



Agenzia Nazionale per le Nuove Tecnologie,
l'Energia e lo Sviluppo Economico Sostenibile



Ministero dello Sviluppo Economico

RICERCA DI SISTEMA ELETTRICO

Studio dei principali parametri di schiumatura per schiume di alluminio e supporto alla progettazione di un impianto pilota di schiumatura

R. Montanari



STUDIO DEI PRINCIPALI PARAMETRI DI SCHIUMATURA PER SCHIUME DI ALLUMINIO
E SUPPORTO ALLA PROGETTAZIONE DI UN IMPIANTO PILOTA DI SCHIUMATURA

R. Montanari (Dipartimento Ingegneria Meccanica Università ROMA TOR VERGATA)

Settembre 2011

Report Ricerca di Sistema Elettrico

Accordo di Programma Ministero dello Sviluppo Economico – ENEA

Area: Razionalizzazione e risparmio nell'uso dell'energia elettrica

Progetto: Studio per lo sviluppo di materiali innovativi per il risparmio di energia nel settore elettrico con particolare attenzione ai materiali per i mezzi di trasporto collettivi: Nuovi materiali e componenti innovativi per i mezzi di trasporto

Responsabile Progetto: Giovanni Pede, ENEA

Inquadramento programmatico.

Il Presente Report si inquadra nella Ricerca di Sistema Elettrico svolta dall'ENEA nell'ambito del relativo Accordo di Programma Ministero dello Sviluppo Economico – ENEA.

La Ricerca di Sistema ha come obiettivo l'innovazione del Sistema Elettrico per migliorarne l'economicità, la sicurezza e la compatibilità ambientale, assicurando al Paese le condizioni per uno sviluppo sostenibile.

Per lo svolgimento delle attività di ricerca e sviluppo previste dal Piano Triennale della Ricerca di Sistema Elettrico il Ministero dello Sviluppo Economico ha stipulato Accordi di Programma con ENEA, CNR ed ERSE.

Le attività sono finanziate attraverso un fondo alimentato dalla componente A5 della tariffa di fornitura dell'energia elettrica, il cui ammontare viene stabilito dall'Autorità per l'Energia Elettrica e il Gas.

Nell'Accordo di Programma sono previsti temi di ricerca fondamentale e studi di carattere sistemico e prenormativo a totale beneficio dell'utente di sistema elettrico nazionale.

Le ricerche sono condotte dall'ENEA in collaborazione con le principali Istituzioni universitarie nazionali (oltre 28 Atenei e 65 diversi Dipartimenti coinvolti) e con le partecipate SOTACARBO e FN Nuove Tecnologie Avanzate. Nell'ambito dell'Accordo di Programma Triennale, l'ENEA ha terminato le attività terzo anno di attività.

L'accordo è meglio definito da un piano annuale di realizzazione, suddiviso in Attività. Ogni attività ha un contesto scientifico-programmatico di riferimento, suddiviso in aree e tematiche di ricerca, in ognuna delle quali sono definiti specifici progetti di ricerca, a loro volta suddivisi in obiettivi da perseguire.

Nel dettaglio, l'inquadramento programmatico completo del presente report è il seguente:

Accordo di Programma MSE-ENEA: Attività di ricerca e sviluppo di interesse generale per il sistema elettrico nazionale

Piano Triennale 2006-2008

Piano annuale di realizzazione Terza annualità (2008-2009): da realizzarsi tra l'ottobre 2010 ed il settembre 2011

Attività: Risparmio di energia elettrica nei mezzi di trasporto: nuovi materiali e componenti innovativi per i mezzi di trasporto

Area di riferimento: razionalizzazione e risparmio nell'uso dell'energia elettrica

Tematica di ricerca: risparmio di energia elettrica nei mezzi di trasporto elettrici

Progetto 3.5: studio per lo sviluppo di materiali innovativi per il risparmio di energia nel settore elettrico con particolare attenzione ai materiali per i mezzi di trasporto collettivi: nuovi materiali e componenti innovativi per i mezzi di trasporto

Obiettivo E: Analisi dello stato dell'arte e qualificazione chimico/fisica di AFS standard e sviluppo di processi di schiumatura innovativi

SOMMARIO

CAPITOLO 1.....	6
Analisi dello stato dell'arte ed individuazione di processi di produzione.....	6
1.1 <i>Introduzione</i>	7
1.2 <i>Applicazioni strutturali</i>	7
1.3 <i>Applicazioni funzionali</i>	9
1.4 <i>Metodi di produzione</i>	10
1.4.1 Decomposizione di agenti schiumanti nel fuso.	10
1.4.2 Metodo delle polveri	12
1.4.3 Iniezione di gas nel fuso.....	31
1.4.4 Replica di una matrice polimerica	32
1.4.5 Utilizzo di Space Holder	33
Processo con NaCl	36
Processo con carbamide sferica	40
Processo con zucchero di canna	43
Processo con SiO ₂ gel	44
1.5 <i>Proprietà meccaniche</i>	47
Lastre di alluminio monolitico.....	51
Sandwich con schiuma a celle chiuse.....	52
Sandwich con cuore in struttura honeycomb	54
Sandwich con schiuma a celle aperte	54
1.6 <i>Tecniche di produzione di sandwich in schiuma di alluminio</i>	60
1.7 <i>Problemi aperti e sviluppi della ricerca</i>	63
Riferimenti bibliografici CAPITOLO1	66
Capitolo2	70
Descrizione del processo di produzione di schiume metalliche e correlazione di parametri di processo con la dimensione e distribuzione delle celle	70
2.1 <i>Introduzione</i>	71
2.2 <i>Preparazione delle schiume</i>	72
2.3 <i>Analisi morfologica</i>	72

2.4	<i>Risultati sperimentali</i>	73
2.5	<i>Discussione dei risultati</i>	79
2.6	<i>Conclusioni</i>	80
	Bibliografia CAPITOLO2	81
Capitolo 3	83
Prove di diffrazione dei raggi X in temperatura	83
3.1	<i>Introduzione</i>	84
3.2	<i>Set UP sperimentale</i>	84
3.3	<i>Prove di diffrazione dei raggi X in temperatura</i>	85
3.4	<i>Conclusioni</i>	88
	Bibliografia CAPITOLO3	90
Capitolo 4	91
Esame degli aspetti critici per produrre componenti in schiuma metallica di maggiori dimensioni	91
4.1	<i>Analisi delle criticità insite nel passaggio dalla scala di laboratorio a quella pre-industriale</i>	92
4.2	<i>Conclusioni e sviluppi futuri</i>	94

CAPITOLO 1

Analisi dello stato dell'arte ed individuazione di processi di produzione

1.1 Introduzione

Questo rapporto descrive sulla base di dati di letteratura scientifica i metodi di produzione e le applicazioni delle schiume metalliche con particolare riferimento a quelle di alluminio. Nel testo il termine "schiuma" viene usato in senso lato comprendendo tutti i materiali porosi a base metallica. In senso rigoroso si dovrebbe parlare di schiuma solo per quei materiali dove bolle di gas sviluppatasi nel metallo fuso si conservano con la successiva solidificazione originando la porosità.

Le schiume metalliche abbinano peso ridotto con buona rigidità, resistenza meccanica, capacità di smorzamento, resistenza agli shock e ridotta conducibilità termica. Oggi vengono prodotte schiume di numerosi metalli e leghe (Al, Ti, Fe, Cu, Pb, superleghe ecc.).

Le possibili applicazioni di una schiuma metallica dipendono da:

- 1- il metallo di cui essa è composta;
- 2- la sua morfologia, cioè porosità (aperta, semi-aperta o chiusa), dimensione e forma delle celle, densità;
- 3- la possibilità di impartire alla schiuma la forma voluta;
- 4- i costi per produrre componenti su scala industriale.

Anche se la distinzione è discutibile, si può dire per comodità che le schiume possono avere applicazioni *strutturali* e *funzionali* in numerosi settori (automobilistico, aeronautico, aero-spaziale, strutture off-shore ecc.). Esistono diversi procedimenti di fabbricazione (vedi p.e. [1-2]) e specifici brevetti sono stati sviluppati in vari paesi. Anche se le potenzialità d'impiego di questi materiali sono enormi, l'insufficiente conoscenza dei meccanismi fisici che governano la formazione delle schiume metalliche impedisce di ottenere prodotti con caratteristiche ben riproducibili e quindi ne limita oggi un'applicazione su larga scala.

1.2 Applicazioni strutturali

In **campo automobilistico** possono essere sfruttate parecchie proprietà delle schiume metalliche, in particolare delle schiume di Al, di cui un esempio è mostrato in Fig. 1.

Un materiale con caratteristiche ideali per assorbire energia in caso d'incidente deve avere una curva σ - ε praticamente rettangolare, cioè una volta raggiunto un valore critico di stress deve continuare a deformarsi esibendo un plateau di σ . Il materiale deve inoltre avere un'alta capacità di assorbimento per unità di volume e buona isotropia. Quest'ultima proprietà è importante affinché la sicurezza dei passeggeri sia garantita a prescindere dalla direzione in cui ha luogo l'impatto. Le schiume omogenee di Al rispondono in modo eccellente a questi requisiti. La maggioranza degli studi applicativi considera schiume con una pelle esterna di metallo compatto poiché in queste condizioni l'andamento della curva σ - ε approssima meglio le condizioni ideali ed è migliore anche il comportamento a corrosione, anche se ciò è realizzato un po' a scapito della densità.

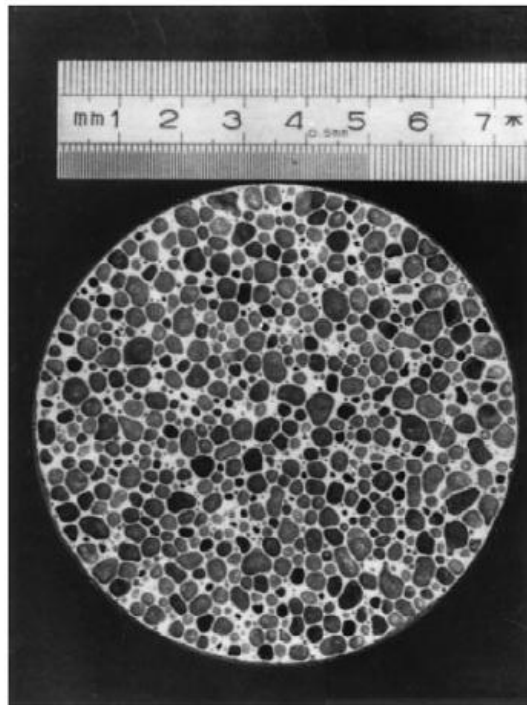


Fig. 1: La macrografia mostra la sezione di un cilindro di schiuma in lega di Al a celle chiuse.

Dal momento che il fattore di smorzamento di una schiuma è circa dieci volte maggiore di quello del corrispondente metallo monolitico, un altro interessante utilizzo riguarda il controllo del rumore e l'isolamento acustico. Le schiume possono essere efficaci sia per attenuare rumori che provengono dall'ambiente esterno sia per limitare vibrazioni di organi di macchine che, oltre a dar luogo ad onde sonore indesiderate, possono provocare rotture degli organi stessi. Un'onda sonora che entra in un materiale poroso è in parte riflessa e in parte attraversa la struttura. Una parte dell'onda che entra è assorbita mentre la rimanente è trasmessa. Le onde sonore entranti in una struttura porosa vengono attenuate, in maniera maggiore se i pori sono interconnessi da piccoli canali. Schiume metalliche possono raggiungere elevatissimi livelli di assorbimento, fino al 99% per alcune frequenze (1-5 kHz). Pannelli di schiume metalliche sono già stati usati in Giappone come assorbitori acustici lungo strade con traffico particolarmente intenso e in alcuni tunnel ferroviari per attenuare le onde sonore del treno ad alta velocità Shinkansen. Pannelli di schiuma sono inoltre utilizzati anche per assorbire suoni agli ingressi degli edifici pubblici. La capacità di assorbire energia delle schiume metalliche è importante per treni leggeri e tram che operano in ambiente urbano, riducendo le conseguenze in caso di urto. I vantaggi sono gli stessi dell'utilizzo nel settore automobilistico, con la differenza che le dimensioni e le masse dei vagoni ferroviari sono molto maggiori.

Le costruzioni leggere si basano su un rapporto rigidità / massa molto elevato. In questa particolare applicazione le schiume metalliche si trovano a competere con strutture ad alveare (honeycomb) sempre in lega leggera (principalmente Al). Le

strutture a base di schiuma tuttavia risultano più facili da realizzare anche in geometrie complicate, meglio sopportano i danneggiamenti e l'eventuale rottura ha conseguenze meno catastrofiche. Inoltre mostrano ulteriori utili proprietà quali per esempio la resistenza al calore o di assorbimento acustico.

Nel *settore aerospaziale*, dove per molti aspetti le problematiche sono simili a quelle del campo automobilistico, il rimpiazzo di costose strutture honeycomb con lamine di schiume di Al può condurre a migliori prestazioni e ad una riduzione dei costi. Da una parte si ricerca una migliore resistenza a taglio e flessione mentre dall'altra si apprezza l'isotropia delle proprietà meccaniche e la possibilità di realizzare strutture composite senza ricorrere ad adesivi. Ne consegue un migliore comportamento in caso di incendio mantenendo più a lungo l'integrità strutturale: Boeing sta valutando l'utilizzo di sandwich di schiuma di Ti, grazie anche alla possibilità di realizzare curvature e forme 3D non realizzabili con strutture honeycomb.

Nella tecnologia spaziale le schiume di Al sono utilizzabili come assorbitori di energia per i veicoli spaziali che devono atterrare e come rinforzo per strutture portanti nei satelliti, sostituendo quei materiali che danno problemi in condizioni estreme (sbalzi di temperatura, vuoto, etc.). E' stato considerato l'uso di schiume in lega Li-Mg, altamente reattiva ma ultraleggera: questa lega, non utilizzabile normalmente, può trovare campo applicativo in condizioni di vuoto.

Nell'*ingegneria civile*, oltre a svolgere funzioni estetiche e decorative, le schiume metalliche possono trovare impieghi particolari: ad esempio possono ridurre il consumo di energia elettrica degli ascensori; porte antincendio ultraleggere fabbricate con particolari leghe di Al, sono sorprendentemente stabili quando esposte alla fiamma libera, nonostante il punto di fusione relativamente basso.

Nel *settore biomedico* leghe di Ti e Co-Cr sono utilizzate grazie alla loro biocompatibilità per realizzare protesi o impianti dentali. Per favorire la crescita tissutale sulla loro superficie si deposita uno strato poroso di materiale biocompatibile. Le proprietà meccaniche delle schiume in lega di Ti possono essere calibrate variandone la densità così da raggiungere i requisiti (resistenza, modulo elastico, etc.) più appropriati per l'impiego specifico.

1.3 Applicazioni funzionali

Alcuni tipi di schiume possiedono caratteristiche diverse da quelle dei più classici materiali porosi prodotti mediante metallurgia delle polveri, pertanto possono essere complementari a questi in impieghi di filtrazione e separazione.

Schiume con porosità aperta di metalli con alta conducibilità termica, p.e. Cu, possono essere usate come scambiatori di calore: liquidi e gas scorrono attraverso la struttura della schiuma scaldandola o raffreddandola. Un esempio di tale applicazione è rappresentato dai sistemi compatti di raffreddamento di dispositivi microelettronici con alta densità di dissipazione di energia come i chips dei computer.

Metalli con struttura cellulare hanno già parzialmente sostituito i ceramici come supporti catalitici, poiché hanno buona conducibilità termica e duttilità. Un brevetto tedesco [3] è basato sulla preparazione di un lamierino in schiuma metallica, sul

riempimento di questo con una barbottina contenente i catalizzatori, seguito da un trattamento termico ad alta temperatura. Questo metodo permette di ottenere un'eccellente resistenza meccanica poiché il catalizzatore non si stacca dal supporto anche dopo molti cicli.

Schiume di Pb potrebbero esser impiegate come elettrodi nelle batterie al posto dei lamierini in Pb massivo. Schiume di Ni sono già state usate come elettrodi sia in batterie NiCd ricaricabili, per ridurre il peso e per raggiungere una più alta densità di energia [4], che in reattori elettrochimici per migliorarne le prestazioni [5-6]. Interessanti sono anche le possibilità di immagazzinare e trasferire liquidi (p.e. cuscinetti autolubrificanti, rulli porosi per distribuire omogeneamente acqua, adesivi o altri liquidi su una superficie ecc.).

Uno specifico vantaggio delle schiume usate come materiali per serbatoi, è quello di limitare rispetto ai materiali tradizionali lo sloshing, cioè le indesiderate oscillazioni del liquido dovute ad un parziale riempimento del serbatoio.

Come ultimo punto si deve accennare alle applicazioni artistiche e decorative, che non sfruttano le proprietà chimico-fisiche ma l'aspetto estetico particolare. Schiume di Al sono già state usate per costruire oggetti di arredamento (lampade, sedie, mobili ecc.) così come altoparlanti di sistemi hi-fi di alto costo. Inoltre, nel campo della gioielleria è stata avanzata l'ipotesi di costruire oggetti in schiuma di Au o Ag per avere un alto rapporto volume-peso e per conferire un aspetto originale ai prodotti.

1.4 Metodi di produzione

Per la produzione di schiume metalliche fondamentalmente si utilizzano cinque metodi:

1. la decomposizione di agenti schiumanti nel fuso,
2. il metodo delle polveri,
3. l'iniezione di gas nel fuso,
4. la replica di una matrice polimerica,
5. l'impiego di *space holder*.

A questi si deve aggiungere il metodo che prevede la saldatura di sfere cave, che in questa prima versione del testo non sarà considerata perché non esistono dati di letteratura specifici per l'alluminio.

1.4.1 Decomposizione di agenti schiumanti nel fuso.

Un primo metodo per la produzione di schiume metalliche consiste nell'aggiungere direttamente al fuso un materiale in grado di liberare gas (agente schiumante). Il più comune agente schiumante utilizzato per l'alluminio e le leghe di alluminio è l'idruro di titanio (TiH_2) che si decompone in Ti e H_2 gassoso se riscaldato a temperature al di sopra di $\sim 400^\circ C$. L'aggiunta di TiH_2 all'alluminio fuso produce un grande volume di H_2 che formerà le bolle di una schiuma a celle chiuse.

In un primo stadio, al fine di stabilizzare e favorire l'effetto schiumogeno, la viscosità del fuso viene aumentata introducendo 1 - 2% di Ca che viene rapidamente ossidato formando particelle di $CaCO$ e $CaAl_2O_4$. Al fuso, energicamente mescolato, viene quindi

aggiunto 1 – 2% di TiH_2 nella forma di particelle di dimensione compresa tra 5 – 20 μm di diametro. Appena le particelle sono disperse nel fuso, il sistema di mescolamento viene ritirato ed il processo di schiumatura ha inizio. Tale processo viene controllato regolando la pressione applicata al fuso, la temperatura ed il tempo di schiumatura. Quando il processo è terminato (tipicamente dieci minuti per la totale decomposizione dell'idruro di titanio) il fuso viene raffreddato evitando la fuoriuscita di idrogeno e la coalescenza o il collasso delle bolle. La frazione in volume di Ca e TiH_2 aggiunti al fuso determina la densità relativa della schiuma ottenuta, ed in combinazione con le condizioni di raffreddamento determina anche la dimensione delle celle ottenute. Le dimensioni delle celle variano dai 0,5 a 5 mm di diametro. Questo procedimento (uno schema è riprodotto in Fig. 2) è stato utilizzato dalla Shinko Wire Company per lo sviluppo della schiuma di alluminio con nome depositato Alporas.

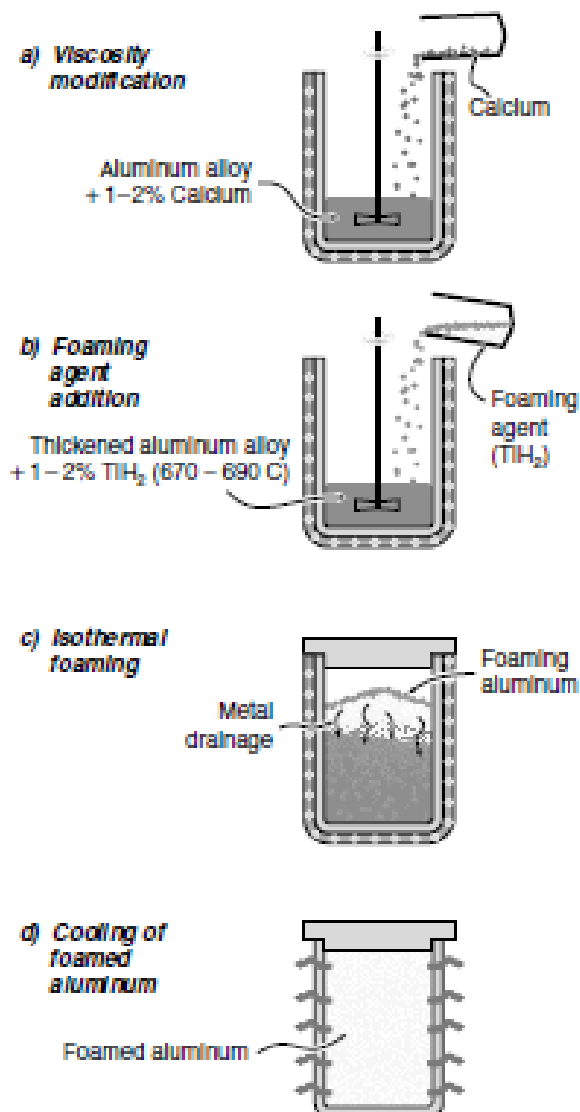


Fig. 2: Schema del processo utilizzato per la produzione di schiume di alluminio utilizzando la decomposizione di particelle direttamente nel fuso [7].

1.4.2 Metodo delle polveri

Un altro metodo per produrre schiume metalliche consiste nel mescolare polveri metalliche con il materiale in grado di liberare gas (p.e. polveri di Al e TiH_2), pressare la miscela per ottenere un precursore compatto ed infine scaldare il tutto portando a fusione il metallo. L'agente schiumante viene scelto in modo che si decomponga ad una temperatura più bassa di quella di fusione del metallo, così che il gas rilasciato possa poi espandere il fuso producendo la schiuma. Per favorire l'effetto schiumogeno si aggiungono delle sostanze in grado di modificare i valori di tensione superficiale e di viscosità del metallo liquido. Ad esempio, nel caso di Al o sue leghe, per aumentare la viscosità del fuso, si aggiunge Ca metallico (si formano CaO , $CaAl_2O_4$) oppure polveri di Al_2O_3 oppure SiC.

Questo procedimento (uno schema è riprodotto in Fig. 3), messo a punto presso l'Istituto Fraunhofer di Brema [8], si trova al momento ad uno stadio di sfruttamento commerciale su piccola scala da parte della società tedesca Schunk-Honsel e dall'austriaca Alulight International GmbH (Fig. 4).

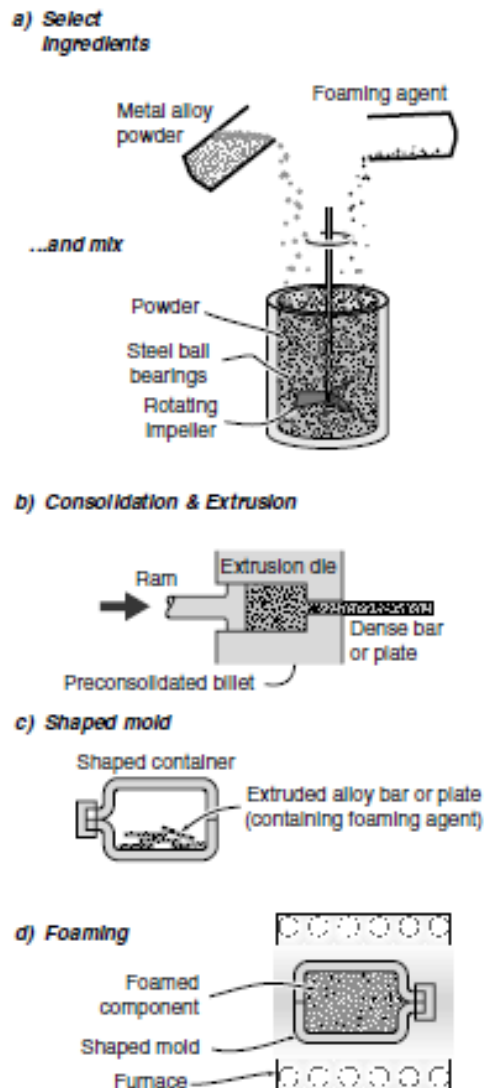


Fig. 3: Schema del processo che utilizza la metallurgia delle polveri [7].



Fig. 4: alcuni prodotti realizzati dalla Alulight International GmbH [9].

Una variante a questo metodo proposta da Shiomi *et al.* [10] prevede l'estrusione a caldo per fabbricare il precursore e successivamente la schiuma di Al.

L'impianto è costituito da due parti fondamentali: l'estrusore delle polveri a caldo e lo stampo per la schiuma metallica (Fig. 5). Le polveri metalliche mescolate con le polveri di TiH_2 vengono poste nel container dell'estrusore dove saranno compattate a temperatura ambiente con una pressione di 100 MPa. Il container viene riscaldato a $420^\circ C$ e le polveri di Al e TiH_2 vengono estruse a caldo in un primo stampo riscaldato. La parte finale di questo stampo viene portata ad una temperatura superiore a quella di fusione di Al o a quella di liquidus della lega di Al. Il processo di formazione della schiuma metallica ha inizio quindi vicino all'uscita del primo stampo, essa viene infine spinta all'interno dello stampo finale, anche questo riscaldato. Le dimensioni iniziali e finali del container dell'estrusore sono rispettivamente 30 e 16,5 mm di diametro, il rapporto di estrusione è 3,3. La densità relativa del precursore è superiore a 0,99. Il primo stampo dove inizia la schiumatura del precursore è mostrato in Fig. 6 (a). Il diametro della forma viene diminuito nel punto dove inizia la formazione della schiuma. Un cilindro di acciaio inox è utilizzato come stampo finale ed è schematizzato in Fig. 6 (b). Questo è circondato da un *line heater* di 1000 W, da un tubo di rame e da un isolante termico (fibra ceramica). Il tubo di rame ha un foro di 10 mm di diametro in cui viene immessa aria compressa utilizzata per il raffreddamento della schiuma.

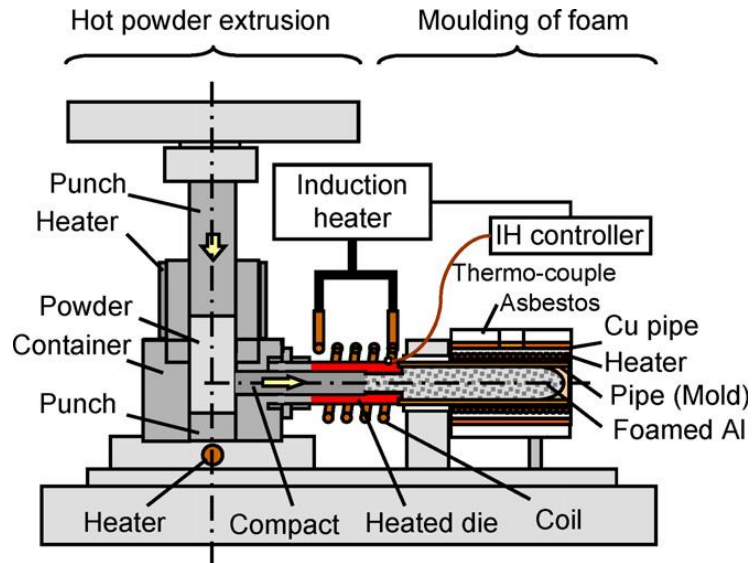


Fig. 5: apparato sperimentale per l'estrusione a caldo e formazione della schiuma metallica [10].

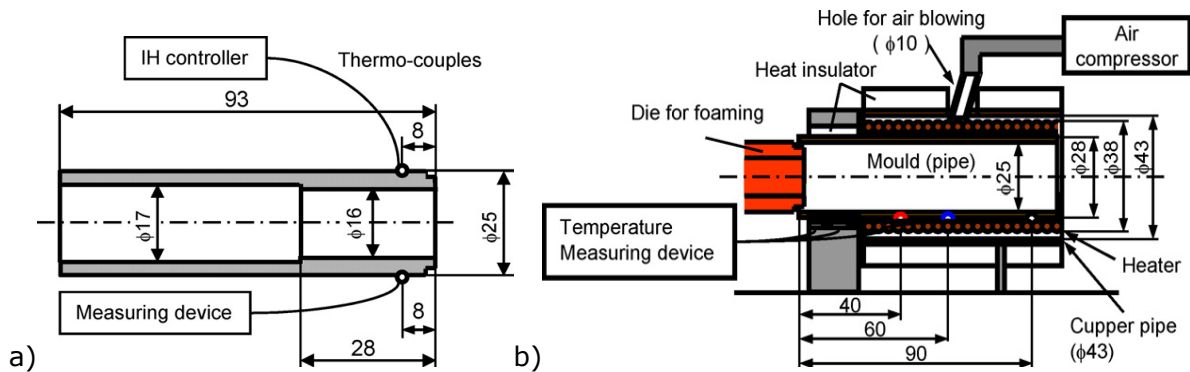


Fig. 6: a) primo stampo dove inizia il processo di schiumatura; b) stampo finale con i sistemi di riscaldamento e raffreddamento per la formazione della schiuma finale [10].

I parametri utilizzati per la produzione delle schiume di Al sono riassunti in Tab. 1. Le schiume ottenute utilizzando due tempi di solidificazione sono mostrate in Fig. 7. Il tempo di solidificazione viene definito come il periodo di tempo che trascorre dalla fine del processo di schiumatura al raggiungimento della temperatura di solidus (572°C) da parte della schiuma.

Aluminium powder	A6061
Foaming agent	TiH ₂
Container temperature (°C)	420
Punch speed (mm/s)	0.45
Forming speed (mm/s)	1.5
Extrusion ratio	3.3
Punch stroke (mm)	18
Heating time of mould (s)	1200

Tab. 1: condizioni sperimentali di estrusione e formatura della schiuma [10].

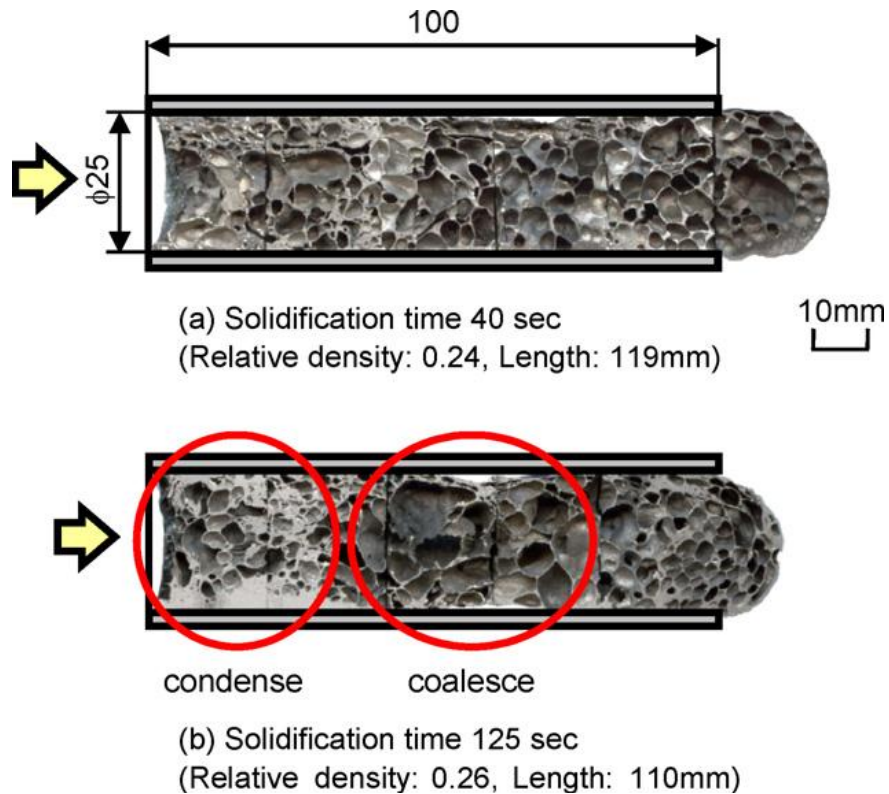


Fig. 7: sezione delle schiume di alluminio ottenute con differenti tempi di solidificazione [10].

Questo lavoro dimostra che le bolle tendono a coalescere quando i tempi di raffreddamento sono troppo lunghi come mostrato in Fig. 7.

Una importante variante del metodo delle polveri è stata messa a punto da Gergerly & Clyne [11]. Le particelle di TiH_2 vengono utilizzate dopo averle pre-trattate in modo da formare sulla loro superficie una barriera protettiva di ossido di titanio che rallenta l'evoluzione di gas nelle prime fasi del processo.

La ricerca riportata in [12] è un ottimo approfondimento del metodo. Sono state utilizzate polveri di TiH_2 con purezza 98,9% e dimensioni $\leq 63 \mu m$. Le polveri vengono caratterizzate ed utilizzate per la formazione di schiume metalliche sia senza alcun trattamento termico, sia dopo trattamenti termici a diverse temperature. I trattamenti vengono eseguiti per temperature di 440, 460, 480, 500 e 520°C; per un tempo di 90, 180 e 360 minuti in aria. Le polveri possono essere trattate in questo modo senza osservare saldatura tra le particelle, questo non è più vero per temperature superiori a 540°C. Il precursore viene preparato mescolando polveri di Al (purezza 99,74%, $< 160 \mu m$), polveri di Si (purezza 98,5%, $< 100 \mu m$), polveri di Cu (purezza 99,8%, $< 250 \mu m$) in proporzioni differenti in modo da ottenere le seguenti leghe: AlSi6, AlSi6Cu4, AlSi6Cu10. In queste miscele è stato poi aggiunto lo 0,5 wt.% di TiH_2 sia nello stato non trattato sia dopo i differenti trattamenti in aria.

Le miscele così ottenute vengono mescolate per 90 min. in un *tumbling mixer*. Le polveri così preparate vengono pressate per ottenere il precursore di forma desiderata.

La miscela di polveri viene prima pressata a temperatura ambiente a formare cilindri di 36 mm di diametro, il cilindro viene poi riscaldato fino a raggiungere una temperatura uniforme di 450°C. Mantenendo questa temperatura viene pressato per 30 min. con pressione di 200 MPa. Per evitare l'incollaggio allo stampo del precursore, quest'ultimo viene rivestito da un aerosol di disolfuro di molibdeno.

Per la formazione della schiuma si riscalda il precursore fino alla temperatura di fusione della lega. A tal fine il precursore viene posto in una forma di acciaio preriscaldato e posto nella fornace fino a formazione della schiuma. Una termocoppia a contatto col campione permette di monitorare la temperatura durante l'intero processo. Per il precursore in alluminio viene utilizzata una temperatura del forno di 750°C, per le leghe la temperatura di 650°C. Una immagine del precursore dopo la compattazione è mostrata in Fig. 8.

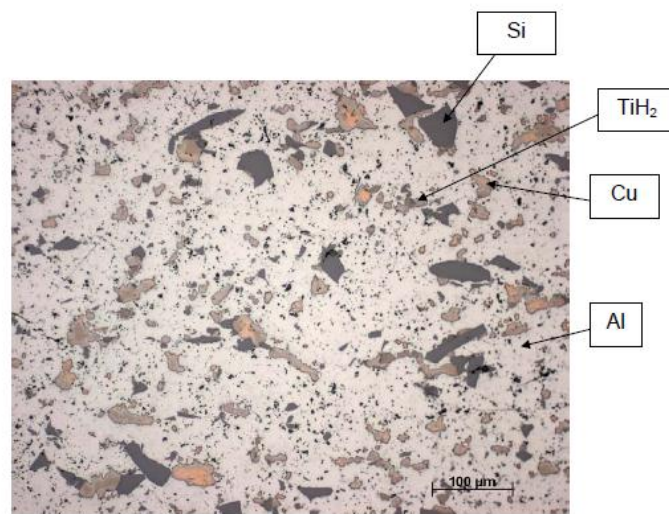


Fig. 8: Precursore ottenuto con lega di AlSi6Cu10 contenente 1 wt.% di TiH₂ [12]

L'immagine mostra una distribuzione omogenea delle polveri dopo la compattazione.

Il processo di schiumatura viene bloccato in modo da ottenere una espansione del precursore iniziale di circa il 60 %. La Fig. 9 mostra la dipendenza tra il tempo di schiumatura e la temperatura a cui il precursore ha raggiunto circa il 60 % del volume iniziale. I grafici sono divisi per lega utilizzata.

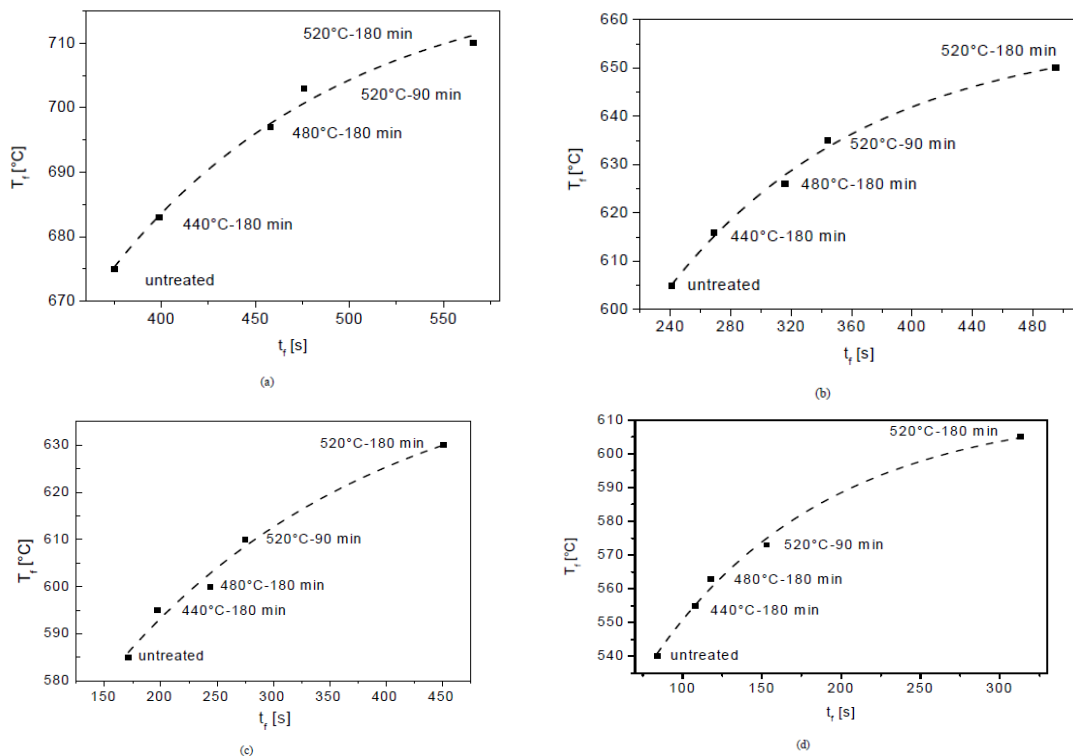


Fig. 9: Temperatura finale del campione vs tempo di schiumatura per campioni schiumati fino ad ottenere il 60% di porosità con TiH_2 pretrattato in differenti modi come specificato nei diagrammi: a) precursore in Al; b) precursore in AlSi6; c) precursore in AlSi6Cu4; d) precursore in AlSi6Cu10. La temperatura del forno è di 750°C per a); 650°C per b), c), d) [12].

Si osserva come il tempo per raggiungere l'espansione desiderata sia maggiore per i precursori contenenti TiH_2 pretrattato a temperature più elevate.

Il trattamento in aria delle polveri di TiH_2 ne causa l'ossidazione superficiale. Aumentando la temperatura e il tempo del trattamento si aumenta lo strato di ossido formato. L'ossidazione non produce effetti visibili sulla morfologia delle polveri di TiH_2 (Fig. 10).

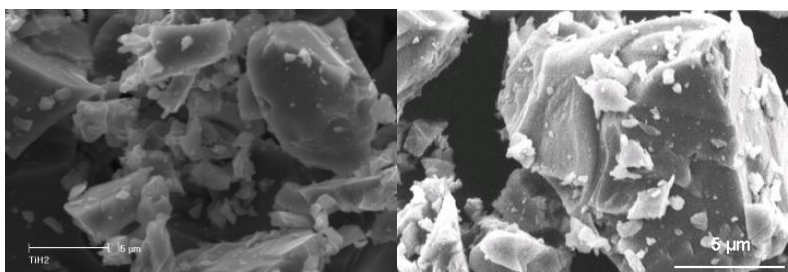


Fig. 10: immagini SEM delle polveri di TiH_2 non trattato (sinistra); trattato in aria a 480°C per 180 minuti [12].

L'influenza del livello di ossidazione del TiH_2 sulla morfologia delle celle è mostrato in Fig. 11 e Fig. 12. In tutti i casi si nota come TiH_2 non trattato produce pori con bordi frastagliati e una grandezza delle celle non uniforme. I pori diventano maggiormente sferici ed hanno una maggiore uniformità nelle dimensioni all'aumentare della temperatura e del tempo del trattamento termico effettuato sul TiH_2 . Inoltre si nota come incrementando il contenuto di Cu nella lega si aumenta l'uniformità nella dimensione dei pori.

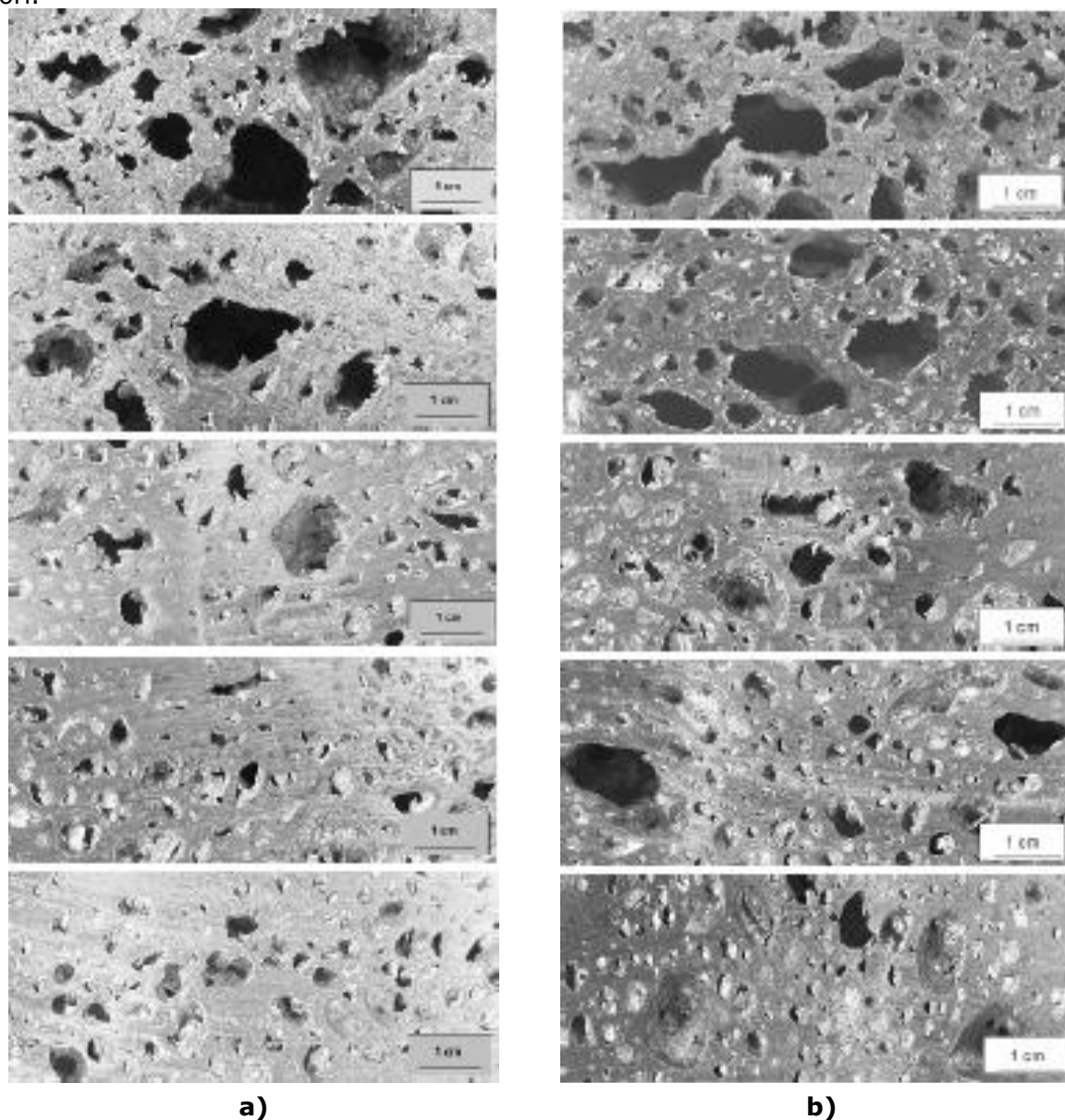
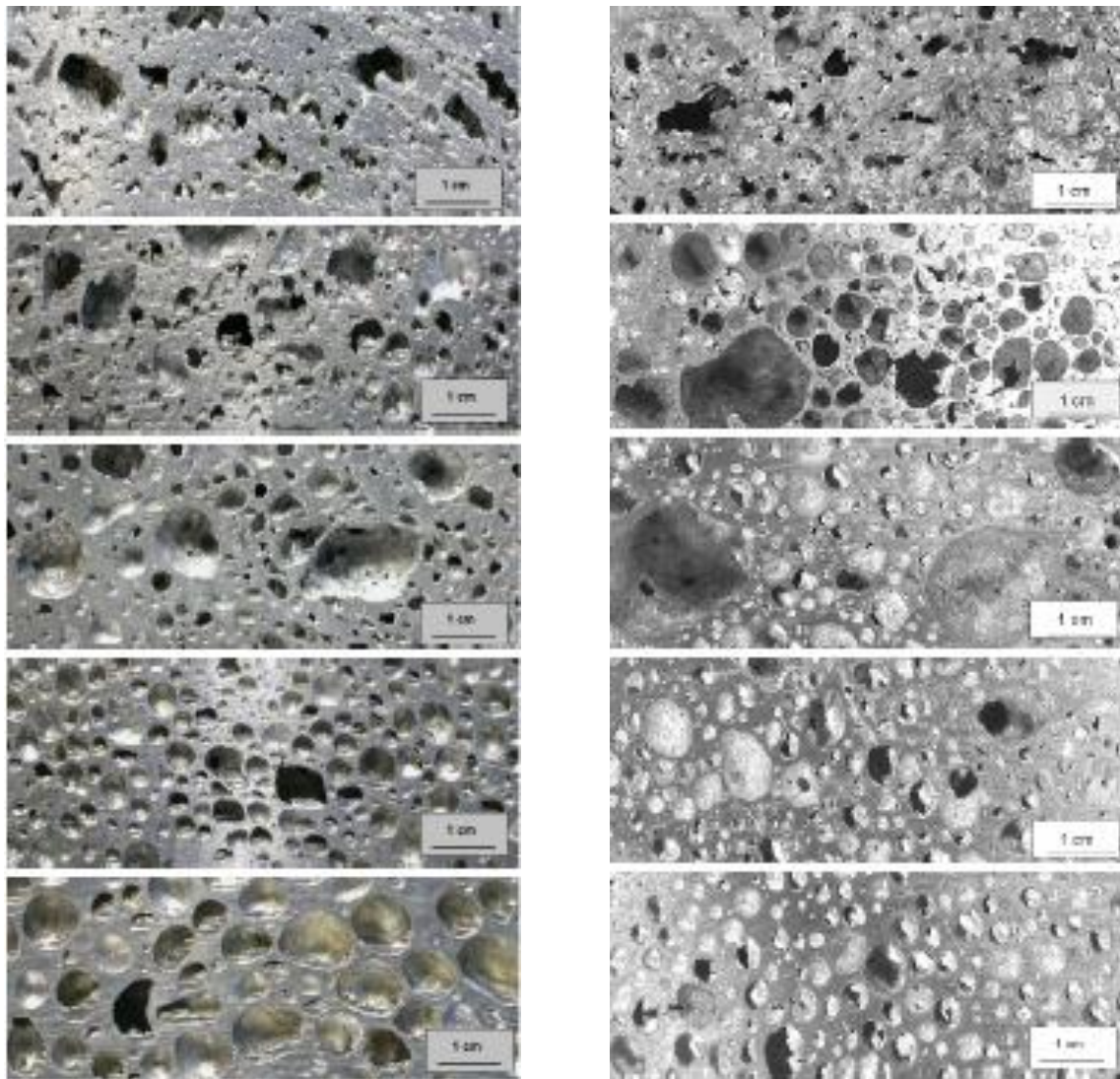


Fig. 11: a) schiuma di Al usando (dall'alto): TiH_2 non trattato (porosità $P=58\%$); TiH_2 pretrattato $440^\circ C$, 180 min ($P=56\%$); TiH_2 pretrattato $480^\circ C$, 180 min ($P=61\%$); TiH_2 pretrattato $520^\circ C$, 90 min ($P=60\%$); TiH_2 pretrattato $520^\circ C$, 180 min ($P=62\%$). b) schiuma di $AlSi_6$ usando (dall'alto): TiH_2 non trattato ($P=62\%$); TiH_2 pretrattato $440^\circ C$, 180 min ($P=60\%$); TiH_2 pretrattato $480^\circ C$, 180 min ($P=63\%$); TiH_2 pretrattato $520^\circ C$, 90 min ($P=63\%$); TiH_2 pretrattato $520^\circ C$, 180 min ($P=58\%$) [12].



a)

b)

Fig. 12: a) schiuma di AlSi₆Cu₄ usando (dall'alto): TiH₂ non trattato (porosità P=53%); TiH₂ pretrattato 440°C, 180 min (P=56%); TiH₂ pretrattato 480°C, 180 min (P=61%); TiH₂ pretrattato 520°C, 90 min (P=60%); TiH₂ pretrattato 520°C, 180 min (P=57%).

b) schiuma di AlSi₆Cu₁₀ usando (dall'alto): TiH₂ non trattato (P=61%); TiH₂ pretrattato 440°C, 180 min (P=61%); TiH₂ pretrattato 480°C, 180 min (P=63%); TiH₂ pretrattato 520°C, 90 min (P=62%); TiH₂ pretrattato 520°C, 180 min (P=56%) [12].

I risultati ottenuti possono essere spiegati considerando il comportamento della decomposizione delle polveri di TiH₂.

Analisi di termogravimetria, calorimetria e spettroscopia di massa sono state effettuate sulle polveri di TiH₂ sia non trattato sia dopo i trattamenti a varie temperature.

La Fig. 13 mostra come il rilascio di idrogeno e il comportamento della decomposizione del TiH₂ non trattato, sia funzione del tempo e della temperatura. In

questo caso è stato applicata una velocità di riscaldamento di 10 K/min sotto flusso di argon.

Il profilo di temperatura è stato mantenuto lineare per tutto l'esperienza. Nelle polveri non è presente ossigeno, quindi la perdita in peso può essere attribuita al rilascio di idrogeno. La curva termogravimetrica (TG) mostra differenti cambiamenti nella pendenza, questi diventano più evidenti analizzando la derivata (DTG). Due picchi e una spalla vengono rilevati sia dalla DTG sia dalla curva della spettroscopia di massa (MS), quindi il processo di decomposizione avviene in tre *steps*. Il primo *step* di rilascio dell'idrogeno parte a circa 415°C e ha il massimo a circa 524°C (1). Una seconda deidrogenazione parte circa a 540°C ed ha il massimo attorno ai 626°C. La spalla attorno agli 800°C indica la presenza di un terzo *step* ma non è interessante poiché temperature così alte non vengono raggiunte durante la formazione della schiuma metallica. L'analisi calorimetrica (DSC) mostra come il rilascio di idrogeno inizi ad una temperatura attorno ai 390°C (2), e come questa reazione sia endotermica.

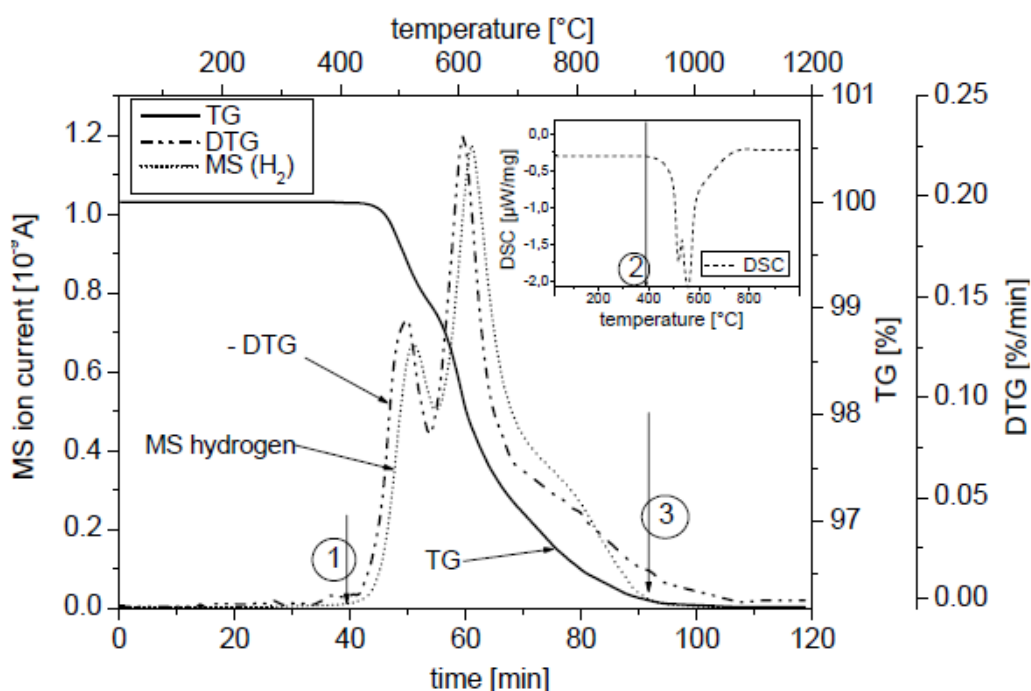


Fig. 13: analisi calorimetrica (DSC), termogravimetrica (TG), variazione di massa (-DTG = -d/dt(TG)), spettroscopia di massa (MS) del segnale H₂ per TiH₂ non trattato, scaldato da 30 a 1200°C a 10 °K/min sotto argon [12].

Sottoponendo le polveri di TiH₂ al trattamento termico in aria si ha un differente comportamento della decomposizione, come mostrato in Fig. 14.

Il trattamento a 440 °C per 180 min. ha l'effetto di eliminare il primo stage di decomposizione. Il trattamento in aria modifica in maniera apprezzabile sia la temperatura di inizio della decomposizione, sia la temperatura a cui si ha il massimo rilascio di gas. Questo spostamento a temperature maggiori del rilascio del gas provoca

la formazione di schiume metalliche con una distribuzione omogenea nelle dimensioni dei pori e forme più arrotondate dei pori stessi.

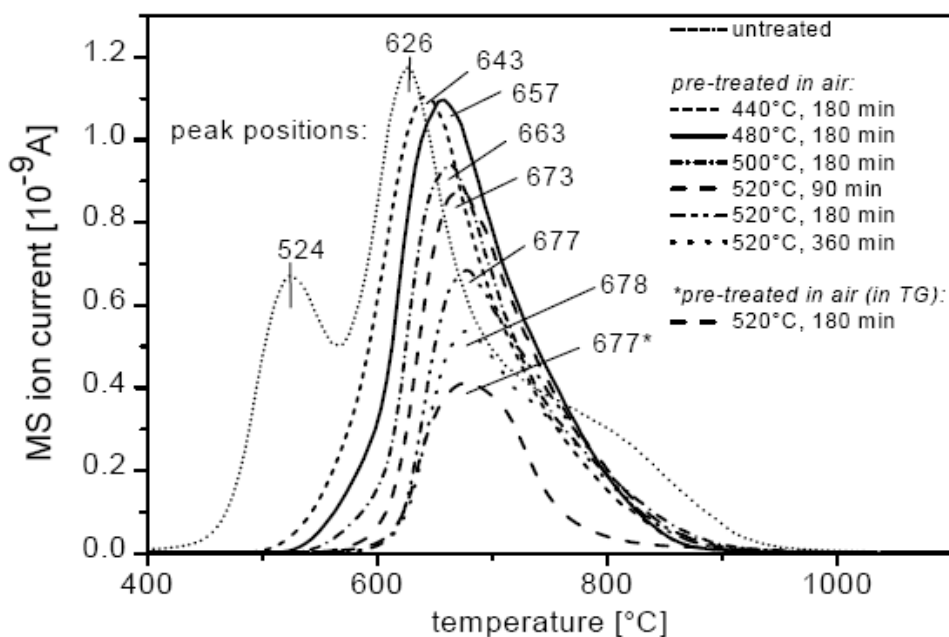


Fig. 14: spettroscopia di massa effettuata sulle polveri di TiH_2 pretrattate in aria; effettuata scaldando da 30°C a 1200°C a 10 K/min in atmosfera di argon. Sono specificate le posizioni dei picchi (in $^\circ\text{C}$) [12].

Sono stati provati anche altri agenti schiumanti al posto di TiH_2 : i ZrH_2 e HfH_2 .

In questo esempio vengono utilizzate polveri di ZrH_2 (purezza 99,7%, densità $5,47\text{ g/cm}^3$, dimensioni particelle $< 45\ \mu\text{m}$) e HfH_2 (purezza 99,5%, densità $11,4\text{ g/cm}^3$) come agente schiumante al posto del TiH_2 (Fig. 15). Le polveri utilizzate per ottenere il precursore sono polveri di lega di AlSi6Cu4 a cui viene aggiunto lo 0,5 wt.% di ZrH_2 o lo 0,5 wt.% di HfH_2 . La formazione del precursore avviene con le stesse modalità descritte precedentemente.

Sono stati realizzati precursori con ZrH_2 non trattato termicamente e trattato alle temperature di: 400°C per 180 minuti, 480°C per 180 minuti, 520°C per 90 minuti e 180 minuti.

I precursori con HfH_2 sono stati realizzati con agente schiumante non trattato e trattato termicamente a 480°C per 180 minuti.

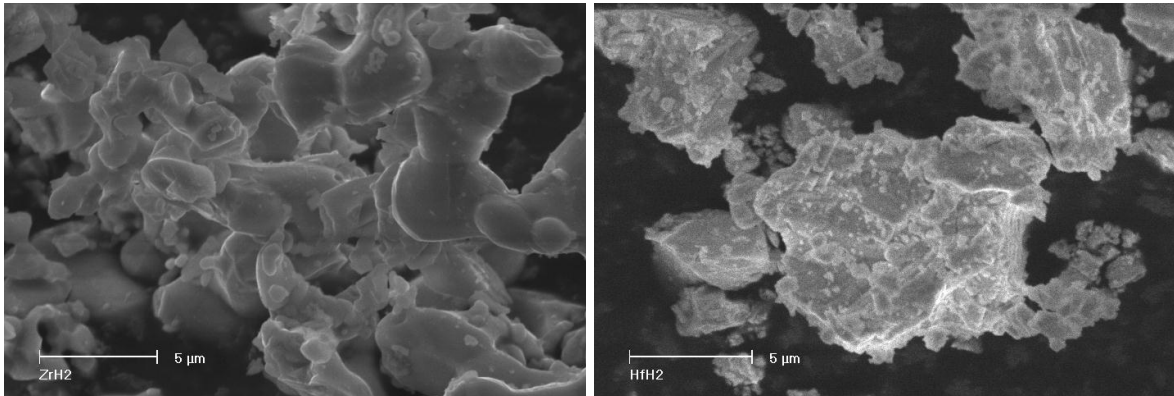


Fig. 15: immagini SEM delle polveri di ZrH_2 a sinistra e HfH_2 a destra [12].

Il processo di schiumatura è avvenuto per tutti i precursori in una forno alla temperatura di $650^\circ C$ fermando il processo quando è stata raggiunta una espansione di circa il 60%.

Come nel caso del TiH_2 il raggiungimento di tale espansione avviene per tempi più lunghi con polveri trattate a temperature maggiori. Come mostrato in Fig. 16 i tempi di schiumatura per i precursori realizzati con HfH_2 sono più brevi comparati con quelli dei precursori realizzati con ZrH_2 .

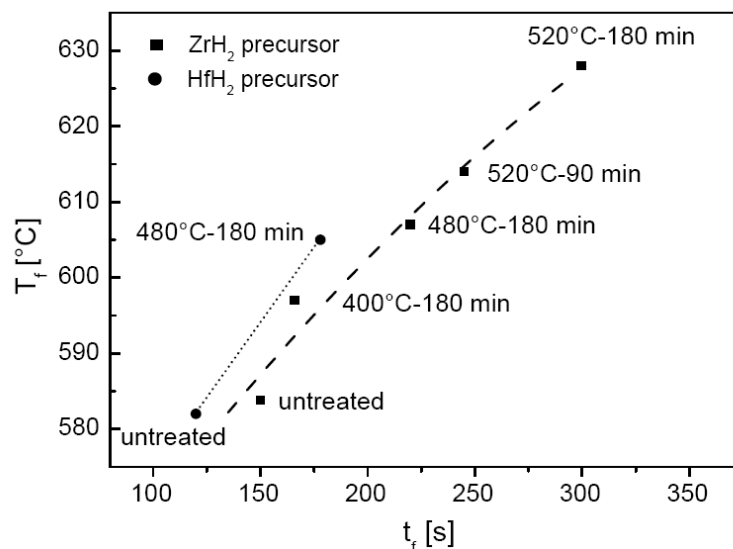


Fig. 16: temperatura finale del campione T_f vs. tempo di schiumatura per schiume di $AlSi6Cu4$ con porosità di circa il 60%, con ZrH_2 e HfH_2 pretrattati in aria come specificato. Temperatura del forno di $650^\circ C$ [12].

Le Fig. 17 e 18 mostrano le schiume ottenute con ZrH_2 e HfH_2 .

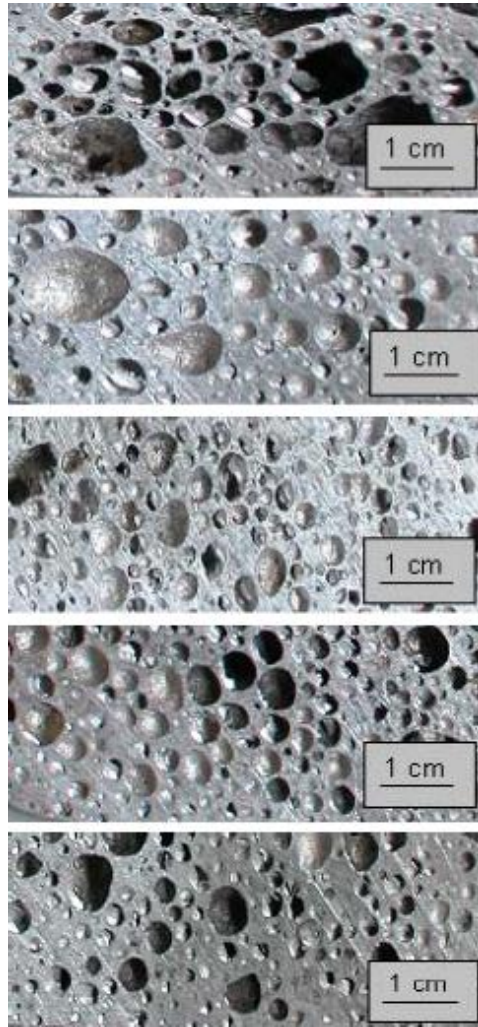


Fig. 17: schiume di AlSi6Cu4 ottenute utilizzando: (dall'alto) ZrH₂ non trattato (porosità P=58%), ZrH₂ pretrattato in aria, 400°C, 180 min. (P=50%), ZrH₂ 480°C, 180 min. (P=50%), ZrH₂ 520°C, 90 min. (P=53%), ZrH₂ 520°C, 180 min (P=52%) [12].

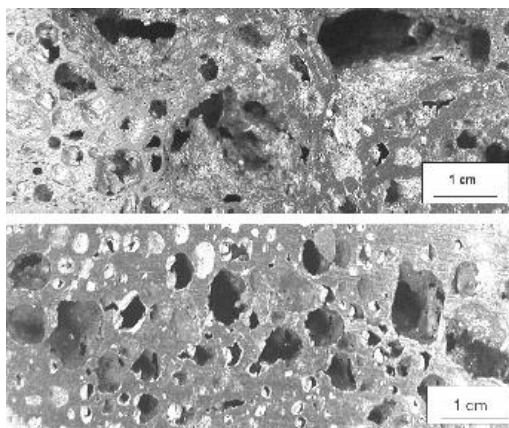


Fig. 18: schiume di AlSi6Cu4 ottenute utilizzando: (in alto) HfH₂ non trattato (P=63%), (in basso) HfH₂ pretrattato in aria a 480°C, 180 min. (P=63%) [12].

Un altro parametro importante che influenza il processo di formazione delle schiume metalliche è il profilo di riscaldamento.

In questo esempio [13] il precursore è stato ottenuto mescolando polveri di $Al_{99,7}$ e $AlSi6Cu4$ e lo 0,5 wt.% di TiH_2 , per poi pressarle a caldo in uno stampo di 36 mm di diametro ad una pressione di 400 kN ad una temperatura di 400°C per 5 minuti.

Il processo di schiumatura è stato eseguito seguendo differenti profili di riscaldamento ed è avvenuto in assenza di stampo utilizzando un forno con integrato un sistema di radioscopia a raggi-X.

I profili di riscaldamento utilizzati possono essere divisi in tre *steps*: un rapido riscaldamento iniziale nello *step1*, differenti evoluzioni della temperatura nello *step2*, un proseguimento isotermico nello *step3*. A questi differenti profili corrispondono differenti cinetiche di espansione come mostrato in Fig. 19.

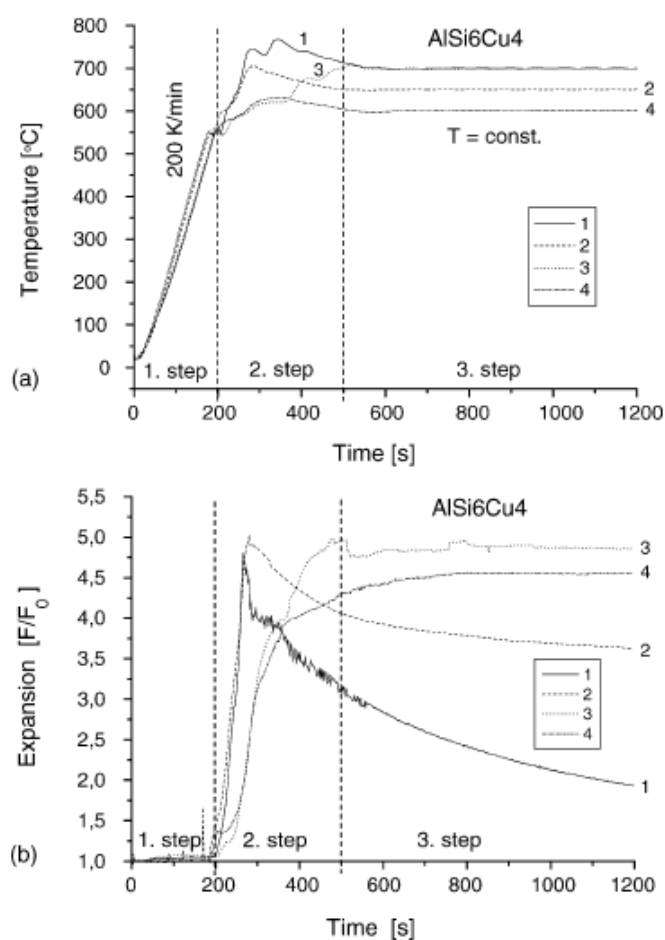


Fig.19: (a): differenti profili di riscaldamento divisi in 3 steps; (b): cinetiche di espansione corrispondenti ai differenti profili in (a). F/F_0 è la variazione della cross - section relativa del campione [13].

Per il primo *step* è stato utilizzato un profilo di riscaldamento molto elevato ~ 200 K/min. Studi precedenti avevano dimostrato come per questa lega si dovesse superare

una velocità di riscaldamento di 50 K/min [14]. Il secondo *step* ha inizio al raggiungimento della temperatura a cui la schiumatura ha inizio.

Il campione 1 mostra l'effetto dell'eccessivo riscaldamento (fino a 750°C) caratterizzato da una rapida e grande espansione con un picco intenso, seguito da un rapido collasso e grande coalescenza.

Il campione 2 è stato riscaldato fino ad una temperatura di 700°C che poi è stata portata a 650°C nel terzo *step*. L'espansione segue un profilo simile a quello del campione 1 ma la coalescenza ed il collasso sono più moderati.

Sia il campione 3 che il campione 4 presentano una maggior stabilità sia nel secondo *step* sia nel terzo. Un più lento profilo di riscaldamento nel secondo *step* produce processi di schiumatura più stabili con espansione finale dipendente dalla temperatura finale.

Anche due carbonati sono stati proposti come agenti schiumanti da utilizzare al posto del TiH_2 : il CaCO_3 e $\text{Ca Mg}(\text{CO}_3)_2$ [15].

Il processo utilizzato per la produzione dei precursori è il *thixocasting* di trucioli prodotti in lavorazioni di taglio e compattati sviluppato da Baumeister et al [16]. Per la produzione dei precursori sono stati utilizzati: trucioli in lega di AlSi9Cu3 con l'aggiunta del 5 wt.% di CaCO_3 come agente schiumante e il 3 wt.% di CaCO come stabilizzante; e trucioli in lega di AlSi9Cu3 con l'aggiunta del 5 wt.% di $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ come agente schiumante e il 3 wt.% di CaCO come stabilizzante. I precursori così preparati vengono messi in un forno e scaldati a circa 640°C per raggiungere lo stato semi - solido. Dopo il raggiungimento dello stato semi - solido, il precursore viene trasferito in uno stampo e pressato (pressione 1,50 MPa, temperatura 250°C, velocità del pistone 0,4 m/sec). Il processo di schiumatura viene portato a termine in assenza di stampo ad una temperatura di 825°C. Come mostrato in Fig. 20 entrambi i composti di calcio hanno dato luogo a schiumatura del campione. La struttura dei pori appare irregolare ma dominata da un gran numero di piccoli pori nel caso del $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ utilizzato come agente schiumante (Fig. 20,b); nel caso del CaCO_3 i pori appaiono di dimensioni maggiori (Fig. 20,a).

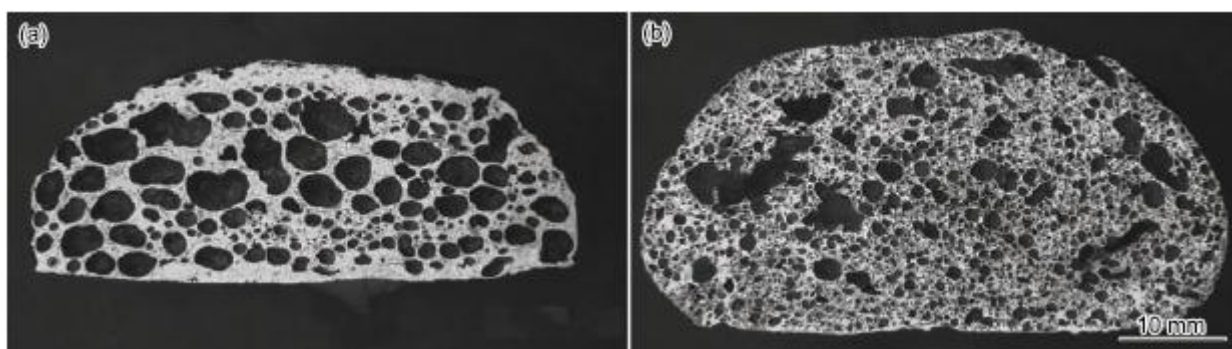


Fig. 20: struttura dei pori per schiuma di AlSi9Cu3 con: a) 5 wt.% CaCO_3 + 3 wt.% CaCO ; b) 5 wt.% $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$ + 3 wt.% CaCO . La temperature di formazione della schiuma è di 825°C in entrambi i casi [15].

Un'altra variante di questo metodo prevede l'utilizzo di una miscela di TiH_2 e di $CaCO_3$. Questo consente di ridurre i costi di produzione e di ottenere dei miglioramenti della stabilità in fase di schiumatura [17].

Un altro parametro che influenza la struttura macroscopica e microscopica delle schiume metalliche è il metodo di raffreddamento. In questo esempio vengono analizzati due metodi: raffreddamento in acqua e in aria [18].

I precursori sono stati realizzati mescolando polveri della lega AlMgSiCu (AA6061) ($< 160 \mu m$) con 0,5 wt.% di TiH_2 . Le polveri vengono prima consolidate attraverso pressatura isostatica a freddo a cui segue una estrusione a caldo. Per la produzione della schiuma metallica un precursore viene inserito in uno stampo cilindrico di acciaio (Fig. 21). La schiumatura avviene in un forno alla temperatura di $730^\circ C$.

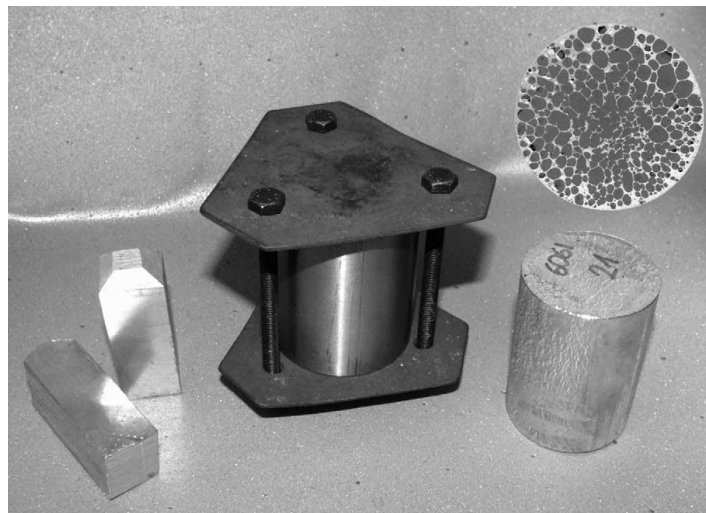


Fig. 21: da sinistra a destra: precursore, stampo, schiuma cilindrica e sua sezione [18].

Sono stati studiati due metodi di raffreddamento: 1) il raffreddamento mediante immersione dell'intero stampo in acqua fredda; 2) raffreddamento mediante aria compressa.

Utilizzando l'acqua è stata misurata una velocità di raffreddamento di circa $10^\circ K/sec$. In questo modo sono stati ottenuti campioni di forma cilindrica di 44,2 mm di diametro, 60 mm di altezza e una densità globale di $0,6 \pm 0,03 g/cm^3$.

Il confronto tra le schiume ottenute con i due metodi di raffreddamento mostrano come questi influenzino la struttura macroscopica delle celle (Fig. 22). La schiuma raffreddata in aria mostra una minore densità corrispondente a celle di grandi dimensioni con pareti cellulari molto sottili nel centro. La schiuma raffreddata in acqua mostra celle di dimensioni minori e pareti cellulari più spesse.

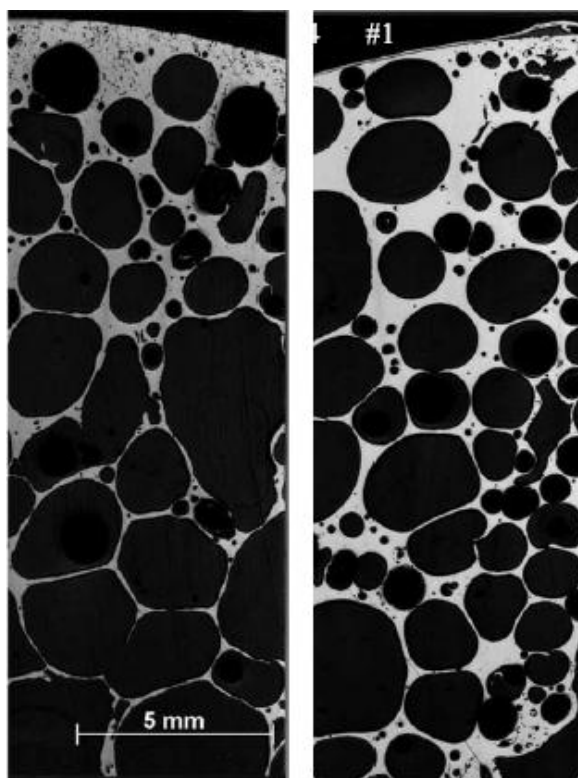


Fig. 22: morfologia cellulare di due campioni raffreddati in aria (sinistra) e in acqua (destra) [18].

Questa differenza è probabilmente dovuta al fatto che l'acqua riesce a raffreddare l'intero cilindro in un tempo minore rispetto all'aria compressa.

L'analisi delle pareti cellulari mostra come quelle ottenute dal raffreddamento in acqua siano più smussate e presentino un minor numero di cricche rispetto alle pareti cellulari ottenute dal raffreddamento in aria (Fig. 23).

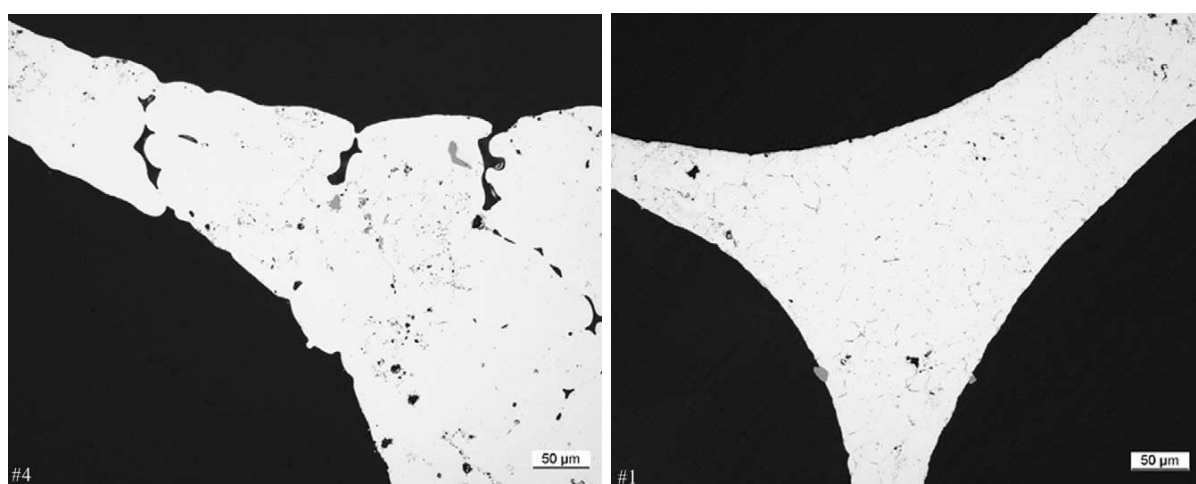


Fig. 23: ingrandimento della struttura cellulare delle schiume visualizzate in Fig.2. A sinistra: raffreddamento in aria; a destra: raffreddamento in acqua [18].

L'importanza del metodo di raffreddamento è stata confermata anche dallo studio di Mukherjee *et al* [19]. In questo lavoro si sono valutati gli effetti del raffreddamento sull'espansione durante la fase di solidificazione (SE).

La schiuma metallica viene prodotta partendo da polveri di Al, Si, Cu per formare leghe di AlSi6Cu4 e AlSi7 e polveri di TiH₂ come agente schiumante. Il TiH₂ è stato pretrattato termicamente a 480°C per 180 minuti. I precursori vengono preparati mescolando 30g di polvere della lega metallica con lo 0,5 wt.% di TiH₂ per 15 minuti. La miscela viene poi pressata a caldo sottoponendola ad una pressione di 300 MPa ad una temperatura di 400°C per 5 minuti. La formazione della schiuma avviene in uno stampo cilindrico di acciaio del diametro di 28 mm. La temperatura di schiumatura è di 600°C; dalla temperatura ambiente ~ 30°C alla temperatura di 600°C il campione viene scaldato con una velocità di 23 K/sec. Finito il processo di schiumatura alla temperatura di 600°C vengono seguite due strade per il raffreddamento: 1) raffreddamento spegnendo il forno; 2) raffreddamento lento: diminuendo gradualmente la temperatura del forno.

La struttura della schiuma solidificata è visualizzata attraverso la tomografia a raggi-X (Fig. 24). Dopo il raffreddamento naturale, le pareti cellulari delle schiume sono libere da difetti ad eccezione di uno nella schiuma di AlSi7 (Fig. 24 c). Sono invece presenti molte pareti cellulari rotte utilizzando un raffreddamento lento (Fig. 24 b e d).

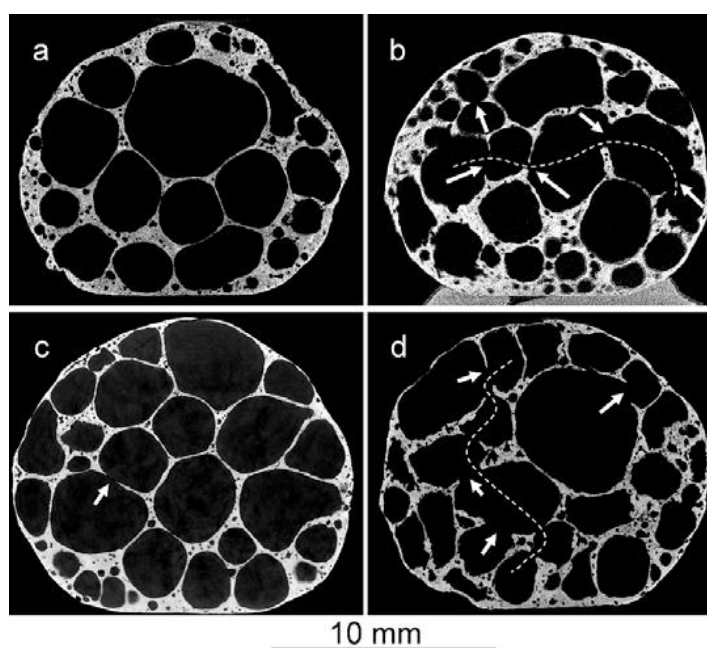


Fig. 24: tomografia a raggi-X delle schiume di AlSi6Cu4 (a e b) e AlSi7 (c e d) solidificate con raffreddamento naturale (a e c) e con raffreddamento lento (b e d). Alcune celle rotte sono indicate dalle frecce. Le linee tratteggiate indicano interconnessioni tra celle [19].

E' stato studiato anche l'effetto dell'aggiunta di particelle di TiC (Fig. 25) ai precursori per la produzione di schiume in alluminio [20].

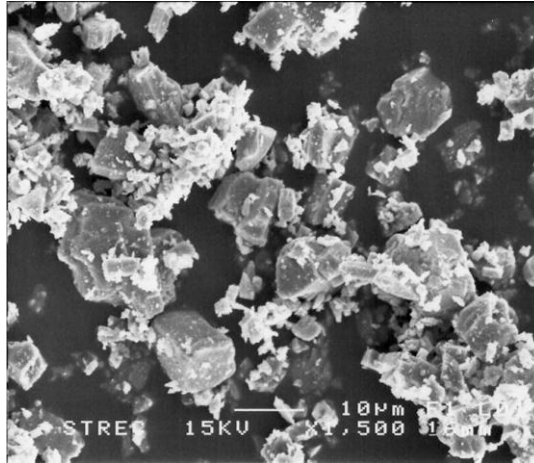


Fig. 25: morfologia delle polveri di TiC [20].

I precursori sono stati ottenuti mescolando polveri di Al (purezza 99,7%, $d_{50} = 102 \mu\text{m}$) con lo 0,6 wt.% di TiH_2 ($< 48 \mu\text{m}$) come agente schiumante e 1, 3, 5 e 7 wt.% di TiC ($d_{50} = 1 \mu\text{m}$). Le polveri sono state pressate a freddo con 600 MPa. I precursori così ottenuti sono stati trasformati in schiuma ponendoli in una forno preriscaldato a 800°C . L'aggiunta di TiC non ha alcun effetto sulla massima espansione della schiuma ma si nota un maggiore collasso della schiuma all'aumentare del tempo (Fig. 26). L'aumento della viscosità del fuso causa un minore drenaggio e una minore coalescenza delle celle (Fig. 27).

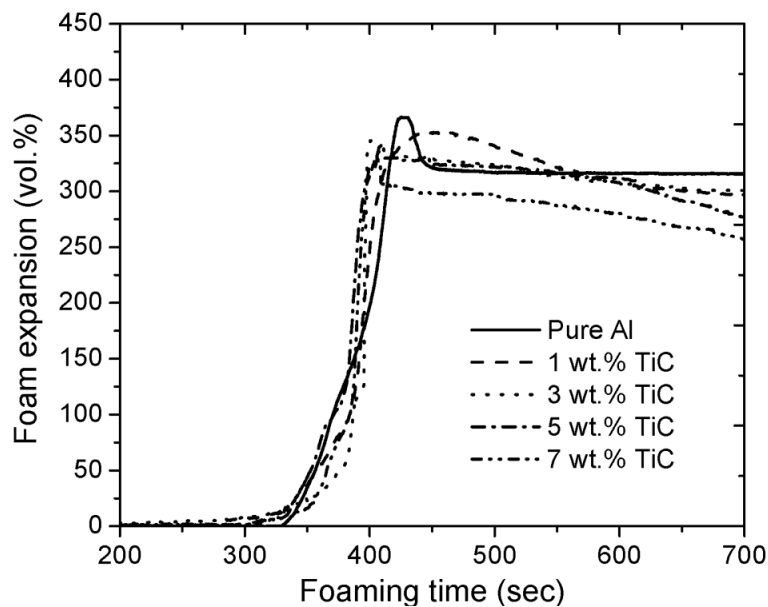


Fig. 26: espansione delle schiume di Al-TiC e Al [20].

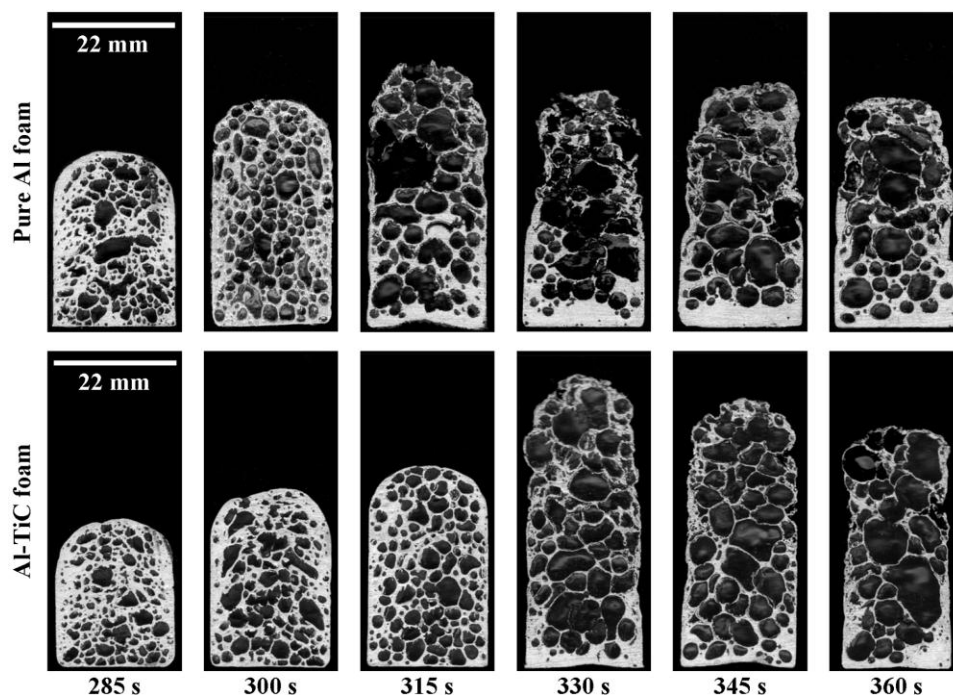


Fig. 27: espansione della schiuma di Al (in alto) e della schiuma di Al-TiC (in basso) a diversi tempi di schiumatura [20].

Inoltre l'aggiunta di TiC provoca un miglioramento del comportamento della schiuma sottoposta a compressione (Fig. 28). Questo dovuto alla modifica della microstruttura delle pareti cellulari come mostrato in Fig. 29.

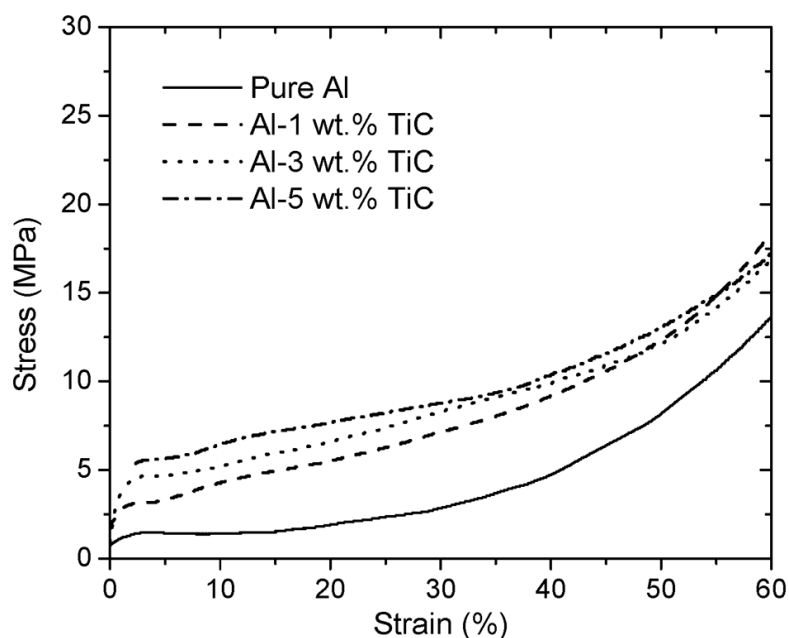


Fig. 28: comportamento in compressione delle schiume di Al-TiC al variare della percentuale in peso di particelle aggiunte [20].

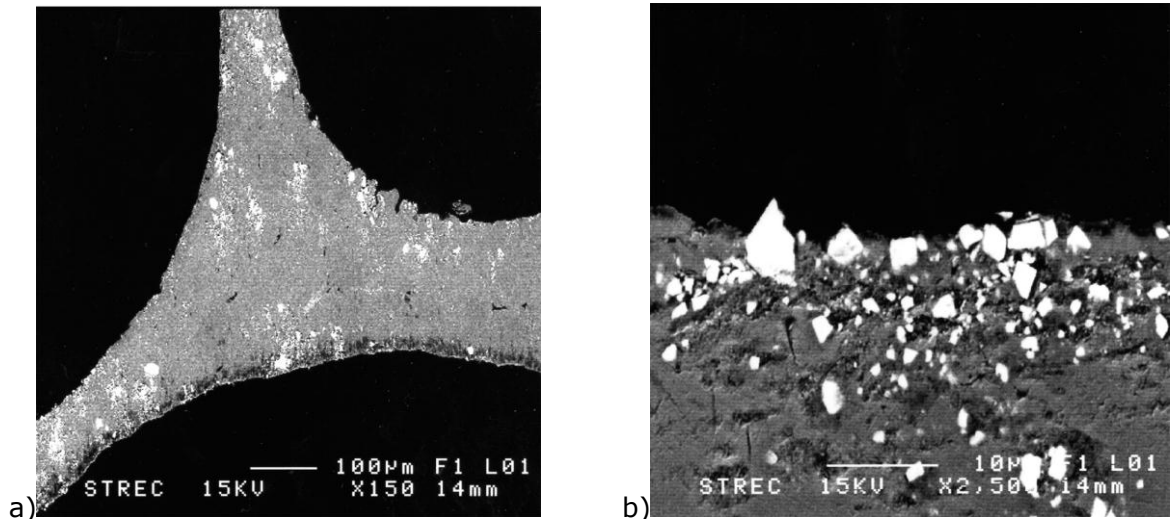


Fig. 29: distribuzione delle particelle di TiC a) all'interno della parete b) sulla parete di una schiuma Al-5 wt.% di TiC [20].

1.4.3 Iniezione di gas nel fuso

Un altro metodo per la produzione di schiume metalliche si basa sull'iniezione di gas direttamente nel fuso. Questa tecnica è semplice da implementare per le schiume in alluminio, data la bassa densità di queste e la non eccessiva ossidazione quando il fuso viene esposto ad aria o altro gas contenente ossigeno [7]. Esistono diverse varianti di questo metodo, una delle quali è illustrata in Fig. 30.

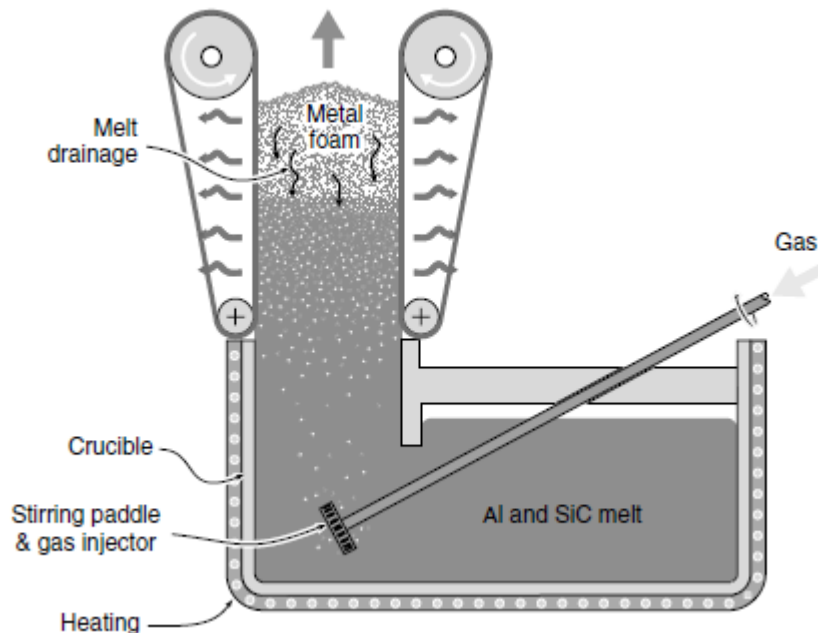


Fig. 30: Schema del processo produttivo mediante iniezione di gas nel fuso sviluppato da NORSK – HYDRO e CYMAT [7].

L'alluminio puro, o una sua lega, è portato a fusione; in esso viene aggiunto il 5 – 15 wt.% di particelle di stabilizzante ceramico. Queste particelle, tipicamente nell'intervallo di 0,5 – 25 μm di diametro [21,22], possono essere di Al_2O_3 , ZrO_2 , SiC , ed hanno il compito di stabilizzare il fuso aumentandone la viscosità. Per creare le bolle possono essere utilizzati diversi gas: l'aria è la più comunemente usata, ma anche diossido di carbonio, ossigeno e gas inerti. Le bolle formate dall'iniezione di gas, migrano verso la superficie del fuso dove la schiuma formata viene prima asportata e poi fatta raffreddare. Con questo metodo si riescono a produrre schiume a celle chiuse di diametro nell'intervallo tra 5 e 20 mm. Il processo è limitato alle sole schiume di alluminio.

1.4.4 Replica di una matrice polimerica

Le schiume metalliche possono essere prodotte anche senza l'introduzione di un gas nel metallo liquido. In questo caso si parte da una schiuma polimerica (p.e. poliuretano a pori aperti), che viene riempita con una barbotina di materiale termoresistente (p.e. una miscela di mullite, resina fenolica e carbonato di calcio). Una volta che la miscela si è asciugata, il polimero viene rimosso con trattamenti termici ed il metallo fuso viene colato nello stampo così ottenuto. Dopo la solidificazione della lega si rimuove il materiale termoresistente, in genere con acqua in pressione, ottenendo una struttura metallica che riproduce quella della schiuma polimerica. Uno schema di questo processo è mostrato in Fig. 31. Il metodo, usato da ERG (USA), si presta bene a realizzare parti complesse preformando opportunamente la schiuma polimerica e permette di ottenere porosità di varia grandezza con diversi metalli e leghe.

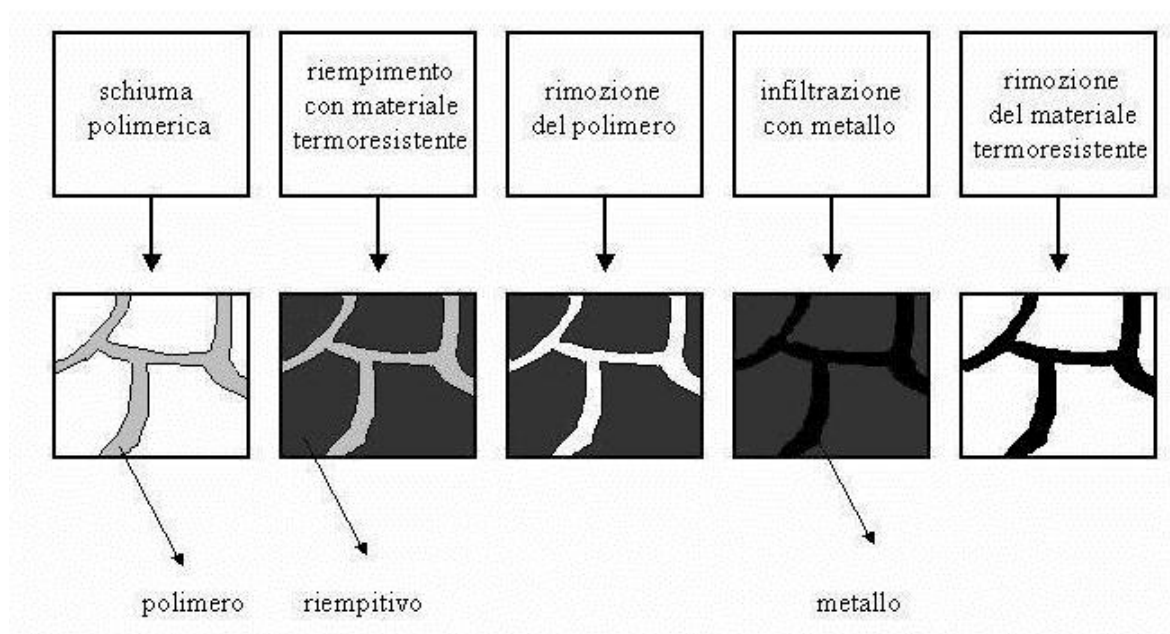


Figura 31: Schema del processo di produzione di schiume metalliche a partire da schiuma polimerica [2].

1.4.5 Utilizzo di Space Holder

Questa metodologia consiste nell'utilizzo di preforme realizzate con particelle (space holder) di sostanze che possono essere poi disciolte mediante un solvente. Le polveri metalliche possono essere mescolate con gli space holder, compattate in uno stampo e poi sinterizzate oppure il metallo può essere iniettato allo stato liquido in una preforma porosa realizzata con gli space holder. Quando gli space holder sono disciolti lasciano delle cavità che copiano la loro forma originale. La dimensione e forma dei pori è principalmente determinata da quella iniziale delle particelle utilizzate per realizzare la preforma. Il materiale utilizzato come space holder deve possedere alcune qualità fondamentali: deve essere inerte nei confronti del metallo o della lega utilizzata, possedere un punto di fusione più alto rispetto a quello del metallo o lega utilizzata, mantenere una certa stabilità dimensionale durante il processo di iniezione o sinterizzazione, essere facilmente disciolto tramite solvente, le particelle devono possedere dimensione e forma desiderate, avere un costo contenuto.

Come space holder sono state provate diverse sostanze (vedi Tab. 2); di seguito verranno esaminati i casi più interessanti.

Foam	Space Holder		
	Material	Particle size (μm)	Dissolution
316L stainless steel	Carbamide	irregular particle shape, 750–1000	Water leaching at room temperature [23]
316L stainless steel	PMMA (Polymethylmethacrylate)	84.7	thermally debinded at 450°C for 1 h in a nitrogen atmosphere [24]
		spherical particles, 10-41	Green parts were thermal debound step-by-step at 1–2°C/min to 600°C for 4h [25]
Al	Al ₂ O ₃ (Aluminium oxide)	112–400	heat treatment [26]
Al	NaCl	irregular shape, 3-4 mm	Firstly, the sintered specimens have been placed into a running hot water bath to leach embedded NaCl particles. Secondly, samples have been immersed in an ultrasonic washer [27]

		Four sizes: 338, 568, 855 and 1500	NaCl particles were leached out in hot water at ~95°C for ~4 h [28]
		Irregular shape 300-1000	in a warm in a water stream for 45 min [29]
15% Mg bal. Al	NaCl	8-12 mesh size (U.S. Standard Sieves Size)	NaCl particles were leached out in hot water [30]
Al	Carbamide (Agricultural Fertilizer ((NH ₂) ₂ CO)	both spherical (1mm) and strip-shaped	hot water at 80°C for 5h [31]
		five different sizes: (0.20–0.45, 0.45–0.66, 0.66–0.90 0.90–1.60 and 1.60– 2.00 mm)	hot water at 80°C for 5h [32]
		spherical size about 1 mm	hot water at 80°C for 5h [33]

Al	Vermiculite		[34]
Al	Raw cane sugar	Three different sizes: 1-2mm 0.5-1mm 0.125-0.5mm	water leaching at room temperature [35]
Cu	PMMA (Polymethylmethacrylate)	600	burnout of polymer PMMA [36]
Cu	K ₂ CO ₃	53–1500	removal temperature at 950°C [37]
			heat samples slowly (10 °C/min) to sintering temperature, at 850°C [38]
NiTi	NaCl	cuboidal shape: 62–250	circulating water [39]
NiTi	Ammonium hydrogen carbonate ((NH ₄)HCO ₃)	<100	the samples were heated, under protection of high-purity argon, to a temperature of 200 °C in a heat-treatment furnace for 30 min to decompose the pore forming agent [40]
Ti and Mg	Ammonium hydrogen carbonate ((NH ₄)HCO ₃) and carbamide	spherical shapes: sizes in the range of 200-600	heat treatment to remove space holder, for Ti-foam: at 200°C for 5h and 1200°C for 2h; for Mg-foam: at 200°C for 5h and 500°C for 2h. [41]
Ti	Ammonium hydrogen carbonate ((NH ₄)HCO ₃)	200-600	heat treatment at 200°C for 5h and 1200°C for 2h [42]
Ti	Magnesium	425-600	the compacts were slowly heated to 1200°C and kept for 1 h at that temperature under high-purity argon gas. [43]
Ti-6Al-4V alloy	Magnesium	45-250	samples were slowly heated with a heating rate of 12 °C/min up to 1200°C at which the samples were kept for 1 h under high purity flowing argon gas [44]

Tab. 2: sostanze utilizzate come space holder [23 – 44].

Processo con NaCl

Dato il suo basso costo, l'essere inerte se posto in contatto con l'alluminio, la sua temperatura di fusione relativamente alta (804 °C) e la possibilità di poterlo sciogliere in acqua, il cloruro di sodio (NaCl) è stata uno dei primi composti ad essere preso in considerazione per la produzione di schiume di alluminio [45].

La preforma di NaCl viene preparata tramite pressatura isostatica a freddo in uno stampo in gomma siliconica; viene tenuto per 1 minuto sotto la pressione di 12,7 MPa. Nella preforma viene successivamente infiltrato il fuso di alluminio puro (99,99%) scaldato alla temperatura di 710°C sotto una pressione di 10 MPa in atmosfera di argon; la solidificazione successiva avviene mediante raffreddamento direzionale. Il composito Al/NaCl così prodotto viene lavorato per la produzione della forma desiderata. Il sale viene infine disciolto in acqua distillata.

Generalmente la produzione industriale dei cristalli di NaCl è condotta attraverso la cristallizzazione evaporativa; questo processo produce grandi cristalli cubici. Di recente è stata sviluppata un'altra tecnica per la produzione dei cristalli denominata *cristallizzazione con anti-solvente*. Questo metodo consiste nell'indurre la precipitazione dei cristalli di sale aggiungendo un "anti-solvente" liquido alla soluzione acquosa contenente NaCl, in presenza del quale la solubilità del sale diminuisce drasticamente. La scelta dell'*anti-solvente* e le condizioni fisiche di precipitazione influenzano drasticamente il livello di controllo sulla grandezza e forma delle particelle. Un esempio di *anti-solvente* è una soluzione organica contenente etanolo e acido citrico; variando alcuni parametri quali: tempo di precipitazione, presenza o meno di mescolamento, composizione della soluzione organica, si riescono ad ottenere cristalli di sale di diversa forma e dimensioni, come mostrato in Tab. 3 e Fig. 32.

TIPO	SOLUZIONE ORGANICA			SOLUZIONE ACQUOSA	PARAMETRI DI PRECIPITAZIONE	
	ETANOLO (ml)	ADDITIVO	CONC. ADDITIVO (mol/l)	VOLUME (ml)	MESCOLAMENTO	TEMPO (min)
I	20	Acido Citrico	0,06	10	SI	45
II	300	Acido Citrico	1,02	150	NO	60
III	20	Acido Citrico	1,02	10	NO	30

Tab. 3: Parametri di precipitazione per due tipi di cristalli finali [45].

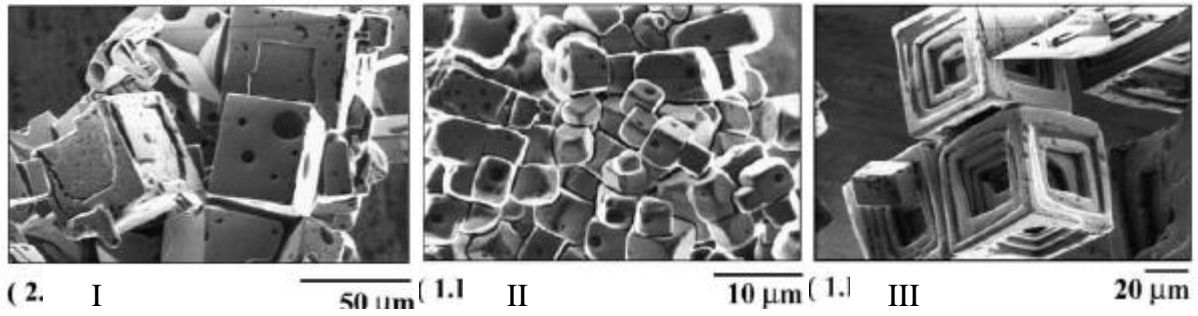


Fig. 32: Influenza dei parametri di precipitazione sulla morfologia dei cristalli di NaCl [45].

Le particelle di sale utilizzate per come *space holder* nella produzione di schiume metalliche hanno aspetto cubico e la dimensione viene quantificata utilizzando il diametro di Féret (distanza massima tra due due facce opposte della particella) ed il rapporto tra i due assi minori (aspect ratio). Tab. 4.

Morfologia	Numero di Féret medio	Aspect ratio
Cubi piccoli (II)	3,3 µm (1,1 µm)	1,2 (0,2)
Cubi grandi (I)	44,3 µm (5,1 µm)	1,2 (0,3)

Tab. 4: Morfologia e dimensioni delle particelle di NaCl (dev.standard) [45].

Utilizzando questi due tipi di *space holder* sono state realizzate due schiume di alluminio (Fig. 33). La schiuma realizzata con NaCl con morfologia a cubi piccoli presenta dei pori con morfologia più arrotondata rispetto alla morfologia del sale utilizzato e presenta una porosità del 70%. La schiuma realizzata con NaCl con morfologia a cubi grandi presenta dei pori che rispecchiano fedelmente la morfologia del sale utilizzato e presenta una porosità del 68%.

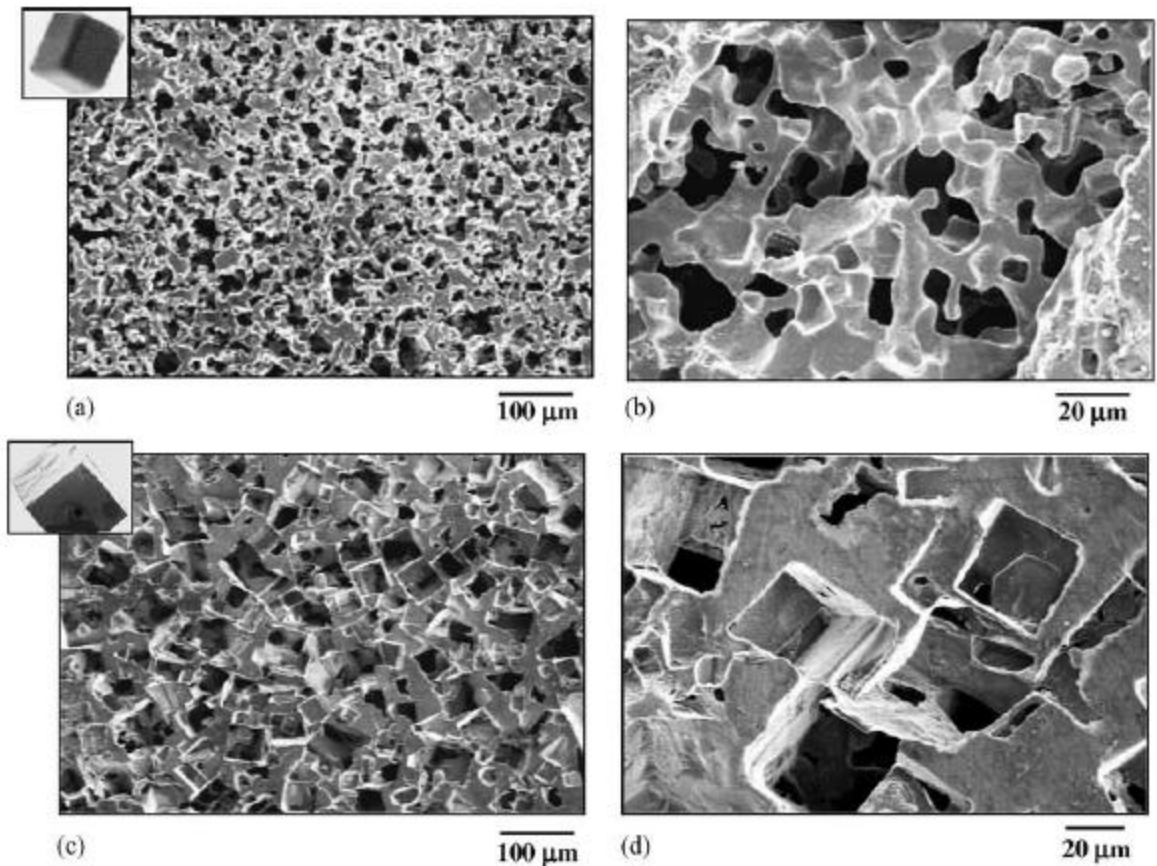


Fig. 33: Schiume di alluminio ottenute con: a) e b) NaCl con morfologia a cubi piccoli (II); c) e d) con NaCl con morfologia a cubi grandi (I) [45].

E' stato sviluppato anche un metodo per la produzione di sfere di NaCl (Fig. 34) da utilizzare come *space holder* nella produzione di schiume di Al [46].

Le sfere di sale vengono prodotte partendo da una miscela di farina e acqua (2 wt.% di farina di riso glutinosa in acqua distillata). Per 10 cc di questa pasta vengono aggiunti 50 g di NaCl (particelle di grandezza compresa tra 53 - 106 μm) e mescolati fino ad ottenere un composto omogeneo. Il composto viene inserito in un beaker contenente olio vegetale e mescolato a 1000 rpm per 5 minuti. L'olio viene poi riscaldato fino alla temperatura di 80°C sempre sotto agitazione. Raggiunta la temperatura di 80°C il riscaldamento e l'agitazione vengono fermati consentendo alle perline di sale di depositarsi sul fondo del beaker. Le perline di sale vengono separate dall'olio e pulite con alcool isopropilico (2-propanolo), asciugate e setacciate per dividerle a seconda della dimensione. Le perline di sale vengono poi sinterizzate alla temperatura di 755°C, in aria, per 12 h. All'inizio della sinterizzazione la temperatura viene mantenuta a 500°C per 1 h al fine di eliminare la farina di riso (Fig. 35).

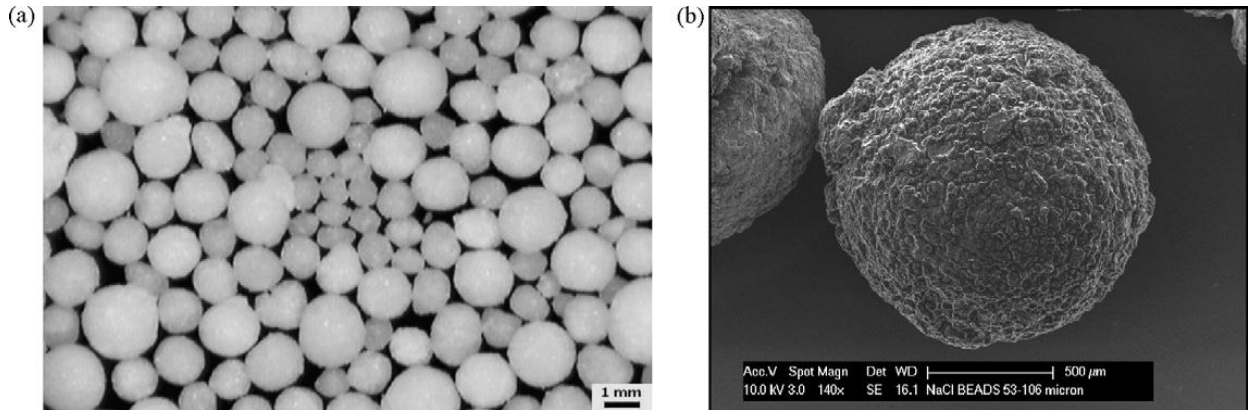


Fig. 34: a) tipica struttura delle sfere di sale prodotte con il metodo; b) dettaglio di una sfera [46].

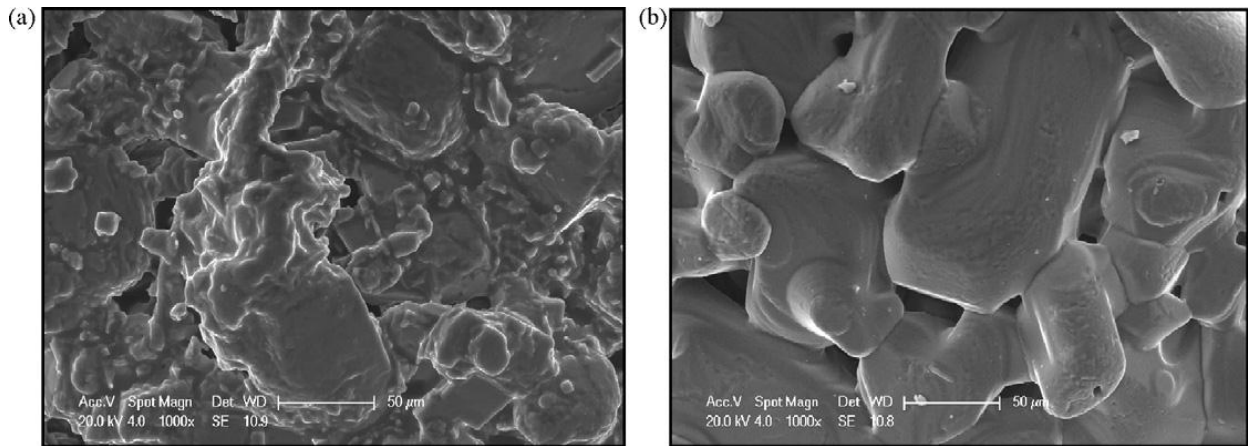


Fig. 35: immagini SEM a) superficie di una sfera di sale prima della sinterizzazione b) superficie della sfera dopo la sinterizzazione, si notano i pori lasciati dalla farina di riso [46].

La preforma è stata realizzata riempiendo un cilindro di acciaio di 22 mm di diametro con le sfere di sale. Sopra le sfere viene messa la polvere di lega di Al (Al-1 wt.%, Mg-0,5 wt.%, Si-0,2 wt.%, Cu) contenente lo 1,5 wt.% di cera. Il cilindro viene messo in vibrazione per facilitare la percolazione delle polveri attraverso gli spazi vuoti lasciati dal sale. La miscela così ottenuta viene pressata a freddo sotto una pressione di 250 MPa. La preforma così ottenuta viene sinterizzata a 650°C per 60 minuti in atmosfera di azoto. Il sale viene poi disciolto in un bagno di acqua alla temperatura di 60°C. La velocità di dissoluzione del sale ottenuto con questo metodo è superiore a quella ottenuta con il sale convenzionale. In Fig. 36 è mostrato un esempio di materiale ottenuto con questo metodo, la struttura cellulare è mostrata in Fig. 37.

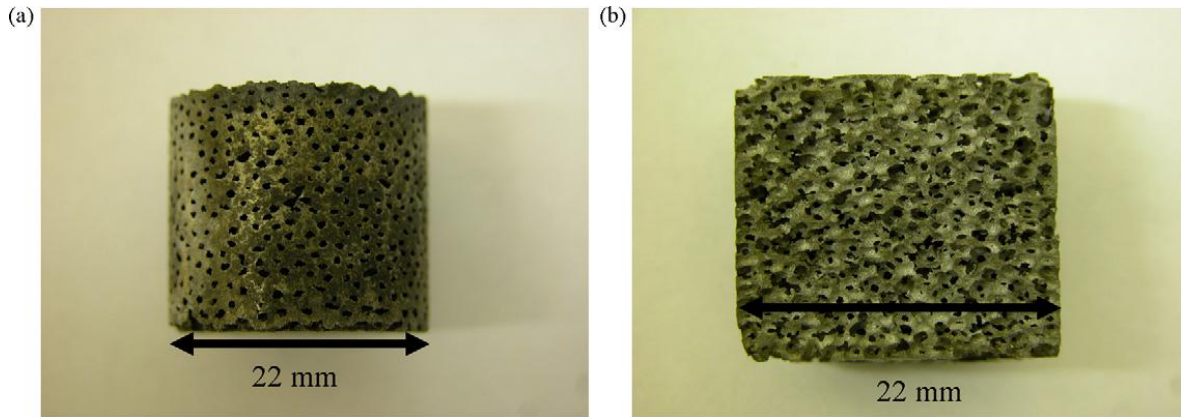


Fig. 36: cilindro di Al cellulare (a) e sua sezione (b) [46].

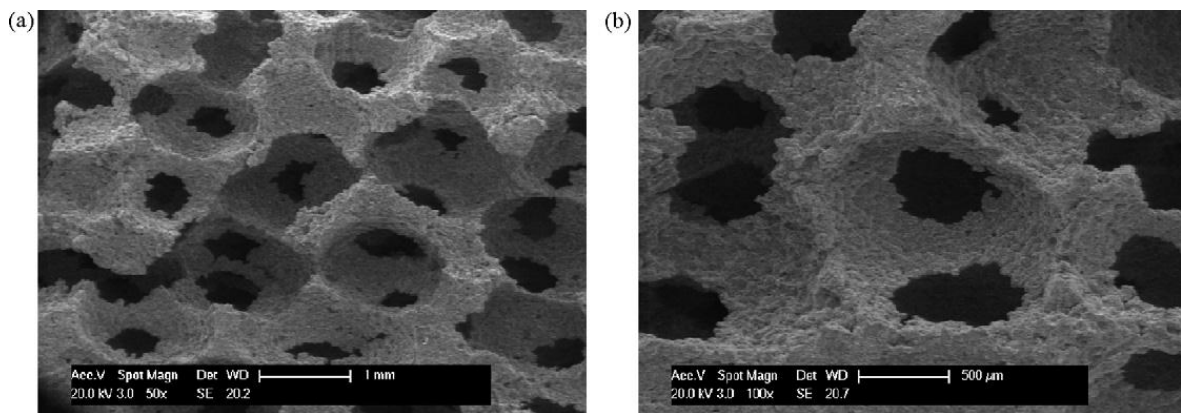


Fig. 37: immagini SEM mostrano la struttura cellulare e la porosità delle pareti cellulari [46].

Processo con carbamide sferica

Bafti et al. [47] hanno impiegato carbamide come space holder. Le polveri di alluminio avevano particelle di grandezza nell'intervallo 2 – 45 μm e composizione: 99,5% Al, 0,1% Si, 0,27% Fe, 0,1% Mg, 0,02% Zn, 0,02% Ti, 0,003% Cu. La carbamide ($(\text{NH}_2)_2\text{CO}$) era sferica (densità 1,33 g cm^{-3} ; temperatura di fusione 133,3°C; solubilità in acqua a 20°C uguale a 1000 g/l) con particelle nell'intervallo 1 – 5 mm di diametro (Fig. 38).

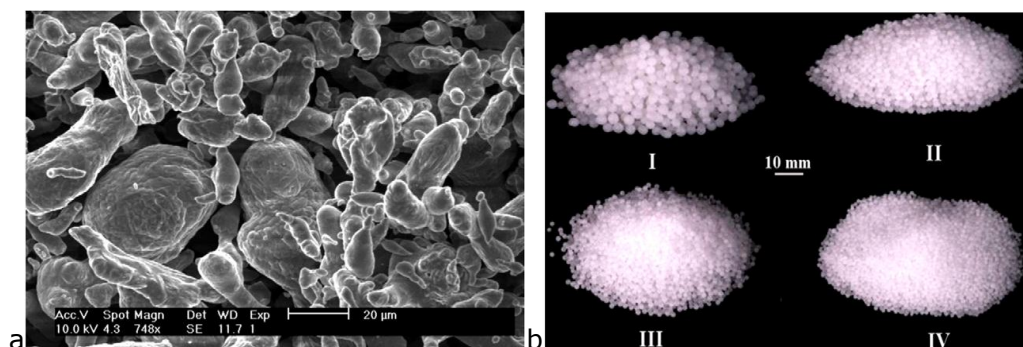


Fig. 38: (a) Polveri di alluminio, (b) carbamide sferica di differenti dimensioni: (I) 2,5 – 3 mm, (II) 2 mm, (III) 1,5 – 2 mm, (IV) 1 – 1,5 mm [47].

Le particelle di carbamide selezionate vengono prima spruzzate con etanolo (2 vol%) (questo favorisce l'adesione delle particelle di alluminio sulla superficie della carbamide), e dopo vengono mescolate con le polveri di alluminio per 2 h. Il rapporto in peso tra polveri e carbamide varia a seconda della porosità percentuale desiderata. La miscela viene compattata tramite pressatura monodirezionale a formare una preforma compatta (per sfere di carbamide di 2 mm di diametro la pressione applicata è di 330 MPa). Il contenuto di carbamide viene dissolto immergendo la preforma in un bagno di acqua a temperatura ambiente per circa 2 h. In Fig. 39 è riportato l'andamento della percentuale di carbamide estratta in funzione del tempo di lavaggio.

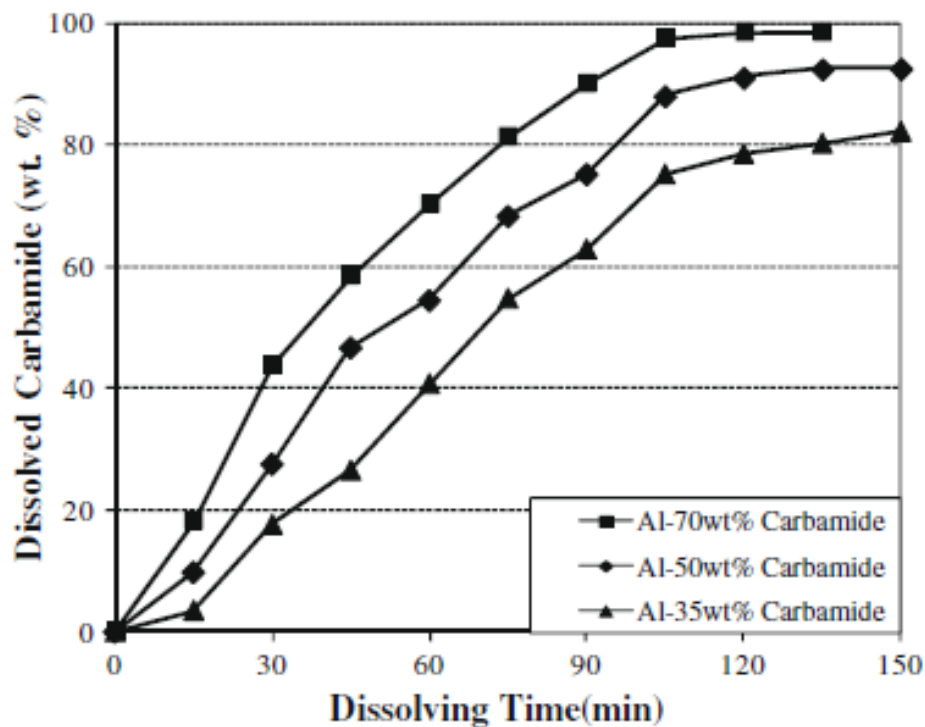


Fig. 39: Percentuale di carbamide estratta durante il lavaggio a temperatura ambiente. Sono state prese in esame tre preforme realizzate con differenti percentuali in peso di carbamide [47].

Ultimato il lavaggio la preforma viene asciugata a 60°C per 6 h per assicurare la completa rimozione di umidità prima della fase di sinterizzazione. La preforma viene sinterizzata in una fornace per 2 h alla temperatura di 640°C, a pressione ambiente e in aria. Il materiale viene poi raffreddato. Con questo metodo sono state ottenute schiume in alluminio con porosità del 60%, 70%, 85% (Fig. 40). Le dimensioni delle celle ottenute sono dovute alle dimensioni delle sfere di carbamide utilizzate.

Dall'analisi strutturale si evidenziano micro - porosità non eliminabili incrementando i tempi di sinterizzazione (Fig. 41).

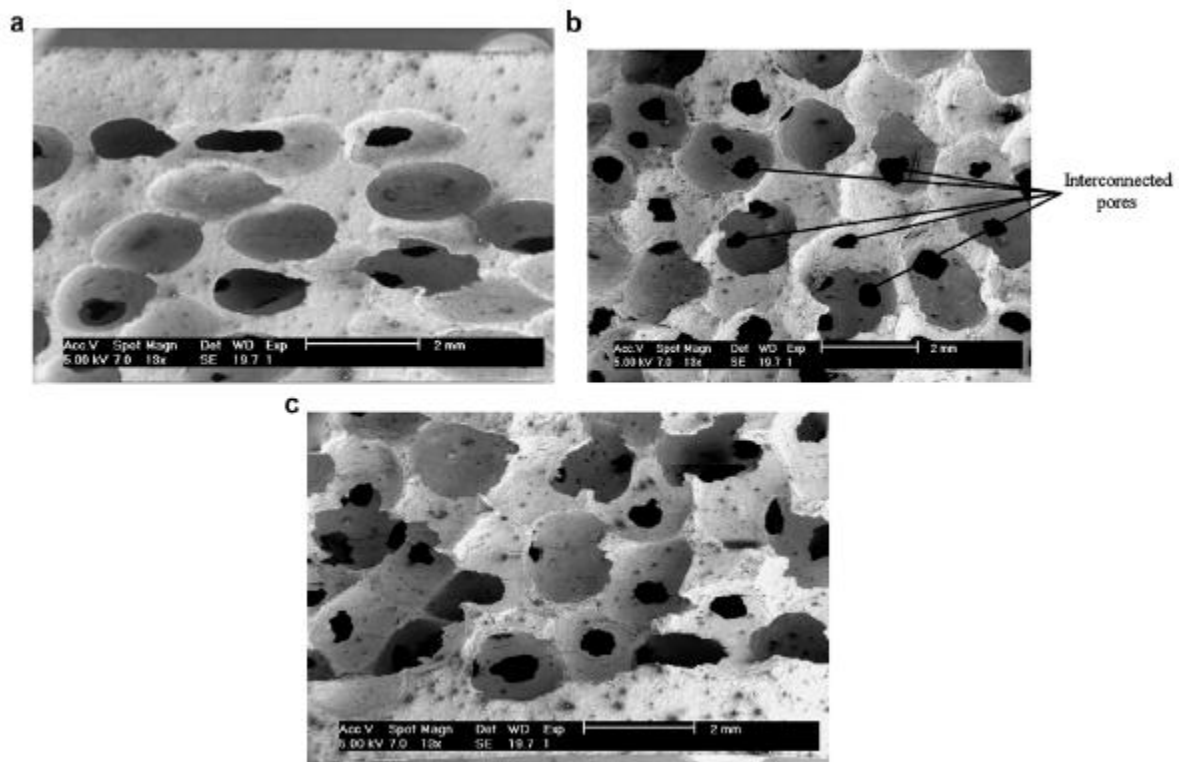


Fig. 40: Immagini SEM delle schiume di alluminio con differente porosità: (a) 60%, (b) 70%, (c) 85% [47].

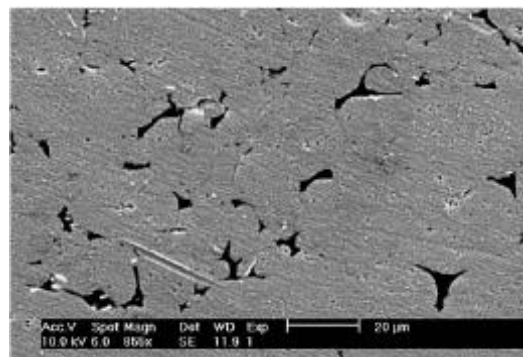


Fig. 41: Immagine SEM della micro – porosità riscontrata dopo il processo di sinterizzazione [47].

Una variante a questo metodo consiste nell'utilizzare il processo a *fase – liquida* come metodo di sinterizzazione. In questo metodo alla polvere iniziale di alluminio vengono aggiunte polveri di Mg ($> 15 \mu\text{m}$, 1 wt.%) e Sn ($> 10 \mu\text{m}$, 1 wt.%) che in fase di sinterizzazione promuovono la formazione di una fase liquida tra le particelle di alluminio. Le polveri di alluminio, magnesio e stagno vengono mescolate insieme per 3 h in presenza di etanolo (2 vol.%) prima di venir mescolate con le sfere di carbamide. Il metodo segue poi le stesse tappe di quello precedentemente descritto. Immagini al SEM mostrano come con questo metodo di sinterizzazione si ottengono microstrutture dense senza microporosità rilevanti (Fig. 42).

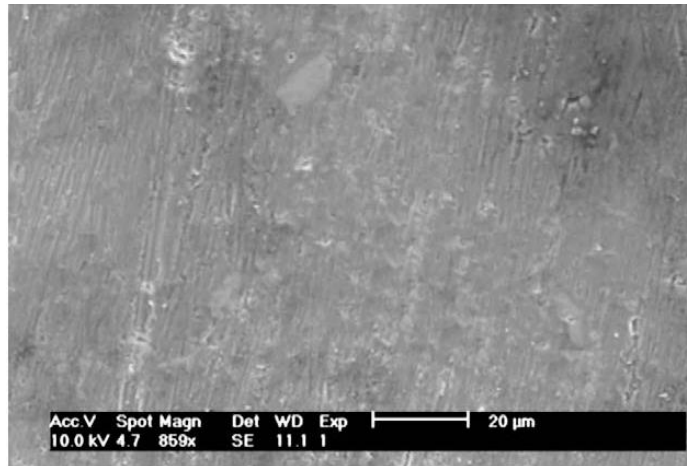


Fig. 42: Immagine SEM della microstruttura dopo la sinterizzazione con fase – liquida [47].

Processo con zucchero di canna

In questo metodo viene utilizzato come *space holder* dello zucchero di canna cristallino [48].

Lo zucchero viene selezionato a seconda della dimensione dei cristalli e diviso in tre gruppi: 1) particelle con dimensione compresa tra 1 – 2 mm; 2) 0,5 – 1 mm; 3) 0,125 – 0,5 mm.

Per la produzione della schiuma vengono utilizzate polveri di Al con purezza del 99,8% (Fig. 43).

Le polveri di alluminio e i cristalli di zucchero vengono mescolati insieme con una percentuale in volume di zucchero dipendente dalla densità relativa finale desiderata. Il processo di mescolamento prevede due fasi: 1) le polveri di Al vengono spruzzate con il 2 wt.% di acqua per favorire la formazione di un piccolo strato di ossido (Al_2O_3); 2) i cristalli di zucchero vengono aggiunti alle polveri. La formazione dello strato di ossido sulle particelle di Al fa sì che, durante la successiva fase di dissoluzione dello zucchero, non vi sia una ulteriore ossidazione che provocherebbe rotture nel materiale. La miscela viene poi pressata in un cilindro d'acciaio ad una pressione compresa tra 250 – 300 MPa dipendente dal quantitativo di zucchero presente. Successivamente lo zucchero viene sciolto con acqua a temperatura ambiente. L'ultimo passo consiste nella sinterizzazione del prodotto in forno a bassa pressione ($p = 0,01$ MPa) per evitare l'ossidazione di Al. Il processo di sinterizzazione avviene ad una temperatura prossima a quella di fusione della lega di Al. Il forno viene riscaldato a partire da 25°C con una velocità di riscaldamento di 20°C/min. In Fig. 44 sono mostrati tre campioni ottenuti con cristalli di zucchero di differenti dimensioni; in Fig. 45 è mostrata la microstruttura della parete cellulare.

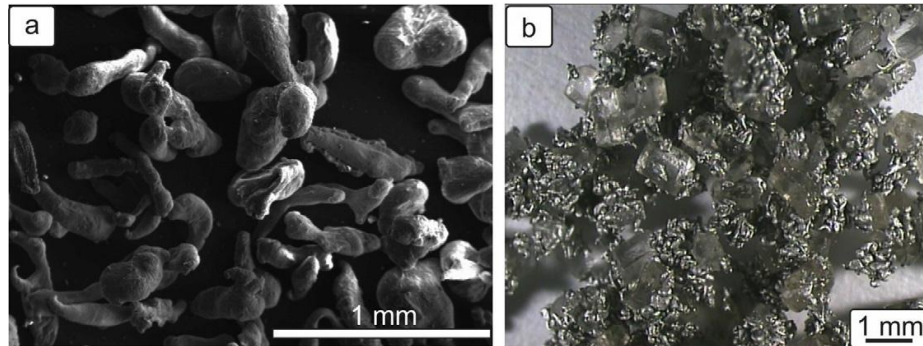


Fig. 43: a) polveri di Al b) polveri di Al mescolate ai cristalli di zucchero [48].

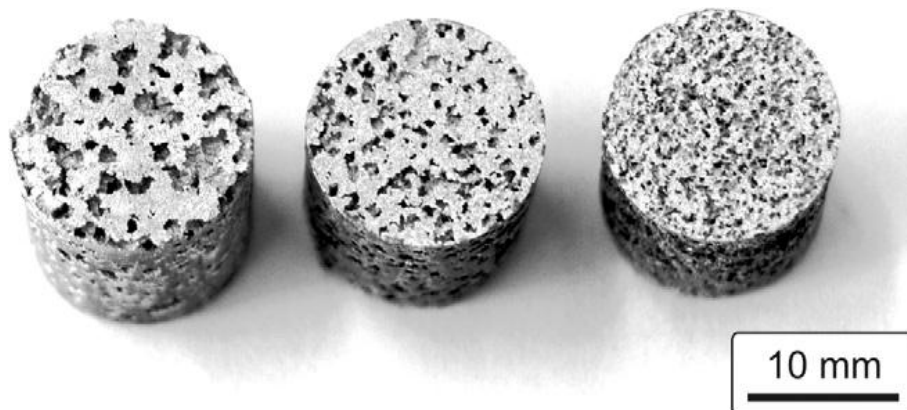


Fig. 44: schiume di Al con grandezza media delle celle di: 1.35, 0.7, 0.35 mm (da sinistra a destra) [48].

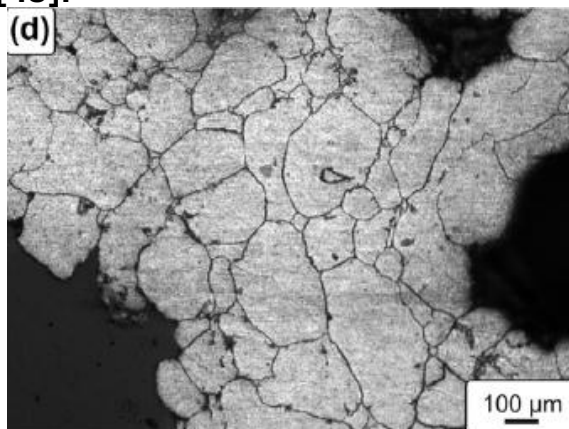


Fig. 45: microstruttura della parete cellulare per la schiuma di Al [48].

Processo con SiO_2 gel

Questo processo, sviluppato presso il CNR – IENI Unità di Lecco [49], prevede l'infiltrazione di metallo liquido all'interno di uno stampo precedentemente riempito di sfere di SiO_2 (silica gel) amorfa e sul successivo utilizzo di acido fluoridrico come solvente delle sfere stesse. Il metodo è servito per produrre schiuma in lega CuZnAl a memoria di forma (Tab. 5).

Composizione chimica [wt.%]			Proprietà fisiche	
Cu	Zn	Al	Temperatura di fusione [°C]	Densità [g/cm ³]
72.5	21.5	6	920	8.16

Tab. 5: Composizione chimica e principali caratteristiche della lega analizzata [49].

Vengono riempiti dei crogioli cilindrici in ghisa con la lega per circa il 30% in volume, il restante volume viene saturato dalle sfere di SiO₂. Coperto il cilindro con un disco in ghisa, si riscalda il tutto fino alla fusione della lega. Raggiunta la temperatura di 1050 °C viene rimosso il disco e applicato un carico di 85 N alle sfere di SiO₂ per favorirne l'infiltrazione all'interno del bagno liquido. In seguito al successivo raffreddamento fino a temperatura ambiente, il solido ottenuto (metallo + space holders) viene estratto dal crogiolo ed immerso in un bagno acquoso (25% vol.) di acido fluoridrico (HF) fino a completa dissoluzione delle sfere di SiO₂ (Fig. 46).

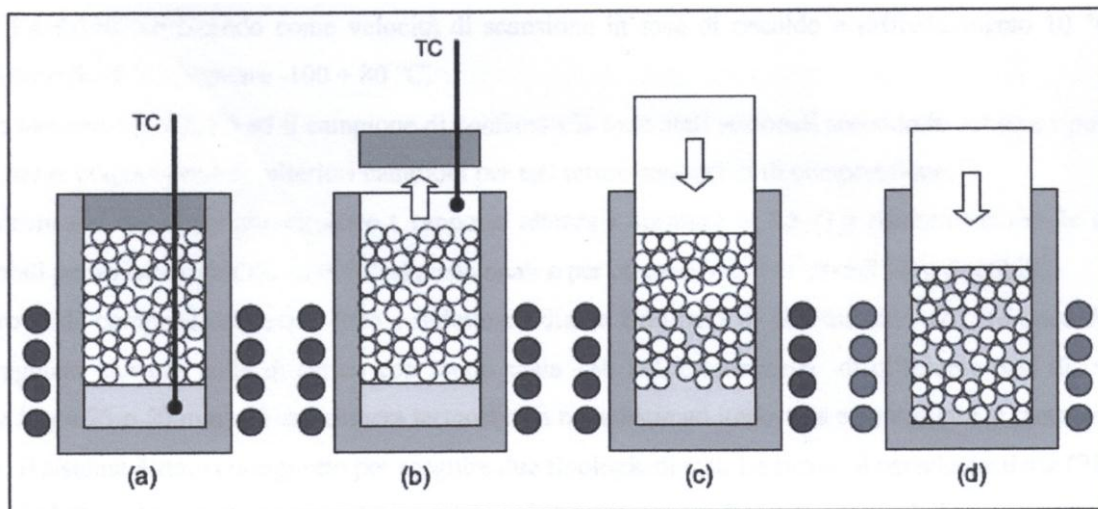


Fig. 46: Schema del processo di infiltrazione per la realizzazione della schiuma [49].

Con questo metodo sono state realizzate tre differenti tipologie di schiuma, ottenute utilizzando sfere di silice gel di differente diametro medio (Fig. 47) e caratterizzate da dimensioni differenti delle porosità.

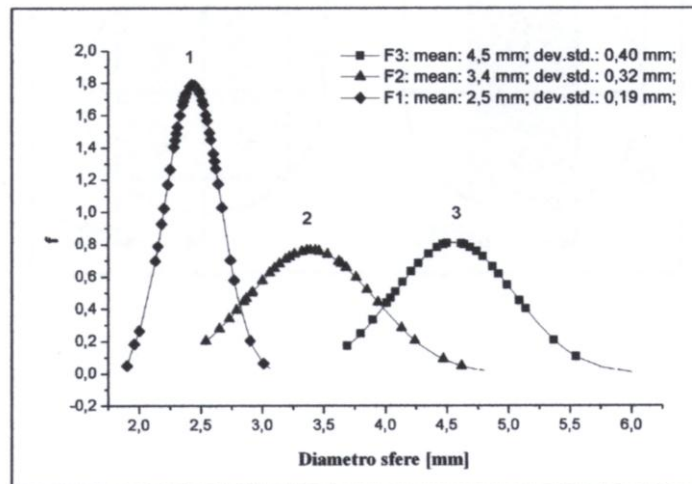


Fig. 47: Granulometria delle sfere di SiO₂ utilizzate come space holder [49].

Le dimensioni dei pori ottenuti sono le stesse di quelle delle sfere di silica gel utilizzate (Tab. 6).

	Pori grandi (F3)	Pori medi (F2)	Pori piccoli (F1)
Dimensione media delle sfere di SiO ₂ [mm]	4,5	3,4	2,5
Dimensione media dei pori [mm]	4,5	3,4	2,5
Porosità media [%]	68,7	64,7	65,9
Densità relativa	0,31	0,35	0,34

Tab. 6: Porosità e densità relative delle schiume prodotte [49].

Le sfere di SiO₂ gel utilizzate come space holder rimangono stabili in dimensione e forma durante il processo di infiltrazione del metallo liquido, non interagiscono chimicamente con il metallo e sono completamente dissolte dal bagno di HF. Un campione realizzato è mostrato in Fig. 48.

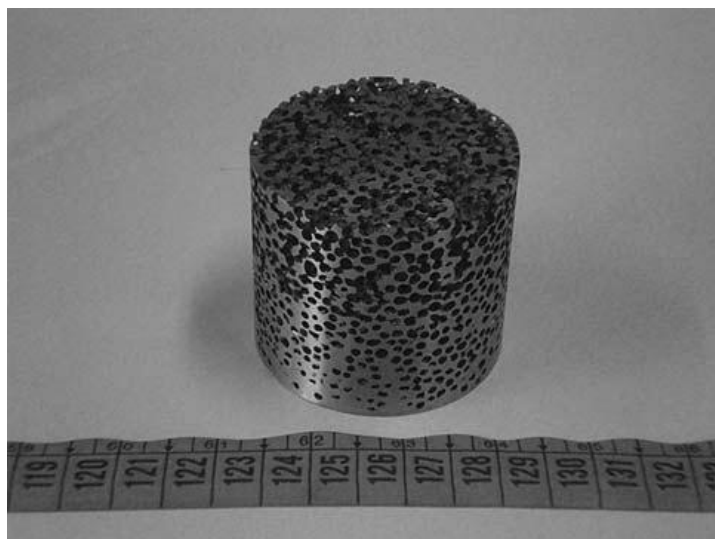


Fig. 48: campione ottenuto con il metodo di dissoluzione di SiO₂ gel [49].

Da quanto esposto risulta evidente che l'interesse per questo tipo di materiali ha stimolato svariati approcci portando alla commercializzazione di prodotti diversi in numerosi paesi. Purtroppo, a fronte di questo, in Italia non sono presenti produttori di schiume metalliche in campo industriale e solo a livello di ricerca di laboratorio si stanno facendo i primi passi.

1.5 Proprietà meccaniche

Le proprietà meccaniche in compressione delle schiume di alluminio ne giustificano l'utilizzo come cuore di pannelli ultra leggeri e come sistemi di assorbimento di urti. La curva caratteristica sforzo - deformazione per una schiuma metallica a celle chiuse è mostrata in Fig. 49. Le proprietà più importanti sono la rigidità elastica, la tensione di snervamento e il plateau di sforzo [50].

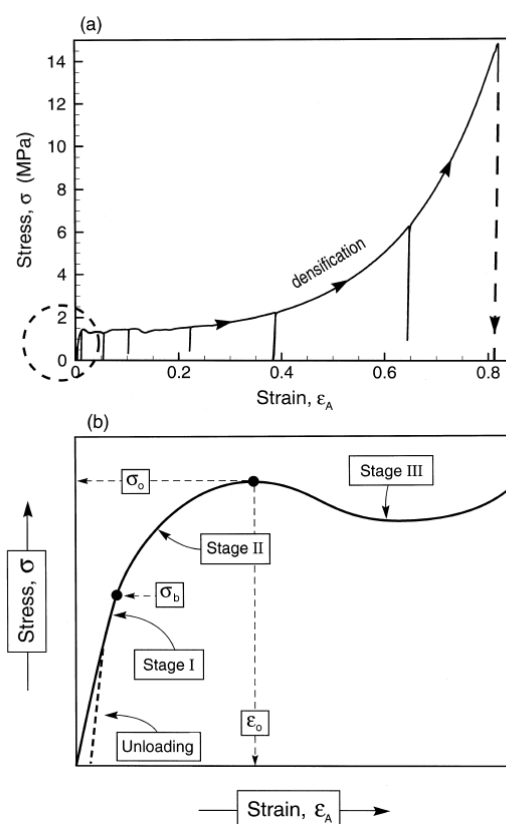


Fig. 49: a) curva sforzo-deformazione in compressione per una schiuma di alluminio a celle chiuse. b) schema in cui sono mostrati i primi stage di deformazione plastica [50].

Raj *et al.* [51] hanno mostrato come l'assorbimento di energia e lo stress di plateau nella curva sforzo-deformazione per schiume di alluminio a celle chiuse variano con compressione quasi - statica e compressione dinamica.

A questo scopo sono state prodotte schiume metalliche a celle chiuse con densità relativa nell'intervallo tra 0,06 e 0,4 utilizzando il metodo di iniezione dell'agente schiumante (TiH_2) direttamente nel fuso. Le schiume così ottenute sono state sottoposte

a compressione quasi - statica ad una velocità di deformazione di $1 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ ed a compressione dinamica ad una velocità di deformazione da $5 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$ a $1 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$. Per la compressione dinamica è stato utilizzato uno Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) il cui schema è mostrato in Fig. 50.

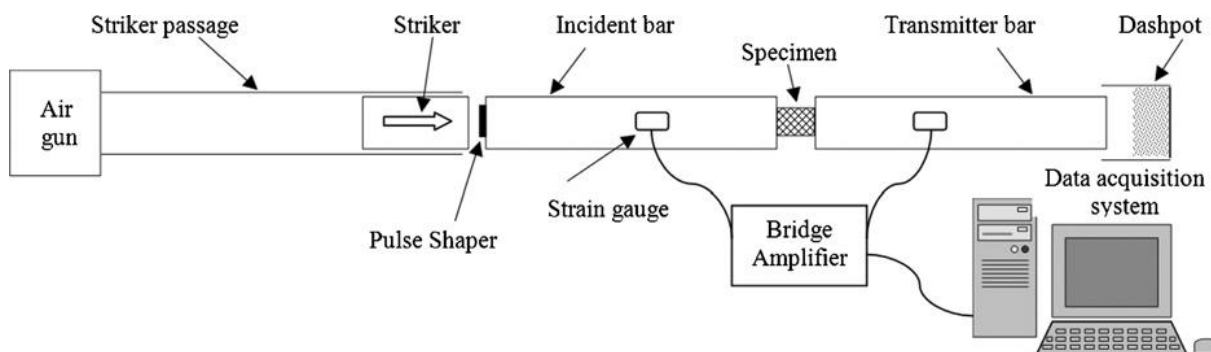


Fig. 50: Setup dell'apparato sperimentale SHPB utilizzato per i test a compressione dinamica [51].

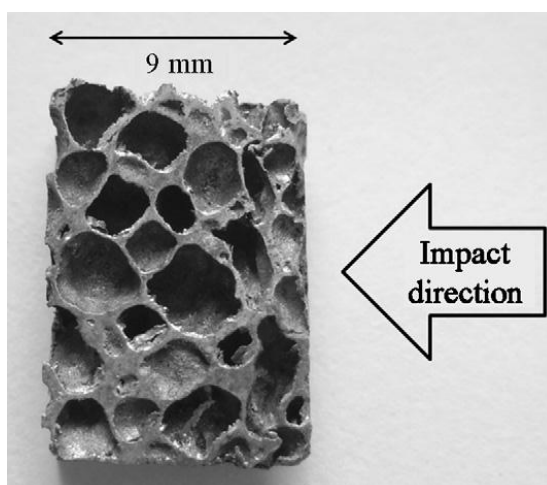


Fig. 51: campione di schiuma di alluminio dopo il test di compressione dinamica [51].

Sono stati effettuati test al fine di valutare lo stress di plateau σ_{pl} (considerando lo stress medio tra il 5% e il 30% della deformazione durante la compressione) e l'assorbimento di energia al variare della densità relativa delle schiume. I risultati dello studio mostrano come sia σ_{pl} sia l'assorbimento di energia aumentano all'aumentare della densità relativa delle schiume; si nota inoltre come entrambe aumentino all'aumentare della velocità di deformazione (Fig. 52; Fig. 53).

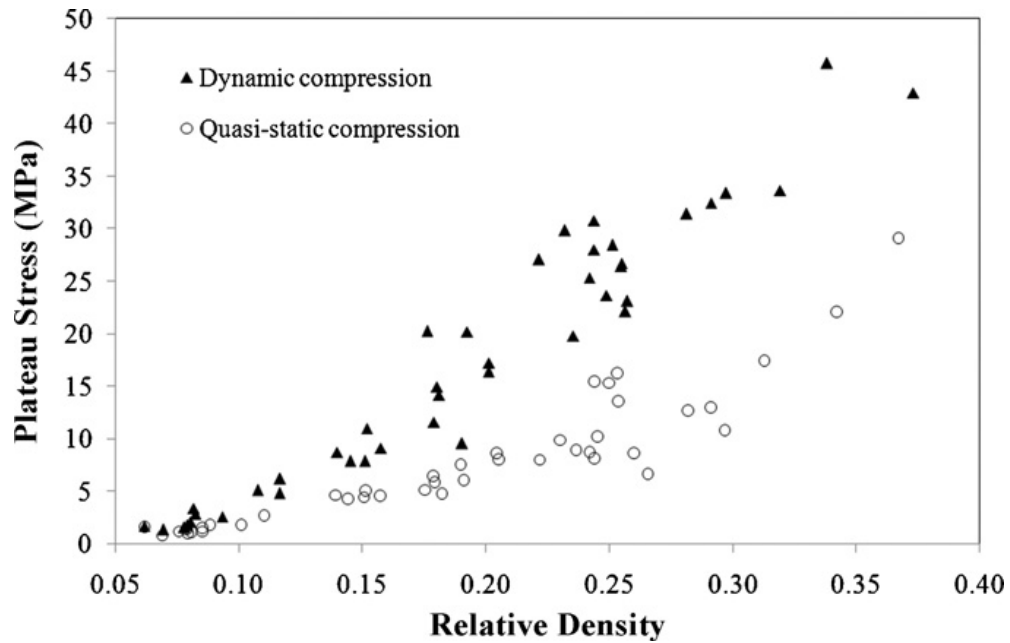


Fig. 52: incremento di σ_{pl} in funzione della densità relativa della schiuma, in compressione quasi – statica e dinamica [51].

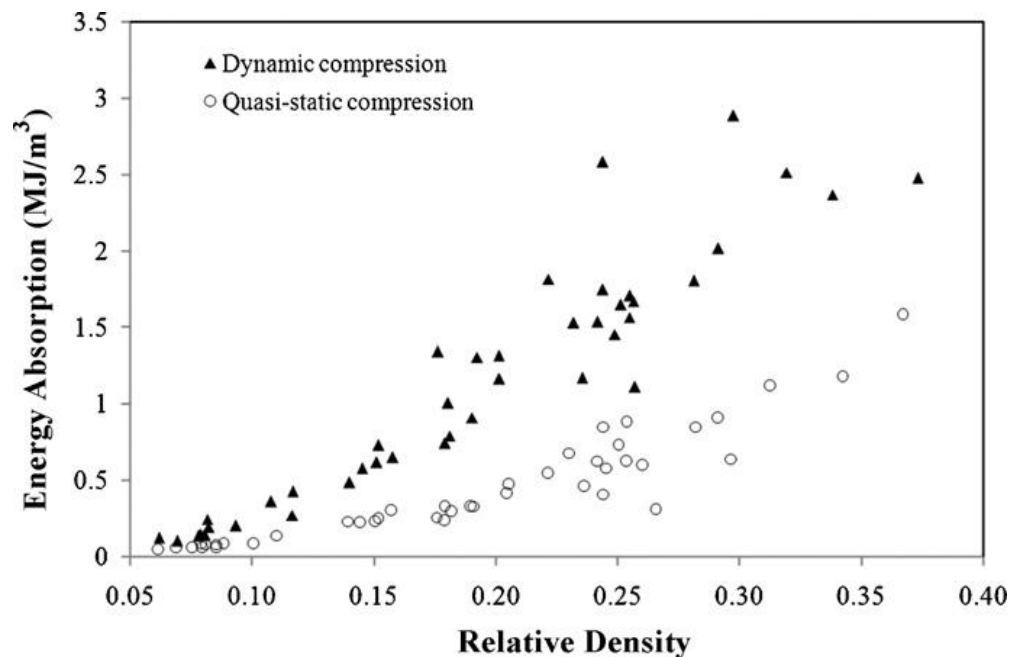


Fig. 53: aumento dell'assorbimento di energia all'aumentare della densità relativa della schiuma e dello strain rate di compressione [51].

Recentemente sono stati portati a termine alcuni studi sul comportamento meccanico di lastre con struttura a sandwich il cui cuore è costituito da differenti schiume di alluminio [52–53]. A tal scopo è stata studiata la risposta strutturale di differenti lastre sottoposte a carico dinamico; le lastre analizzate sono: lastre in alluminio monolitico [52], sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella chiusa [52] (Fig. 54), sandwich

con cuore in struttura honeycomb [52] (Fig. 55), sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella aperta [53] (Fig. 56). Tutti i test sono stati realizzati con l'apparato mostrato in Fig. 57 e Fig. 58. Cilindri in schiuma di alluminio Alporas realizzata da Shinko Wire Company (Germania) sono stati utilizzati come proiettili con lunghezza $l = 45$ mm e diametro $d = 36,5$ mm (Fig. 57).

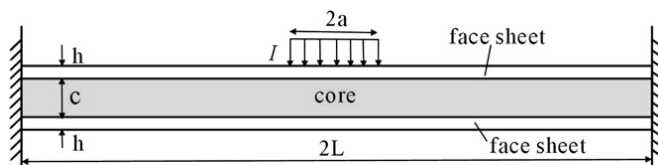


Fig. 54: geometria e dimensioni dei sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella chiusa [52].

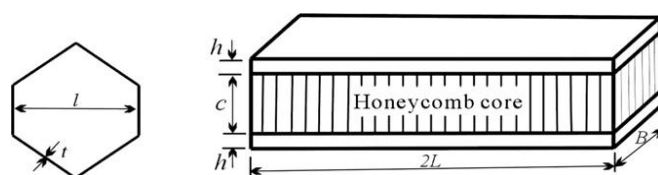


Fig. 55: geometria e dimensioni dei sandwich con cuore in struttura honeycomb [52].

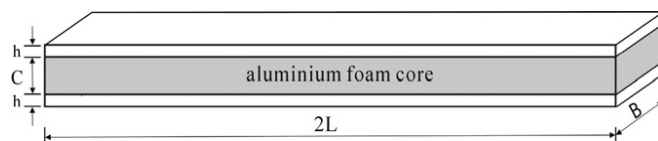


Fig. 56: geometria e dimensioni dei sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella aperta [53].

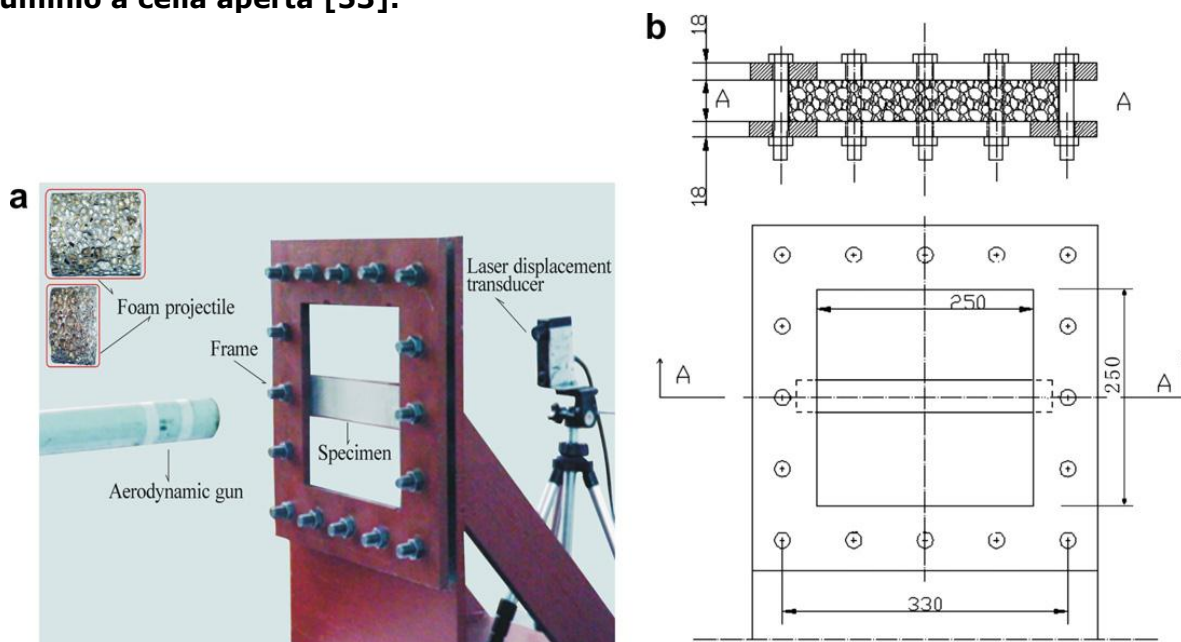


Fig. 57: a) proiettile utilizzato (prima e dopo l'impatto) e apparato utilizzato per i test; b) geometria e dimensioni del supporto per le lastre [52].

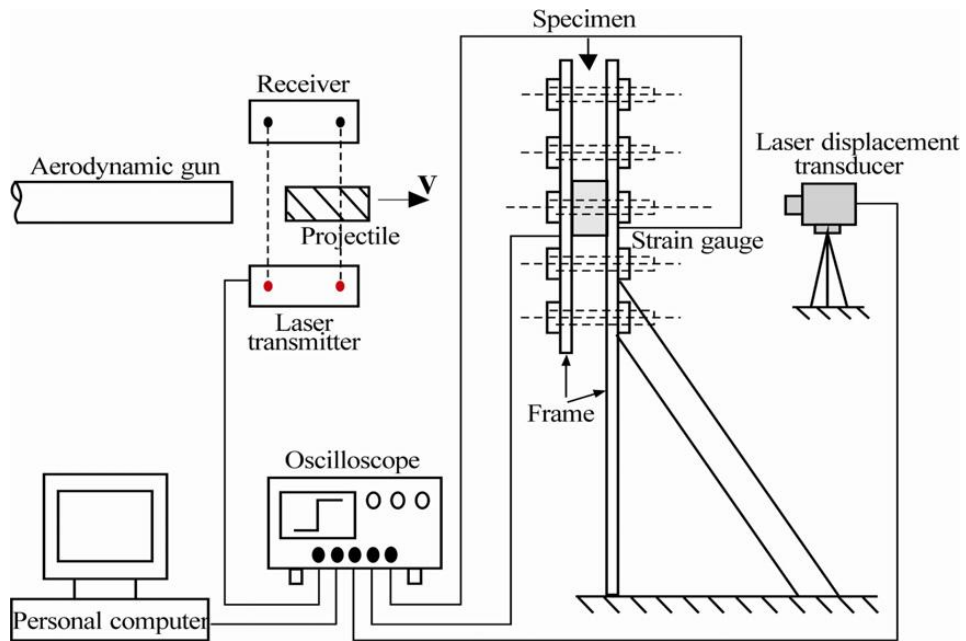


Fig. 58: schema dell'apparato per il test dinamico [52].

Lastre di alluminio monolitico

Le lastre di alluminio monolitico sono state realizzate in lega Al-2024 con spessore tale da possedere la stessa massa dei sandwich utilizzati nelle altre prove. Le lastre di alluminio monolitico dopo il test (Fig. 59) sono ordinate in base all'impulso ricevuto. In tutti i campioni sono presenti delle cerniere plastiche sia nel punto centrale, sia vicino ai supporti e la deformazione aumenta all'aumentare del momento del proiettile.

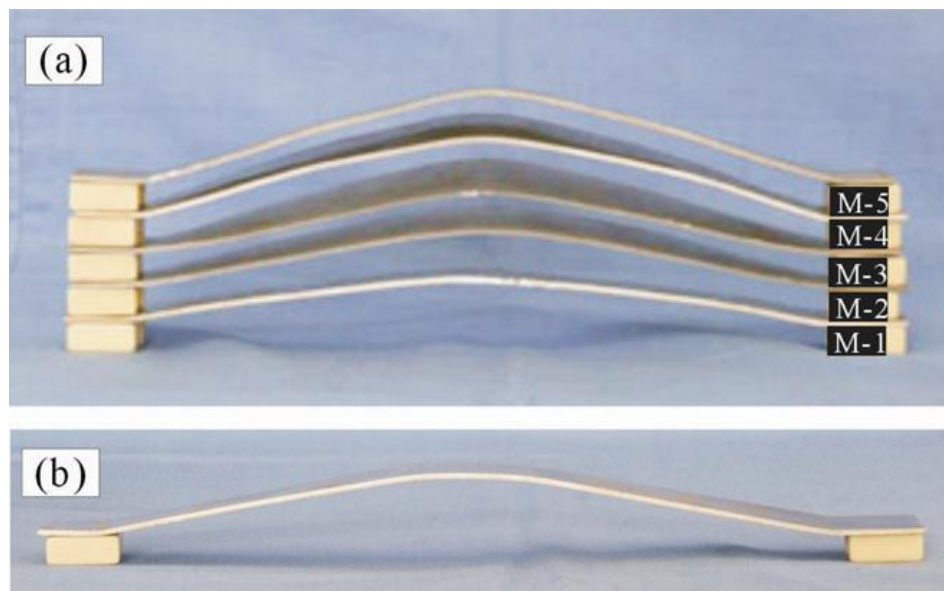


Fig. 59: profili di deflessione per le lastre in alluminio monolitico: a) test con carico dinamico; b) test con carico quasi - statico [52].

Sandwich con schiuma a celle chiuse

I sandwich sono formati da due pelli in lega di alluminio Al-2024 processate tramite *annealing* e fatte aderire con il cuore in schiuma di alluminio tramite un adesivo acrilato.

E' stato investigato il comportamento delle lastre a sandwich al variare del momento cinetico del proiettile, al variare dello spessore della pelle del sandwich, al variare dello spessore del cuore in schiuma di alluminio. Dai test realizzati si nota come il degrado del sandwich può avvenire in diversi modi:

- attraverso estesa e globale deformazione,
- possono comparire dei corrugamenti superficiali,
- attraverso una compressione del cuore o una frattura dello stesso accompagnata dalla rottura dell'interfaccia cuore – pelle (Fig. 60).

Questi diversi comportamenti sono influenzati sia dalla configurazione strutturale del sandwich sia dall'intensità del carico. La Fig. 60 a) mostra come cambia il comportamento del sandwich (spessore della pelle $h = 0,5$ mm; spessore del cuore $c = 10$ mm) in relazione all'impulso ricevuto. L'influenza dello spessore della pelle e del cuore è mostrato in Fig. 60 c) e Fig. 60 d), rispettivamente. Si nota come un cuore sottile produca grandi deformazioni a piccoli impulsi. Con bassi spessori delle pelli si nota il corrugamento della pelle stessa in prossimità del punto di impatto. L'esperimento mostra che aumentando lo spessore del cuore si ha come modalità di degrado la compressione del cuore stesso. Si può verificare la frattura del cuore nelle zone dove viene applicato il carico dovuto ad una disomogeneità del materiale. Inoltre con un basso spessore di cuore e di pelle si verifica la rottura del cuore stesso ed il distacco tra il cuore e la pelle.

E' stata eseguita una prova utilizzando una compressione quasi-statica per verificare eventuali differenze nel comportamento dei campioni. Il risultato (Fig. 60 b) mostra la presenza di cerniere plastiche sia nel punto centrale sia nelle immediate vicinanze dei supporti. Il campione sottoposto a carico dinamico mostra una curvatura continua del profilo. Durante gli esperimenti si nota un sostanziale aumento della rottura del cuore del sandwich quando questo è sottoposto a carico dinamico rispetto a quanto si osserva nei campioni sottoposti a carico statico; questo fenomeno è riportato anche da Radford *et al.* [54].

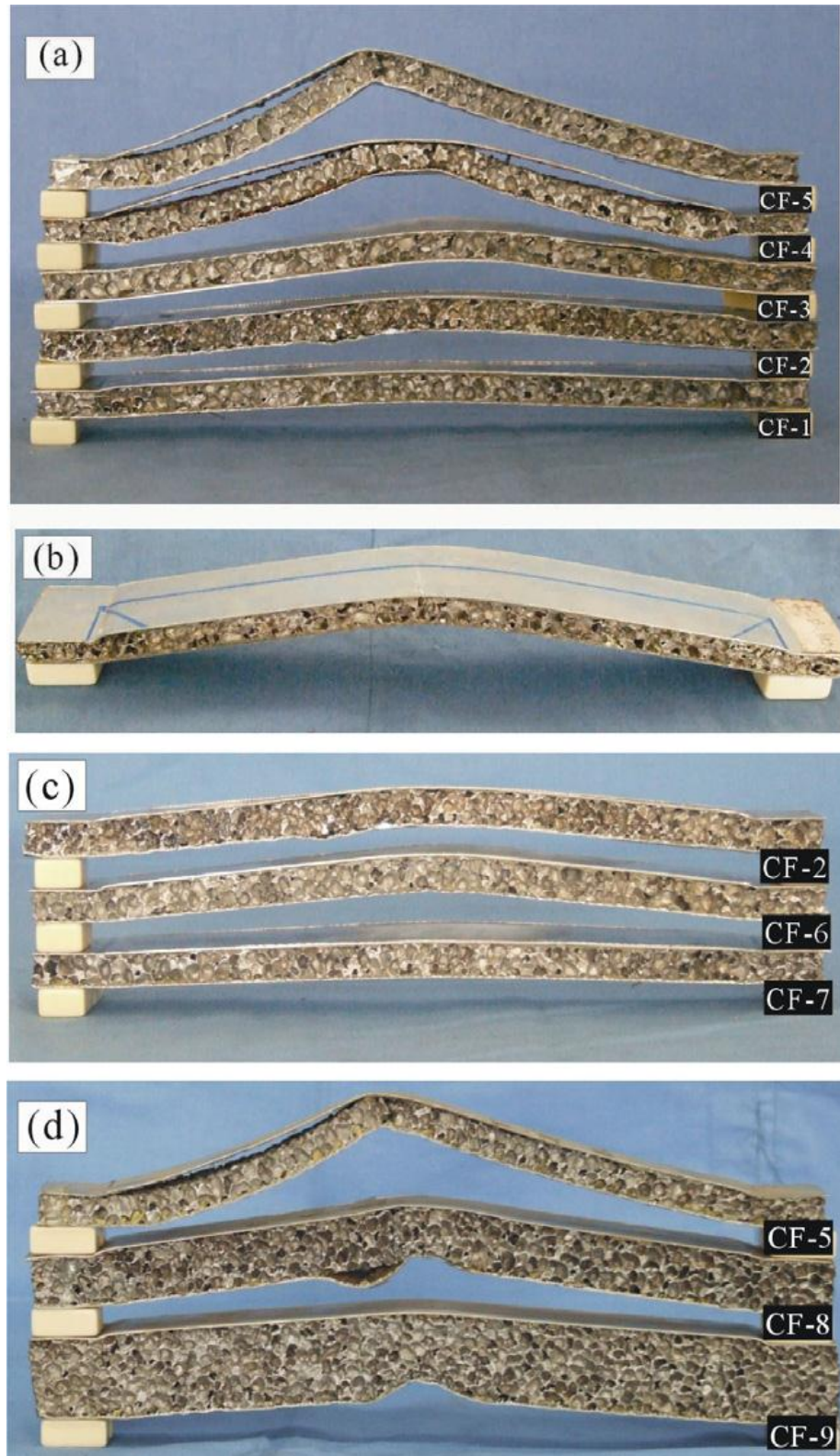


Fig. 60: risultati sperimentali per i sandwich con cuore in schiuma di alluminio a celle chiuse. a) variando l'intensità di carico; b) lastra sottoposta a carico quasi - statico; c) variando lo spessore della pelle; d) variando lo spessore del cuore [52].

Sandwich con cuore in struttura honeycomb

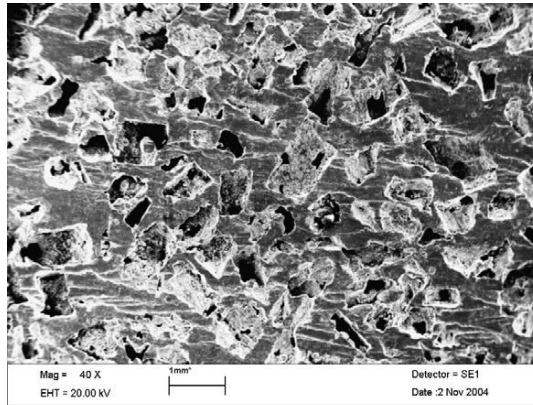
I sandwich con cuore in struttura honeycomb sono composti da due pelli in lega di alluminio Al-2024 e da un cuore HexWeb® che comprende un array quadrato di celle esagonali (Fig. 55). I profili di deflessione delle lastre testate sono riportati in Fig. 61a. In aggiunta è riportato un esempio di lastra sottoposta a carico quasi – statico (Fig. 61b). In tutti i campioni si nota il corrugamento della pelle, una instabilità della faccia compressa, una deformazione plastica nella zona di impatto. Per le lastre sottoposte a basso carico dinamico si nota una grande deformazione plastica del cuore; incrementando il carico si notano deformazioni a U e a V.



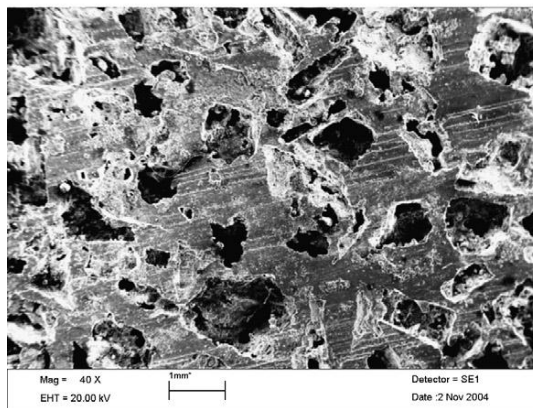
Fig. 61: risultati sperimentali per i sandwich con cuore in struttura honeycomb. a) profili di deflessione a diversi valori di carico dinamico; b) profilo di una lastra sottoposta a carico quasi – statico [52].

Sandwich con schiuma a celle aperte

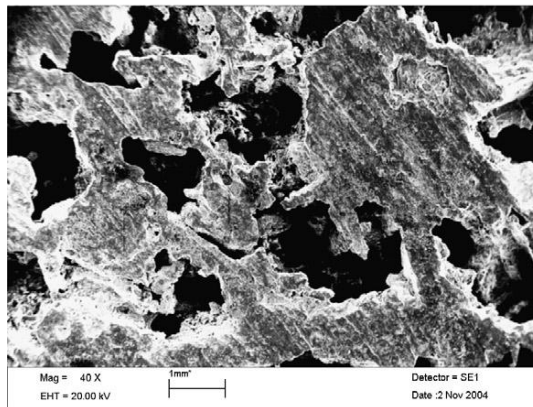
La schiuma di Al utilizzata come cuore in questi sandwich è stata prodotta da Hong Bo Metallic Material Company (China) con una densità relativa di circa lo 0,40. La schiuma ha una morfologia a celle aperte e una dimensione media delle celle di 0,75 mm; 1,5 mm; 2,5 mm (Fig. 62). La composizione della parete cellulare è Al-Mg1.31 (wt.%) ed è stata realizzata tramite *infiltration casting process*. La pelle utilizzata è fatta in lega Al-2024 processata tramite *annealing* e fatta aderire alla schiuma tramite adesivo acrilato (Fig. 56). Lo spessore del cuore del sandwich è fissato a 10 mm mentre sono state utilizzate differenti dimensioni medie delle celle e differenti spessori della pelle (Tab. 7).



(a) 0.75mm cell size



(b) 1.5mm cell size



(c) 2.5mm cell size

Fig. 62: immagini SEM delle schiume di alluminio a cella aperta prima della deformazione [53].

Test variables of aluminum foam core sandwich beams.

Variables	
Average cell size, d (mm)	0.75, 1.5, 2.5
Face thickness, h (mm)	0.5, 0.8, 1.0

Tab. 7: variabili utilizzate nella costruzione dei sandwich con cuore a cella aperta [53].

In Fig. 63 è mostrato il profilo di deflessione dei sandwich testati con carico dinamico e il profilo di deflessione di un sandwich (S-1) testato con carico quasi - statico. Paragonando i risultati ottenuti attraverso le due modalità di carico si nota come la deflessione riscontrata nel test con carico dinamico è minore rispetto a quella riscontrata nel test a carico quasi - statico. Come nel caso delle travi in alluminio monolitico, il comportamento del sandwich sottoposto ad un carico quasi - statico mostra uno stretching longitudinale con la presenza di cerniere plastiche nel punto centrale e nelle immediate vicinanze dei supporti. I sandwich sottoposti a carico dinamico presentano invece un profilo con curvatura continua. Si notano inoltre diversi modi di deformazione quali: larga deformazione inelastica, corrugamenti superficiali, frattura del cuore accompagnata dalla rottura dell'interfaccia cuore - pelle. In questi test non si è verificata una compressione del cuore del sandwich. Una grande deformazione inelastica è il principale guasto che si verifica nei test a carico dinamico (Fig. 64). I test mostrano come i campioni sottoposti ad una velocità di impatto bassa sono soggetti ad una deformazione globale; al contrario i campioni sottoposti ad una alta velocità di impatto sono soggetti a deformazioni più localizzate. In Fig. 65 a) è mostrato il corrugamento superficiale di un sandwich. Questo avviene soprattutto quando il cuore è ricoperto da una pelle di spessore sottile. Il corrugamento avviene nell'area in prossimità del punto di impatto del proiettile e non si nota alcuna simmetria nel comportamento dei due lati della trave (Fig. 65b); questo è dovuto al fatto che il corrugamento della superficie è causato dalla torsione e curvatura della trave. Durante i test di impatto è stata osservata la frattura del cuore del sandwich in prossimità del centro della trave, accompagnata dalla rottura dell'interfaccia cuore - pelle (Fig. 66).



Fig. 63: profili di deformazione dei sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella aperta [53].

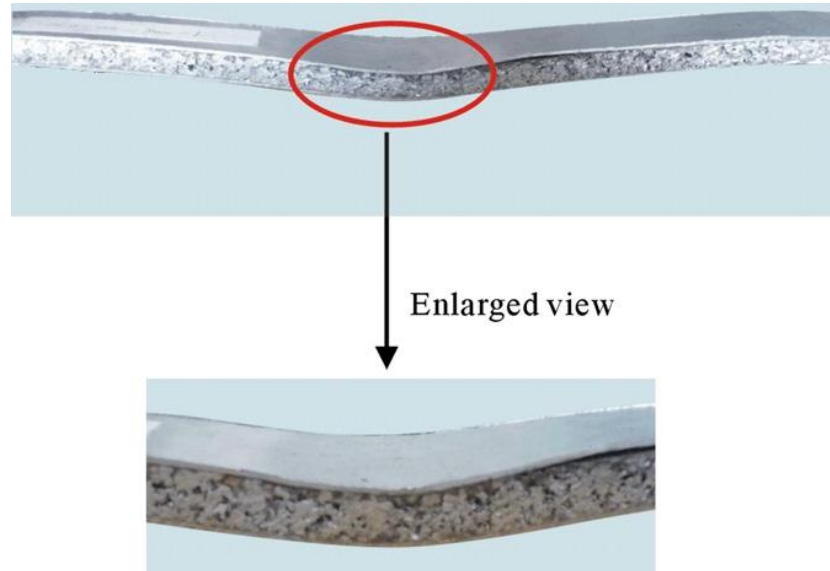
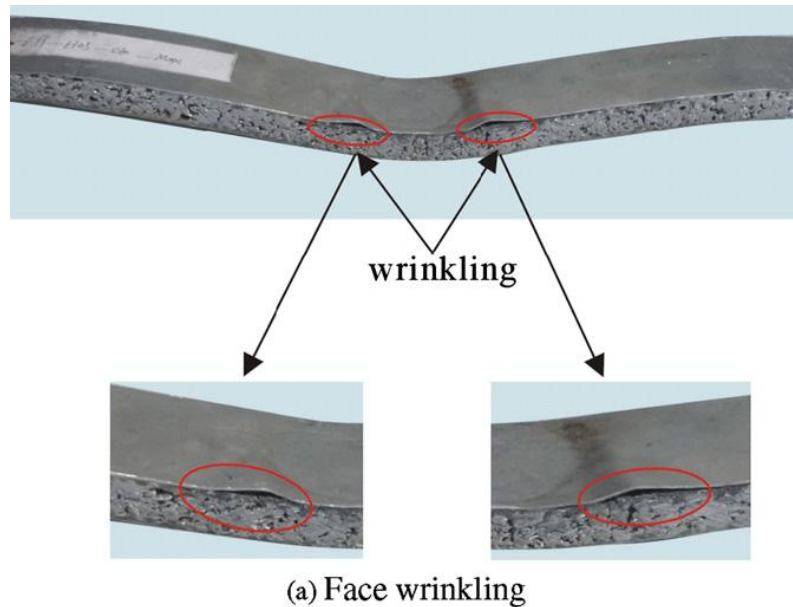
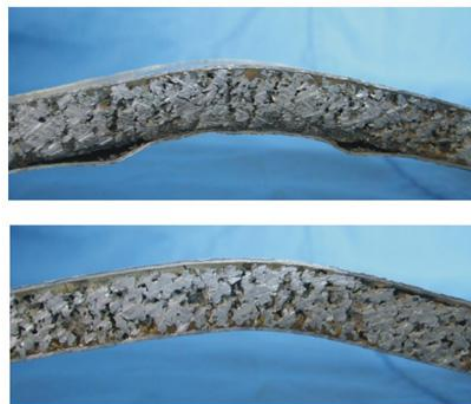


Fig. 64: deformazione plastica del cuore in schiuma di alluminio a cella aperta [53].



(a) Face wrinkling



(b) two sides of sandwich beam

Fig. 65: corrugamento superficiale dei sandwich con cuore in alluminio a cella aperta [53].

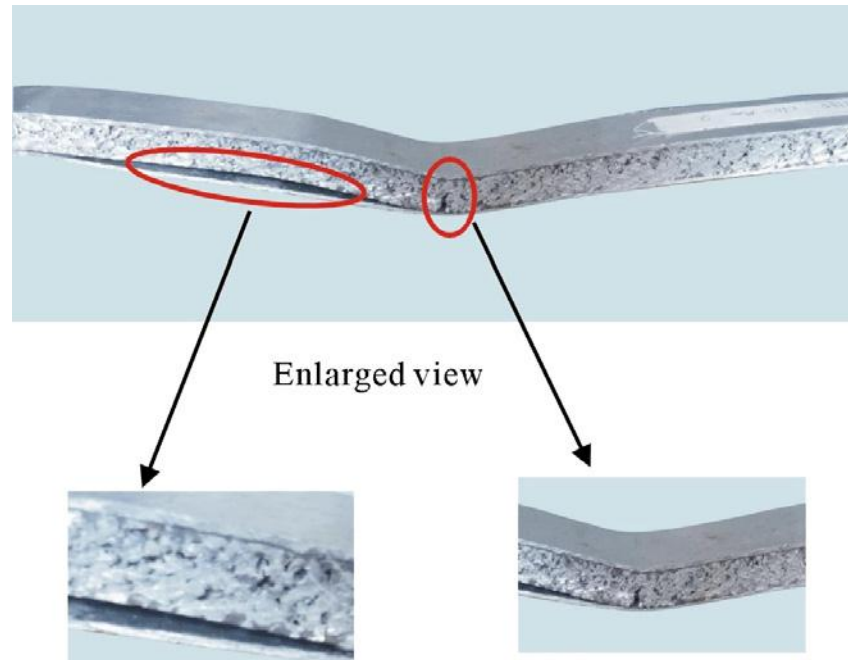


Fig. 66: frattura del cuore del sandwich e rottura dell'interfaccia cuore – pelle [53].

I risultati dei test realizzati sono riassunti in Tab. 8 e Tab. 9.

Summary of dynamic experiments performed on monolithic and sandwich beams.

Test	Beam type	Face thickness	Core thickness	Applied impulse (Ns)	Deflection (mm)	Deformation/failure modes
M-1	Monolithic	2	-	1.04	27.8	-
M-2	Monolithic	2	-	1.09	31.2	-
M-3	Monolithic	2	-	1.12	32.8	-
M-4	Monolithic	2	-	1.14	39.2	-
M-5	Monolithic	2	-	1.53	55.4	-
CF-1	Closed-cell foam core	0.5	10	0.96	8.8	Large global deformation
CF-2	Closed-cell foam core	0.5	10	1.10	12	Large global deformation
CF-3	Closed-cell foam core	0.5	10	1.21	13.6	Large global deformation
CF-4	Closed-cell foam core	0.5	10	1.33	34.4	Core shear
CF-5	Closed-cell foam core	0.5	10	1.59	44	Core fracture
CF-6	Closed-cell foam core	0.8	10	1.11	9.2	Large global deformation
CF-7	Closed-cell foam core	1.0	10	1.23	5.6	Large global deformation
CF-8	Closed-cell foam core	0.5	20	1.55	30.4	Core compression
CF-9	Closed-cell foam core	0.5	30	1.52	15.2	Face wrinkling
AH-1	Aluminum honeycomb	0.8	12.5	0.78	14.4	Large inelastic deformation
AH-2	Aluminum honeycomb	0.8	12.5	0.84	20.8	V deformation mode
AH-3	Aluminum honeycomb	0.8	12.5	1.00	27.2	U deformation mode

Tab. 8: riassunto degli esperimenti compiuti sotto carico dinamico per lastre in alluminio monolitico, sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella chiusa, sandwich con cuore in struttura honeycomb [52].

Summary of dynamic experiments performed on monolithic and sandwich beams.

Test	Beam type	Face thickness (mm)	Core thickness (mm)	Cell size	Applied impulse (Ns)	Deflection (mm)	Deformation/failure modes
D-1	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	1.85	12.8	Large inelastic deformation
D-2	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	2.04	16.2	Large inelastic deformation
D-3	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	2.05	17.6	Large inelastic deformation
D-4	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	2.49	21	Core shear with interfacial failure
D-5	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	2.73	31	Core shear with interfacial failure
D-6	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	2.01	15.6	Large inelastic deformation
D-7	Open-cell foam core	0.8	10	2.5	1.96	12.8	Large inelastic deformation
D-8	Open-cell foam core	0.5	10	2.5	2.09	22.4	Face wrinkling
D-9	Open-cell foam core	1.0	10	2.5	2.42	20.2	Large inelastic deformation
D-10	Open-cell foam core	1.0	10	1.5	2.39	16	Large inelastic deformation
D-11	Open-cell foam core	1.0	10	0.75	2.37	13.6	Large inelastic deformation
M-1	Monolithic	2	-	-	1.04	27.8	-
M-2	Monolithic	2	-	-	1.09	31.2	-
M-3	Monolithic	2	-	-	1.12	32.8	-
M-4	Monolithic	2	-	-	1.14	39.2	-
M-5	Monolithic	2	-	-	1.53	55.4	-
C-1	Closed-cell foam core	0.5	10	-	0.96	8.8	Large global deformation
C-2	Closed-cell foam core	0.5	10	-	1.10	12	Large global deformation
C-3	Closed-cell foam core	0.5	10	-	1.21	13.6	Large global deformation
C-4	Closed-cell foam core	0.5	10	-	1.33	34.4	Core shear
C-5	Closed-cell foam core	0.5	10	-	1.59	44	Core fracture

Tab. 9: riassunto degli esperimenti compiuti sotto carico dinamico per lastre in alluminio monolitico, sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella chiusa, sandwich con cuore in schiuma di alluminio a cella aperta [53].

L'effetto del tipo di cuore del sandwich sulla resistenza allo shock è mostrato in Fig. 67 e Fig. 68, dove la deformazione permanente normalizzata del punto centrale della lastra è messa in funzione del momento cinetico normalizzato del proiettile in schiuma.

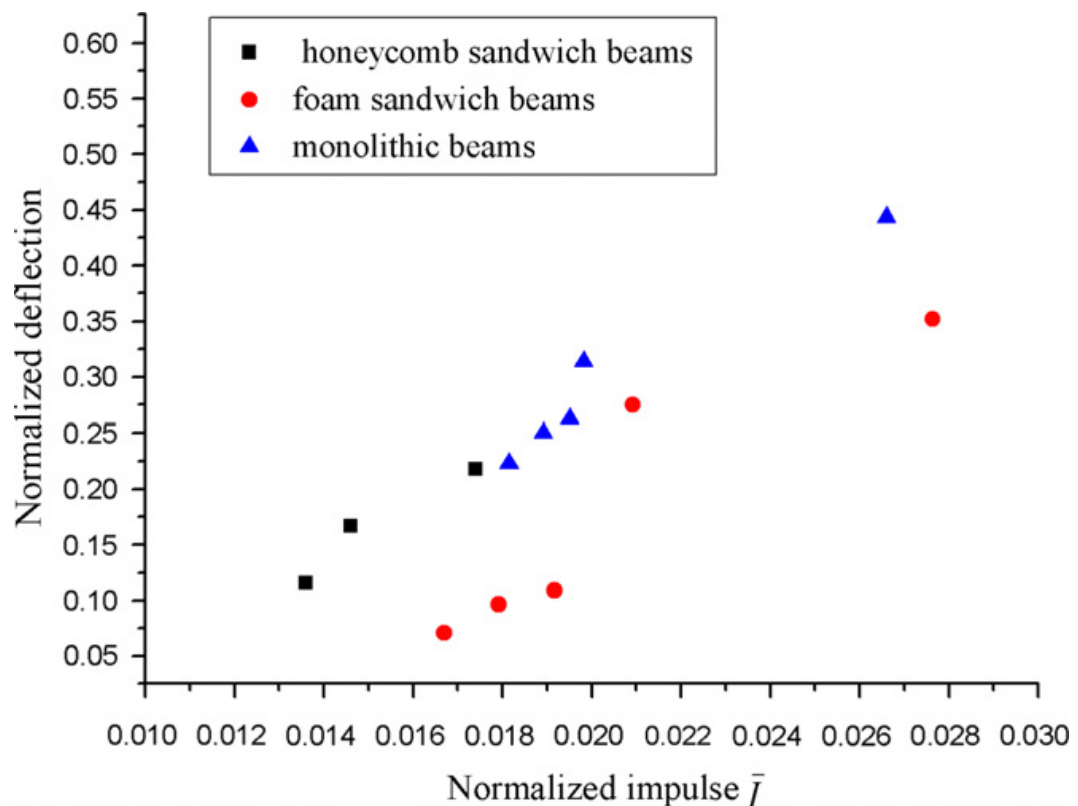


Fig. 67: deformazione permanente normalizzata del punto centrale della lastra in funzione del momento cinetico normalizzato del proiettile [52].

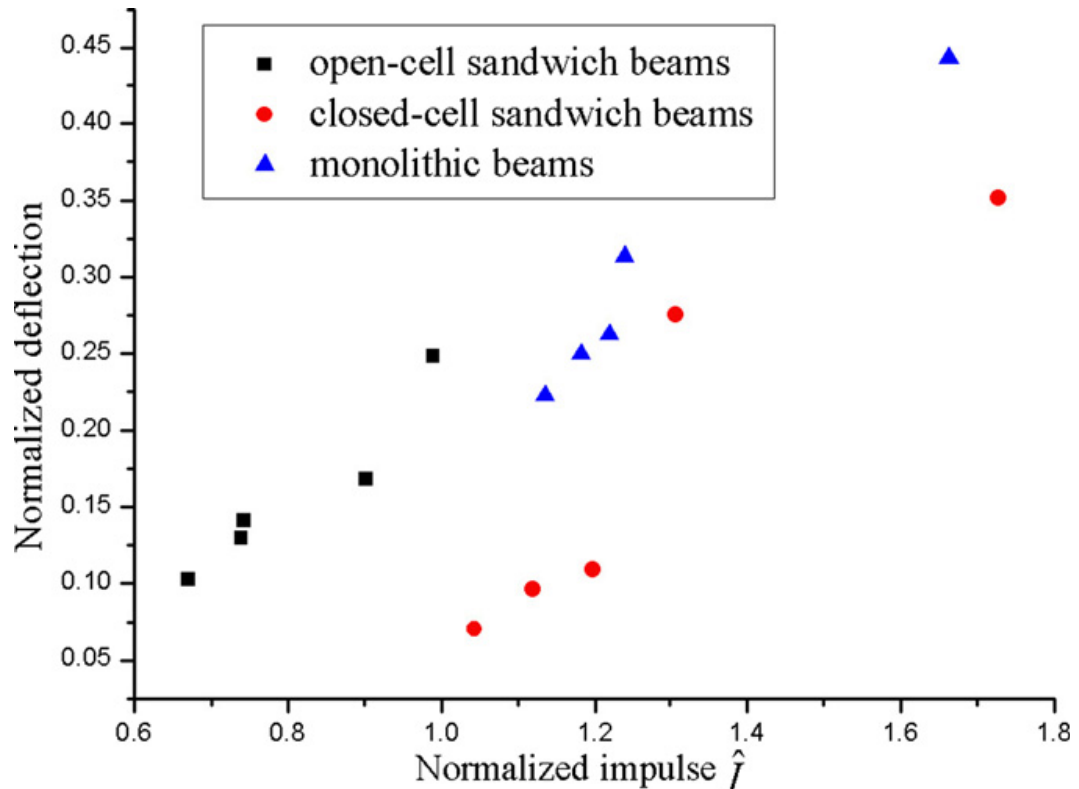


Fig. 68: deformazione permanente normalizzata del punto centrale della lastra in funzione del momento cinetico normalizzato del proiettile [53].

Dai grafici riportati in Fig. 67 e Fig. 68 si può affermare che i sandwich realizzati con schiuma di alluminio a celle chiuse hanno un miglior comportamento meccanico se confrontati con gli altre tipologie di materiale esaminate.

1.6 Tecniche di produzione di sandwich in schiuma di alluminio

Sono state proposte varie tecnologie per la produzione di pannelli realizzati combinando una schiuma di alluminio come cuore e una pelle metallica. I metodi proposti possono essere raggruppati in due categorie: *ex-situ bonding* e *in-situ bonding* (Fig. 69) [55]. Questa distinzione dipende dalla strategia seguita: nel primo caso si parte da una schiuma già realizzata a cui segue l'adesione della pelle metallica mediante adesivo, legame tramite brasatura o mediante diffusione; nel secondo caso la schiuma viene realizzata direttamente tra le due pelli metalliche, il processo di schiumatura e di adesione avviene in un singolo *step*.

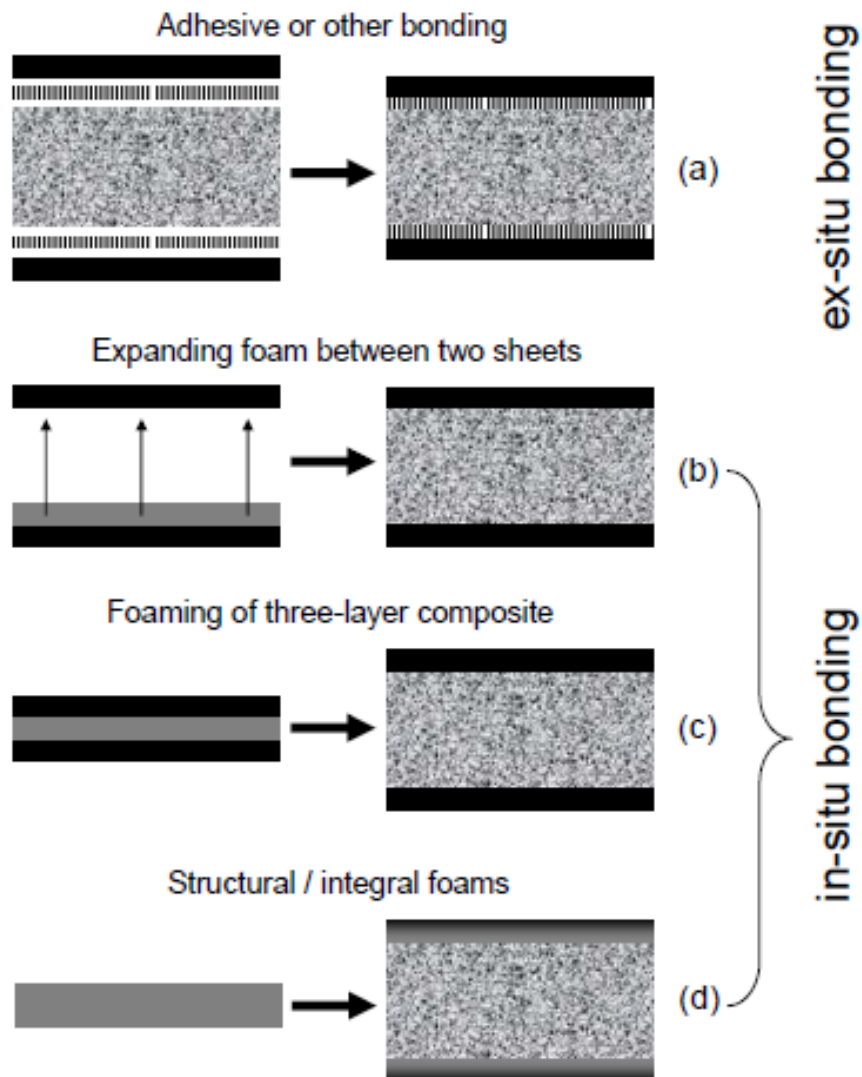


Fig. 69: tecniche per la realizzazione di sandwich in schiuma di alluminio [55].

Utilizzando un adesivo come legante tra la schiuma e la pelle metallica si va incontro ad inconvenienti quali: riduzione della durezza, difficoltà nel riciclaggio, massa addizionale, alto costo [55]. Per questo si sono cercati altri metodi di adesione. Un primo esempio riportato in Fig. 69b consiste semplicemente nel far espandere un precursore schiumabile tra le due pelli tenute alla distanza desiderata. Con questo metodo si ha difficoltà nell'adesione in quanto lo strato di ossido presente sulla superficie della pelle rende difficile la formazione del legame metallico.

Una soluzione sviluppata al Fraunhofer-Institute nel 1992 [56] (Fig. 69c) prevede l'utilizzo di un composito formato da tre strati: un cuore interno formato da un precursore schiumabile racchiuso dalle due pelli metalliche. Il composito viene realizzato tramite estrusione o laminazione e con successivi processi di laminazione. Il cuore del composito viene fatto espandere riscaldando il tutto alla temperatura di schiumatura. Con

questa tecnica si instaura un legame metallico tra la schiuma e la pelle il quale, a differenza di quanto avviene utilizzando un adesivo, è resistente ad eventuali trattamenti termici successivi; non crea problemi di riciclaggio del materiale; attraverso la modellazione del composito di partenza è possibile ottenere strutture 3D (Fig. 70).

Uno svantaggio di questa tecnica consiste nel ristretto numero di combinazioni nella scelta delle leghe da utilizzare per il cuore e la pelle metallica. Infatti le due leghe devono necessariamente avere punti di fusione differenti: alla temperatura di schiumatura del cuore la pelle non deve fondere. Un esempio dell'andamento della temperatura del composito posto all'interno di un forno preriscaldato è mostrato in Fig. 71a. Supponendo che il cuore e pelle siano in stretto contatto e che la conducibilità termica delle due leghe sia alta, si può assumere che la temperatura all'interno di tutto il materiale sia la stessa. In questo caso il materiale con temperatura di fusione più bassa (cuore) limita l'incremento di temperatura durante la sua fusione mantenendo la pelle al di sotto della temperatura di fusione. Dopo la completa fusione del cuore, la temperatura sale rapidamente causando la fusione della pelle [57].

La temperatura di solidificazione T_s della lega di cui è costituita la pelle deve essere superiore alla temperatura di liquido T_l della lega utilizzata nel cuore.

Un comportamento migliore del sistema si ottiene controllando attivamente il profilo di riscaldamento del forno (Fig. 71b). In questo caso la temperatura del forno viene portata rapidamente di poco al di sopra della temperatura di solidus della lega utilizzata nel cuore e mantenuta costante al fine di consentire il processo di schiumatura. Questa temperatura condiziona la scelta della lega da utilizzare per la pelle che dovrà possedere una temperatura di liquidus superiore.

Seguendo questo modello sono attualmente utilizzate tre classi di leghe per la pelle:

- leghe 3000: 3103 (AlMn1)
- leghe 5000: 5005 (AlMg1), 5754 (AlMg3), 5083 (AlMg4.5)
- leghe 6000: 6016, 6060, 6082 (leghe Al-Mg-Si)

La più utilizzata per il cuore è la lega AlSi6Cu x ($x \approx 3..7$) preferita per la sua bassa temperatura di solidificazione ed un buon comportamento in fase di schiumatura [58].



Fig. 70: sandwich in schiuma di alluminio con struttura 3D ottenuta tramite modellazione del composito [55].

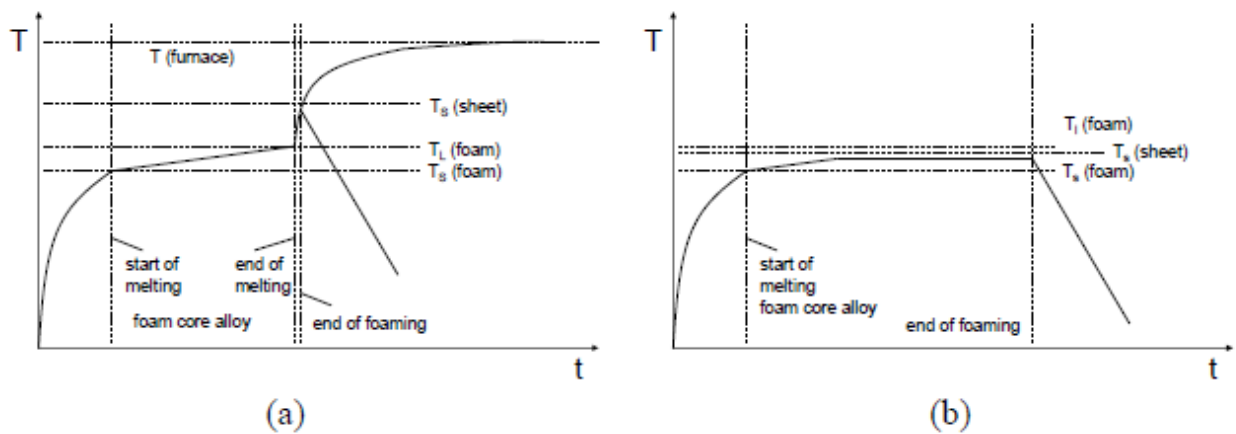


Fig. 71: andamento della temperatura del sandwich in schiuma di alluminio, a) tenendo la temperatura del forno costante a $T > T_i$; b) forno con profilo di temperatura controllato dinamicamente [55].

1.7 Problemi aperti e sviluppi della ricerca

A prescindere dalla tecnologia di produzione, per ottenere delle buone caratteristiche occorre che le bolle siano piccole, di dimensione uniforme e stabili nel tempo. In altre parole, si tratta di controllare nucleazione e crescita e di contrastare i fenomeni di coalescenza. E' desiderabile inoltre che le particelle ceramiche usate come stabilizzatori siano uniformemente distribuite.

I procedimenti produttivi descritti sono basati su metodi empirici ed i meccanismi di base che governano la formazione delle schiume metalliche non sono stati mai studiati in modo sistematico.

In un lavoro di rassegna [59] di una decina di anni fa Banhart indicava come principali problemi :

- 1- la comprensione dei meccanismi di base;
- 2- la capacità di produrre schiume di qualità costante con caratteristiche predefinite;
- 3- la difficoltà di trovare applicazioni su larga scala.

In questo ultimo decennio le schiume metalliche sono state oggetto di grande interesse e conseguentemente di molto lavoro di ricerca, si sono fatti molti passi in avanti ma, in parte i problemi segnalati da Banhart rimangono aperti.

E' evidente che il punto 1 è decisivo poiché applicazioni industriali su larga scala richiedono un accurato controllo del processo produttivo basato sulla conoscenza dei processi fisici di base.

Le schiume metalliche sono sistemi termodinamicamente instabili a causa della grande area delle superfici interne. Da un punto di vista pratico per "stabilità" si intende una cinetica di evoluzione molto lenta. Per stabilizzare le schiume metalliche si ricorre ad additivi quali particelle di SiC, di ossidi di Al e Ca oppure di loro ossidi misti, o di sottili filamenti metallo-ossido. La stabilizzazione si ottiene sempre con particelle solide però non è completamente chiaro come esse agiscano anche se a riguardo esistono alcune ipotesi [60-61]. Due sono gli aspetti da chiarire: 1- come si distribuiscono le particelle nella schiuma; 2- come una certa configurazione di particelle ne influenza la stabilità.

Per quanto riguarda il primo aspetto, il comportamento delle particelle dipende dalla bagnabilità da parte del fuso, decisiva ai fini del loro inglobamento nel metallo oppure della loro segregazione. E' importante studiare più a fondo quale influenza hanno la composizione chimica delle particelle, la forma, la rugosità superficiale e la concentrazione nel metallo liquido.

Kaptay [62] ha sviluppato il seguente criterio per la selezione delle particelle ceramiche con cui stabilizzare schiume di Al con celle di dimensione predefinita (raggio R) separate da pareti di spessore predefinito t :

$$1 - \frac{8R^2 g \rho_M}{3\sigma_M} > \cos \Theta > \frac{3t\sigma_M n^* + hR^2 \rho_M}{6r\sigma_M n^*} \quad (1)$$

dove g è l'accelerazione di gravità,

ρ_M la densità del fuso,

σ_M la tensione superficiale del fuso,

Θ l'angolo di contatto del fuso sulla superficie planare del materiale delle particelle nell'atmosfera gassosa della bolla,

n^* il numero di particelle che prendono parte alla separazione (vedi fig.3-sinistra),

r il raggio delle particelle,

h lo spessore macroscopico della schiuma.

I lavori citati sono un buon punto di partenza tuttavia molta attività di ricerca dovrà essere ancora svolta per approfondire la conoscenza dei meccanismi in gioco.

La formazione delle schiume presenta un complicato scenario dove più processi fisici (drenaggio, flusso, ingrossamento e coalescenza) sono presenti e strettamente collegati tra loro. Nel caso di procedimenti basati sull'apporto di agenti soffianti, il drenaggio è costituito dal flusso di liquido che per gravità passa attraverso la struttura della schiuma dall'alto verso il basso. Come conseguenza la parte superiore della schiuma tende ad asciugarsi, le pareti delle bolle si assottigliano e quindi possono rompersi più facilmente dando luogo ad ingrossamento e coalescenza. Flusso, ingrossamento e coalescenza possono provocare inoltre il movimento delle bolle.

D'altra parte, lo studio sperimentale e il controllo dei processi di formazione delle schiume metalliche sono resi difficili poichè i metalli liquidi sono opachi, molto reattivi con l'ossigeno e possiedono un'alta conduttività elettrica. Pertanto metodi basati su misure di resistenza elettrica o di proprietà ottiche non possono essere utilizzati per monitorarne l'evoluzione. Si può procedere arrestando il processo a stadi successivi, raffreddando e controllando i risultati con prove meccaniche, osservazioni metallografiche, misure di modulo elastico dinamico, di frizione interna, di porosimetria (schiume a pori aperti), di conducibilità elettrica e termica etc. In alternativa a questa metodologia, l'evoluzione della struttura delle bolle può esser monitorata in-situ mediante radiografia X oppure mediante misure volumetriche o di densità.

La radiografia con raggi X permette di studiare non solo la struttura interna nel materiale finale ma anche l'evoluzione durante stadi successivi del processo. Per

esempio, Banhart [63] ha descritto l'evoluzione di una schiuma di Al durante la fase di espansione mediante immagini radioscopiche ottenute con luce di sincrotrone (ESRF-Grenoble).

Le misure volumetriche consistono nel determinare con un sensore laser l'espansione uniassiale della schiuma, che avviene all'interno di un apposito cilindro, in dipendenza dal tempo.

Un aspetto importante della ricerca sulle schiume metalliche è la sperimentazione in gravità ridotta. In queste condizioni si possono meglio comprendere i meccanismi operanti durante la formazione ed evoluzione delle schiume. Inoltre si possono produrre schiume metalliche senza i difetti associati ad effetti di galleggiamento presenti in condizioni di normale gravità. In particolare si può semplificare il quadro dei processi fisici operanti evitando il drenaggio, cioè che il liquido fluisca per gravità attraverso la struttura della schiuma asciugandone la parte superiore e quindi rendendo più sottili le pareti delle membrane con conseguente facilità di rottura.

Per queste ragioni già negli anni '70 (voli SPAR 1-2) furono condotti da Patten ed al.[64] esperimenti per valutare gli effetti della concentrazione del gas, della temperatura di fusione e del tempo di fusione sulla struttura di schiume di Al e sulla loro cinetica di evoluzione. Con il volo SPAR 10 fu realizzata una schiuma di Cu rinforzata con ossido di rame, avente porosità omogenea e densità pari ad un terzo di quella del Cu [65]. Uno studio condotto nel 1983 sulle schiume di Fe (TEXUS 7) ha portato alla conclusione che dimensione e distribuzione delle bolle non possono essere controllate nemmeno in microgravità usando gas reattivi [66]. Un programma di ricerca sulle schiume di Pb in voli parabolici è stato avviato nel 1998 da Banhart et al.[63]. Si portano a fusione i campioni in modo che la formazione della schiuma inizi nel momento in cui inizia la microgravità, la schiuma evolve liberamente per 20 secondi e, nei restanti 2 secondi di microgravità, viene temprata in aria. Il confronto con campioni prodotti nelle medesime condizioni a terra ha messo in evidenza che le bolle in gravità ridotta risultano più piccole e meno schiacciate ai poli. Nuovi progetti prevedono tempi prolungati in microgravità ed offriranno la possibilità di eseguire osservazioni in tempo reale sulle schiume in fase liquida, di stimolarle con campi elettrici e magnetici e registrarne la risposta.

Riferimenti bibliografici CAPITOLO1

- [1] J. Banhart, Proc. of Fraunhofer USA Metal Foam Symposium, Stanton- Delaware (1997), p.3.
- [2] J. Banhart, Progress in Materials Science, 46 (2001) p.559-632.
- [3] H. Swars, German Patent Application 3, 619,360, (1987).
- [4] I. Matsumoto, T. Iwaki, N. Yanagihara, US Patent 4,251, 603, (1981).
- [5] A. Montillet, J. Comiti, J. Legrand, J. Appl. Electrochem 23 (1993) 1045.
- [6] P. Cognet, J. Berlan, G. Lacoste, P.L. Fabre, J.M. Jud, J. Appl. Electrochem. 26 (1996) p.631.
- [7] M. F. ASHBY, A. EVANS, N. A. FLECK, L. J. GIBSON, J. W. HUTCHINSON, H. N. G. WADLEY, Metal Foams: A Design Guide, Butterworth – Heinemann (2001).
- [8] J. Banhart, J. Baumeister, M. Weber, Proc. of the European Conference on Advanced PM Materials, Birmingham (1995), p.201.
- [9] <http://www.alulight.com>
- [10] M. SHIOMI, S. IMAGAMA, K. OSAKADA, R. MATSUMOTO, Fabrication of Aluminium Foams from Powder by Hot Extrusion and Foaming, J. Mater. Proc. Technol. 210 (2010) 1203-1208.
- [11] V. Gergerly, T.W. Clyne, Proc. of the International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures, Bremen (1999), p.83.
- [12] MATIJASEVIC – LUX, BILJANA, Characterisation and Optimisation of Blowing Agent for Making Improved Metal Foams, Institut für Werkstoffwissenschaften und – technologien, Dissertation 08.03.(2006).
- [13] F. GARCIA – MORENO, N. BABCSAN, J. BANHART, X-Ray Radioscopy of Liquid Metal Foams: Influence of Heating Profile, Atmosphere and Pressure, Physicochem. Eng. Aspects 263 (2005) 290 – 294.
- [14] F. GARCIA – MORENO, M. FROMME, J. BANHART, Adv. Eng. Mater. 6 (2004) 416 – 420.
- [15] M. HAESCHE, D. LEHMHUS, J. WEISE, M. WICHMANN, I. C. M. MOCELLIN, Carbonates as Foaming Agent in Chip – Based Aluminium Foam Precursor, J. Mater. Sci. Technol., (2010), 26(9), 845 – 850.
- [16] J. BAUMEISTER, J. WEISE, A. JESWEIN, M. BUSSE, M. HAESCHE, Metal Foam Production from AlMg4.5Mn Recycling Machining Chips by Means of Thixocasting and the Effects of Different Additives for Stabilization, Proc. 5th Int. Conf. on Porous Metals and Metallic Foams, eds. L. P. LEFEBRE, J. BANHART, D. C. DUNAND, DEStech Publications, Inc., Lancaster, (2008), p83.
- [17] R. NEUGEBAUER, T. HIPKE, S. RYBANDT, R. VOGEL, C. HANNEMANN, C. LIES, F.SCHNEIDER, Proc. of the International Conference on Cellular Materials, Dresden (2010), p.3.
- [18] DIRK LEHMHUS, JOHN BANHART, Properties of Heat – Treated Aluminium Foams, Mater. Sci. Eng. A349 (2003) 98 – 110
- [19] M. MUKHERJEE, F. GARCIA – MORENO, J. BANHART, Defect Generation During Solidification of Aluminium Foams, Scripta Materialia 63 (2010) 235-238.

- [20] S. ASAVAVISITHCHAI, A. OPA, Effect of TiC Particles on Foamability and Compressive Properties of Aluminium Foams, *Chiang Mai J. Sci.* (2010); 37(2): 213-221.
- [21] J. BANHART, *JOM* 52 (2000) 22-27.
- [22] N. BABCSAN, J. BANHART, D. LEITLMEIER, International Conference "Advanced Metallic Material (5-7/11/2003) 5-15.
- [23] H. I. BAKAN, A Novel Water Leaching and Sintering Process for. *Scripta Materialia*, 55 (2006) 203-206.
- [24] A. MANONUKUL, M. MUENYA, F. LEAUX, E. AMARANAN, Effects of Replacing Metal Powder With Powder Space Holder on Metal Foam, *J. Mater. Proc. Technol.* 210 (2010) 529-535.
- [25] H. O. GULSOY, R. M. GERMAN, Production of Micro-Porous Austenitic Stainless Steel by Powder Injection Molding, *Scripta Materialia*, 58 (2008) 295-298.
- [26] Y. YANG, F. HAN, D. YANG, J. WU, G. HAO, Q. WANG, Effect of Heat Treatment on Compressive Properties of Open Cell Al/Al₂O₃ Composite Foams. *Powder Metallurgy* (2007) 50-53.
- [27] R. SURACE, L. DE FILIPPIS, A. LUDOVICO, G. BOGHETIC, Influence of Processing Parameters on Aluminium Foam Produced by Space Holder Technique. *Mater. Desig.* 30 (2009) 1878-1885.
- [28] Y. ZHAO, F. HAN, T. FUNG, Optimization of Compaction and Liquid-State Sintering in Sintering and Dissolution Process for Manufacturing Al Foams, *Mater. Sci. Eng. A* 364 (2004) 117-125.
- [29] Y. ZHAO, D. SUN, A Novel Sintering-Dissolution Process for Manufacturing Al Foams, *Scripta Materialia*, 44 (2001) 105-110.
- [30] H. KUCHEK, (1966) Patent n. US Patent 3,236,706.
- [31] B. JIANG, C. SHI, J. LI, Processing of Open Cell Aluminium Foams With Tailored Porous Morphology, *Scripta Materialia*, 53 (2005) 781-785.
- [32] B. JIANG, Z. WANG, N. ZHAO, Effect of Pore Size and Relative Density on the Mechanical. *Scripta Materialia* 57 (2007) 169-172.
- [33] B. JIANG, N. ZHAO, C. SHI, X. DU, J. LI, H. MAN, A Novel Method for Making Open Cell Aluminium Foams, *Material Letters*, 59 (2005) 3333-3336.
- [34] G. J. KREIGH JR, (1962) Patent n. US Patent 3,055,763.
- [35] N. MICHAILIDIS, F. STERGIODI, A. TSOUKNIDAS, E. PAVLIDOU, Compressive Response of Al-Foams Produced Via a Powder Sintering Process Based on Leachable Space-Holder Material, *Mater. Sci. Eng. A* 528 (2011) 1662-1667.
- [36] E. ZHANG, B. WANG, On the Compressive Behavior of Sintered Porous Coppers With. *Int. J. Mechanical Sci.* 47 (2005) 744-756.
- [37] Y. ZHAO, T. FUNG, L. ZHANG, F. ZHANG, Lost Carbonates Sintering Process for Manufacturing Metal Foams, *Scripta Materialia* 52 (2005) 295-298.
- [38] M. A. EL-HADEK, S. KAYTBAY, Mechanical and Physical Characterization of Copper Foam. *Mech. Mater. Des.* (2008) 63-69.
- [39] A. BANSIDDHI, D. DUNAND, Shape-Memory NiTi Foams Produced by Replication, *Acta Biomaterialia* 4 (2008) 1996-2007.

[40] Y. ZHANG, B. YUAN, M. ZENG, C. CHUNG, X. ZHANG, High Porosity and Large Pore Size Shape Memory Alloys Fabricated by Using Pore-Forming Agent (NH₄HCO₃) and Capèule-Free Hot Isostatic Pressing, *Mater. Proc.*, (2007) 439-442.

[41] C. WEN, M. MABUCHI, Y. YAMADA, K. SHIMAJIMA, Y. CHINO, T. ASAHIMA, Processing of Biocompatible Porous Ti and Mg, *Scripta Materialia*, 45 (2001) 1147-1153.

[42] C. WEN, Y. YAMADA, K. SHIMOJIMA, Y. CHINO, T. ASAHIMA, M. MABUCHI, Processing and Mechanical Properties of Autogenous Titanium Implant Materials, *Materials in Medicine*, 13 (2002) 397-401.

[43] S. BOR, Z. ESEN, Processing of Titanium Foams Using Magnesium Space Holder Particles, *Scripta Materialia*, 56 (2007) 341-344.

[44] E. ZIYA, B. SAKIR, Characterization of Ti-6Al-4V Alloy Foam Synthesized by Space Holder Technique, *Mater. Sci. Eng.* 528 (2011) 3200-3209.

[45] C. GAILLARD, J. F. DESPOIS, A. MORTENSEN, Processing of NaCl Powders of Controlled Size and Shape for Microstructural Tailoring of Aluminium Foams, *Mater. Sci. Eng. A* 374 (2004) 250 – 262.

[46] A. JINNAPAT, A. R. KENNEDY, The Manufacture of Spherical Salt Beads and Their Use as Dissolvable Templates for the Production of Cellular Solids Via a Powder Metallurgy Route, *Journal of Alloys and Compounds*, 499 (2010) 43-47.

[47] HASAN BAFTI, ALI HABIBOLAHZADEH, Production of Aluminium Foam by Spherical Carbamide Space Holder Technique – Processing Parameters, *Mater. Des.* 31 (2010) 4122-4129

[48] N. MICHAELIDIS, F. STERGIODI, Establishment of Process Parameters for Producing Al – Foam by Dissolution and Powder Sintering Method, *Mater. Desig.* 32 (2011) 1559-1564.

[49] S. ARNABOLDI, P. BASSANI, C. A. BIFFI, A. REDAELLI, A. TUISSI, *Convegno Nazionale AIM, Brescia* (2010).

5- [50] A-F. BASTAWROS, H. BART-SMITH, A. G. EVANS, Experimental Analysis of Deformation Mechanisms in a Closed – Cell Aluminium Alloy Foam, *J. Mechanics and Physics of Solids* 48 (2000) 301-322.

[51] R. RAJ, V. PARAMESWARAN, B. S. S. DANIEL, Comparison of Quasi – Static and Dynamic Compression Behavior of Closed – Cell Aluminium Foam, *Mater. Sci. Eng. A* 526 (2009) 11 – 15.

6- [52] Z. WANG, L. JING, J. NING, L. ZHAO, The Structural Response of Clamped Sandwich Beams Subjected to Impact Loading, *Composite Structures* 93 (2011) 1300-1308.

7- [53] L. JING, Z. WANG, J. NING, L. ZHAO, The Dynamic Response of Sandwich Beams with Open – Cell Metal Foam Cores, *Composites: Part B* 42 (2011) 1-10.

8- [54] D. D. RADFORD, N. A. FLECK, V. S. DESHPANDE, The Response of Clamped Sandwich Beams Subjected to Shock Loading, *Int. J. Impact Eg.* 32 (2006) 968-987.

9- [55] J. BANHART, H.-W. SEELINGER, Aluminium Foam Sandwich Panels: Manufacture, Metallurgy and Applications, *Adv. Eng. Mat.* 10(9) (2008) 793-802.

- 10-[56] J. BAUMEISTER, J. BANHART, M. WEBBER, (1994) Process for Manufacturing a Metallic Composite. German Patent 44 26 627 C2.
- 11-[57] J. BANHART, H. STANZICK, L. HELFEN, T. BAUMBACH, K. HIJHOF, Adv. Eng. Mat. 3 (2002) 407.
- 12-[58] J. BANHART, J. BAUMEISTER, J. Mater. Sci. 33 (1998) 1431.
- [59] J. Banhart, JOM (2000) 22.
- [60] V. Gegerly , T.W. Clyne, Adv. Eng. Materials, 2 (2000) p.175.
- [61] S.W. Ip, Y. Wang, J.M. Toguri, Canadian Metallurgical Quarterly, 38 (1999) p.81.
- [62] G. KAPTAY, Proc. of the International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures, Bremen (1999), p.141.
- [63] J. Banhart, F. Baumgartner, S.J. Cox, B. Kronberg, D. Langevin, S. Odenbach, D. Weaire, T. Wubben, Proc. of the 1st Symposium on Microgravity Research and Applications in Physical Sciences and Biotechnology, Sorrento (2000), p.589.
- [64] J.W. Patten, E.N. Greenwell, Space Processing and Applications Rocket Project, SPAR 1 Final Report, NASA TM X-3458, (1976), p.II-1.
- [65] R. B. Pond, J. M. Jr Winter, Space Processing Applications Rocket Project, SPAR X Final Report, NASA TM 86548, (1986), p.75.
- [66] J. Poetschke, P. Pant, Manufacture of Iron Foam. In Summary Review of Sounding Rocket Experiments in Fluid Science and Materials Sciences, TEXUS 1 to 20, MASER 1 and 2, ESA SP-1132, (1991), p.326.

Capitolo2

Descrizione del processo di produzione di schiume metalliche e correlazione di parametri di processo con la dimensione e distribuzione delle celle

2.1 Introduzione

Grazie alle loro specifiche caratteristiche, le schiume metalliche sono di grande interesse per molte applicazioni industriali [1]. Come già illustrato nel Capitolo 1, le schiume metalliche possono essere prodotte attraverso diversi metodi [2-5]. Uno dei metodi più promettenti, sviluppato dal Fraunhofer Institute of Bremen [4], è basato sulla metallurgia delle polveri (PM). Consiste nel mescolare polveri metalliche, particelle di agente soffiante, e particelle ceramiche adatte a modificare la viscosità del fuso e stabilizzare la schiuma. La miscela viene compattata a formare un precursore, il quale viene scaldato ad una temperatura superiore a T_M , così il gas rilasciato va a formare le bolle nel fuso. La struttura porosa viene preservata dal rapido raffreddamento fino a temperatura ambiente.

Generalmente, nella preparazione di schiume di Al, viene impiegato TiH_2 come agente soffiante e SiC come stabilizzante. Sono molti i parametri che hanno effetto sul processo di schiumatura:

- (a) Composizione della miscela di polveri;
- (b) Pretrattamenti delle particelle di TiH_2 [6];
- (c) Dimensione [7,8] e forma [7] delle particelle di stabilizzante;
- (d) Condizioni di mescolamento delle polveri [9];
- (e) Pressione e temperatura di compattazione del precursore [10-13];
- (f) Tempo e temperatura di schiumatura [11,13];
- (g) Velocità di riscaldamento [11];
- (h) Atmosfera e pressione sul fuso;
- (i) Velocità di raffreddamento [14].

In questa parte dell'attività del progetto si è concentrata l'attenzione sulla composizione della miscela di polveri. Le schiume sono state prodotte con differenti composizioni, gli altri parametri di processo sono stati fissati sulla base di test preliminari e letteratura. Negli esperimenti sono state utilizzate particelle di SiC di due differenti dimensioni.

2.2 Preparazione delle schiume

Due set di campioni di schiume sono stati preparati utilizzando polveri di Al (purezza 99.5%) con diametro medio di 45 μm , SiC con dimensione media di 35 e 60 μm come stabilizzante e particelle di TiH_2 di 5 μm come agente soffiante. Ogni set è stato costituito da 16 gruppi di campioni (5 campioni per gruppo) combinando differenti quantità di TiH_2 , 0.1, 0.2, 0.4 e 0.6 (% in peso) e SiC, 0.8, 2.8, 6 e 9 (% in peso).

La composizione delle miscele è stata scelta sulla base di esperimenti preliminari: il contenuto di TiH_2 e SiC al di fuori del range considerato da luogo a livelli di schiumatura insufficienti o a schiume con difetti macroscopici. Alcuni test sono stati effettuati senza le particelle di SiC nella miscela.

Le polveri sono state mescolate in una giara rotante, quindi compattate a temperatura ambiente sotto una pressione uni-assiale di 250 MPa in modo da formare precursori cilindrici di diametro $d=15$ mm e altezza $h=6$ mm.

La temperatura di schiumatura è stata fissata a 700°C, non troppo superiore alla temperatura di fusione di Al (660°C), poiché la viscosità diventa troppo bassa ad alte temperature [14]. I precursori sono stati scaldati da temperatura ambiente fino a 700°C in 120 secondi in modo da prevenire una eccessiva dispersione di gas prima della schiumatura. I campioni sono stati tenuti alla temperatura di 700°C per 180 secondi, quindi raffreddati in acqua.

Alcune misure preliminari di viscosità a 700°C (temperatura di schiumatura) su campioni di Al puro con un quantitativo fissato di TiH_2 (0.1 wt%) e quattro differenti quantità di SiC (0.8, 2.8, 6 e 9 wt%) hanno mostrato un aumento lineare della viscosità all'aumentare del contenuto di SiC.

2.3 Analisi morfologica

La densità ρ delle schiume è stata determinata mediante la misurazione del volume, conoscendo la massa; successivamente i campioni sono stati tagliati in modo da avere la sezione parallela alla direzione di crescita della schiuma.

I pori sono stati quindi riempiti con una resina di color nero al fine di accentuarne il contrasto con le pareti. Dopo questa preparazione, le immagini della superficie sono state registrate per mezzo di un microscopio ottico munito di video-camera. Tramite software si è calcolato l'area e il perimetro di ogni bolla presente nelle immagini.

Dall'analisi delle immagini sono stati determinati il diametro equivalente D_{eq} e il parametro di circolarità C di ogni bolla presente nelle sezioni. D_{eq} , che è definito come il diametro del cerchio avente un'area equivalente alla sezione della bolla, indica la dimensione della bolla. C può assumere valori nell'intervallo tra 0 e 1; è uguale a 1 nella condizione ideale che la sezione della bolla sia un cerchio e decresce progressivamente all'aumentare dell'irregolarità del contorno. I valori di D_{eq} e C sono stati ottenuti dalle seguenti relazioni [16]:

$$D_{eq} = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad C = \frac{4\pi A}{P^2}$$

dove A e P sono rispettivamente l'area e il perimetro della bolla. Per ogni campione è stato calcolato il valor medio $\langle D_{eq} \rangle$ e $\langle C \rangle$.

La struttura delle schiume, in particolare la disposizione delle particelle di SiC nei pori, è stata studiata mediante la microscopia elettronica a scansione (SEM) e analisi chimiche locali sono state effettuate tramite EDS.

2.4 Risultati sperimentali

A causa della loro natura, le schiume metalliche possiedono un certo grado di casualità. Nello stato finale, la schiuma smette di espandersi ed avviene il fenomeno della coalescenza tra bolle causato dalla rottura del film liquido che le separa [17]. Questo causa una costante variabilità nella morfologia.

In Fig.1 è mostrata la sezione dei campioni del set 1 (particelle di SiC di dimensione media di 37 μ m); gli istogrammi in Fig.2 ne mostrano la distribuzione nella dimensione dei pori, mentre $\langle D_{eq} \rangle$, la deviazione standard sulla distribuzione nella dimensione dei pori e $\langle C \rangle$ sono riportati in Tab.1.

I valori di $\langle D_{eq} \rangle$ sono nel range di 2.0-3.1 mm per tutte le schiume ad eccezione di quelle realizzate con lo 0.1 wt% di TiH₂ che hanno taglia minore (1.2-1.7 mm). Come mostrato dall'istogramma in Fig.2 e dalla deviazione standard in Tab.1, questi campioni hanno una più omogenea distribuzione della grandezza dei pori. L'aumento del quantitativo di TiH₂ porta a distribuzioni con lunghe code, e nel caso del contenuto maggiore (0.6 wt%) porta a pori con dimensioni abnormi.

Come indicato dalla Tab.1, nei campioni con un minor contenuto di TiH₂ (0.1 e 0.2 wt%) i valori di $\langle C \rangle$ sono i più alti, quindi la loro morfologia è migliore.

Nei nostri test, è stata ottenuta una buona riproducibilità come dimostra lo scattering tra i dati di campioni differenti appartenenti allo stesso gruppo, ottenuti cioè da precursori con la stessa miscela di polveri, che è stato di $\pm 7\%$ per $\langle D_{eq} \rangle$ e $\pm 3\%$ per $\langle C \rangle$.

SiC particle size		$d = 37 \mu\text{m}$ (set 1)			$d = 60 \mu\text{m}$ (set 2)		
SiC (%)	TiH ₂ (%)	$\langle D_{eq} \rangle$ (mm)	Standard deviation	$\langle C \rangle$	$\langle D_{eq} \rangle$ (mm)	Standard deviation	$\langle C \rangle$
0.8	0.1	1.70	0.45	0.75	2.20	0.46	0.62
2.8	0.1	1.40	0.36	0.64	1.75	0.75	0.75
6	0.1	1.20	0.49	0.85	1.80	0.96	0.74
9	0.1	1.20	0.49	0.66	1.40	0.86	0.70
0.8	0.2	3.10	1.16	0.61	2.70	0.78	0.67
2.8	0.2	2.60	0.88	0.80	2.55	0.85	0.65
6	0.2	2.40	0.76	0.80	2.25	1.03	0.58
9	0.2	2.75	1.12	0.66	2.00	1.02	0.65
0.8	0.4	2.60	1.23	0.63	3.20	0.84	0.76
2.8	0.4	3.00	1.55	0.60	2.90	1.22	0.64
6	0.4	3.00	1.34	0.59	3.65	1.96	0.58
9	0.4	2.45	1.07	0.61	2.90	1.58	0.73
0.8	0.6	2.00	1.23	0.52	2.70	1.09	0.76
2.8	0.6	2.50	1.17	0.49	3.70	1.33	0.66
6	0.6	2.45	1.13	0.59	4.50	1.77	0.65
9	0.6	2.55	1.18	0.59	2.70	1.44	0.66

Tab.1: Caratteristiche delle schiume prodotte con differenti quantitativi di TiH₂ e SiC. I set 1 e 2 differiscono per la dimensione delle particelle di SiC utilizzate nella miscela.

Le densità relative ρ/ρ_0 (ρ_0 è la densità di Al bulk) delle schiume dei set 1 e 2 sono mostrate in Fig.3. In generale le densità di entrambi i set mostrano un andamento simile: decrescono fin quando il quantitativo di TiH_2 raggiunge 0.4 wt%, mentre per quantitativi superiori non ci sono grandi variazioni.

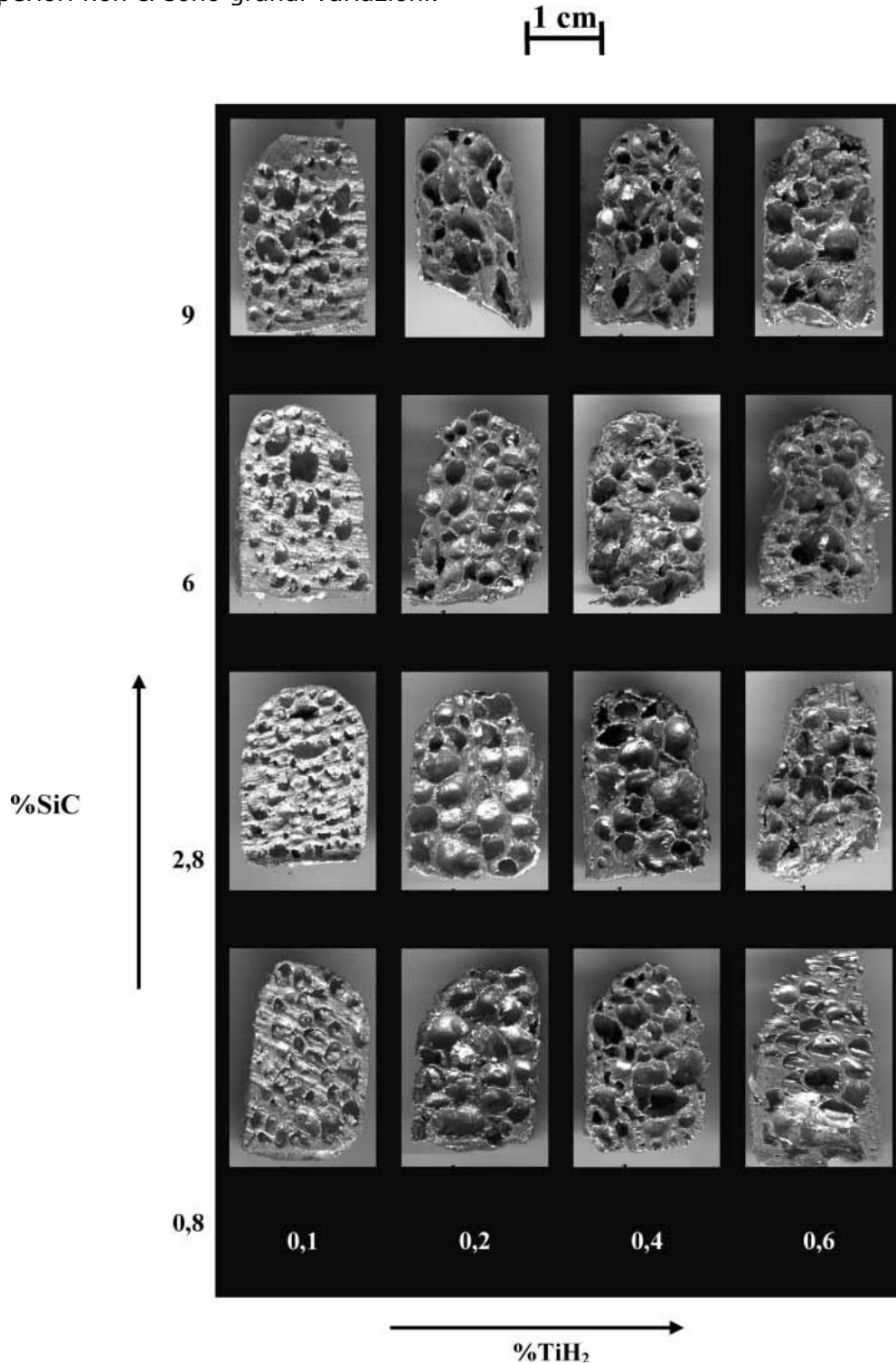


Fig.1: Sezione delle schiume ottenute con differenti quantità di TiH_2 e SiC (37 μm , set 1).

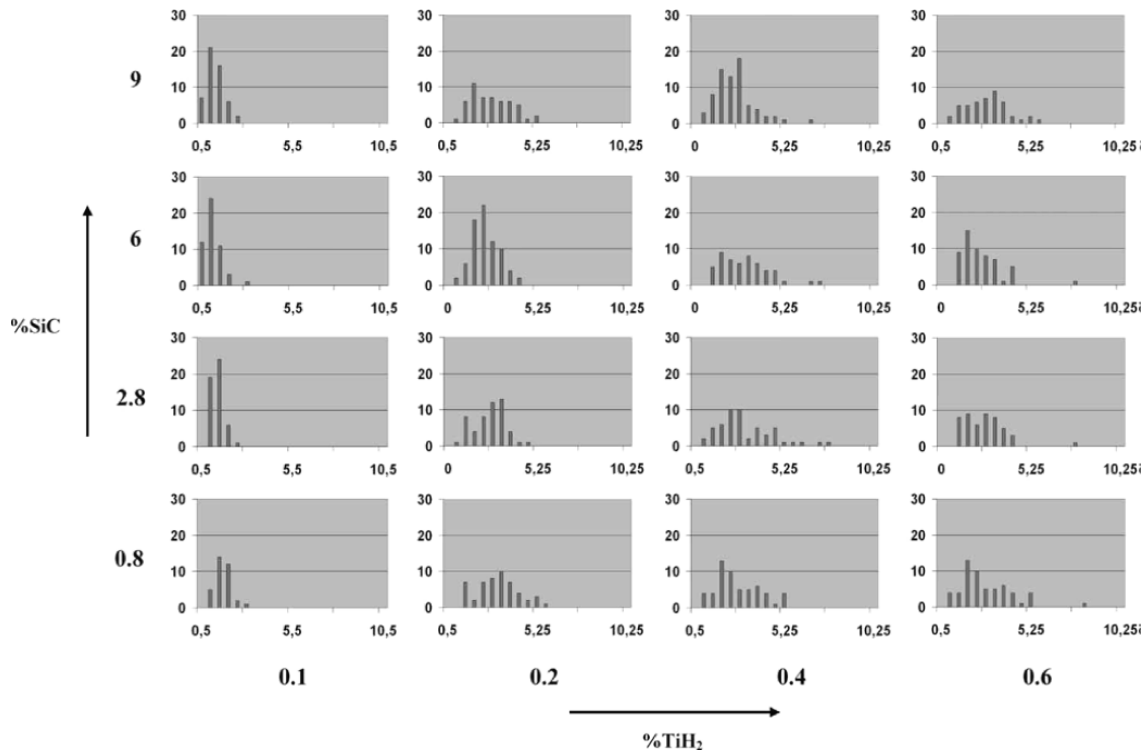


Fig.2: Distribuzioni del diametro equivalente delle schiume mostrate in Fig.1. I diametri sono in millimetri.

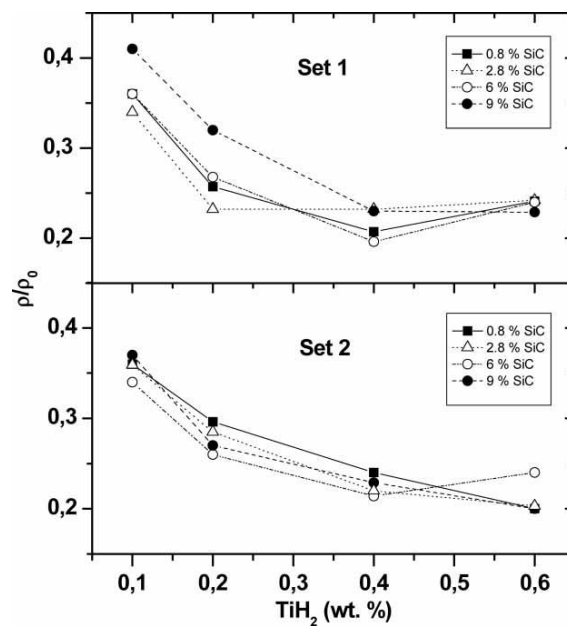


Fig.3: Densità relative delle schiume in funzione del contenuto di TiH_2 per il set 1 e 2.

In Fig. 4 sono riportate le sezioni dei campioni del set 2 (particelle di SiC con grandezza media di $60\mu m$); I corrispondenti istogrammi della distribuzione della grandezza dei pori è riportato in Fig. 5. I valori di (D_{eq}) , deviazione standard sulla

distribuzione della grandezza dei pori e $\langle C \rangle$ sono riportati in Tab.1 insieme quelli del set 1.

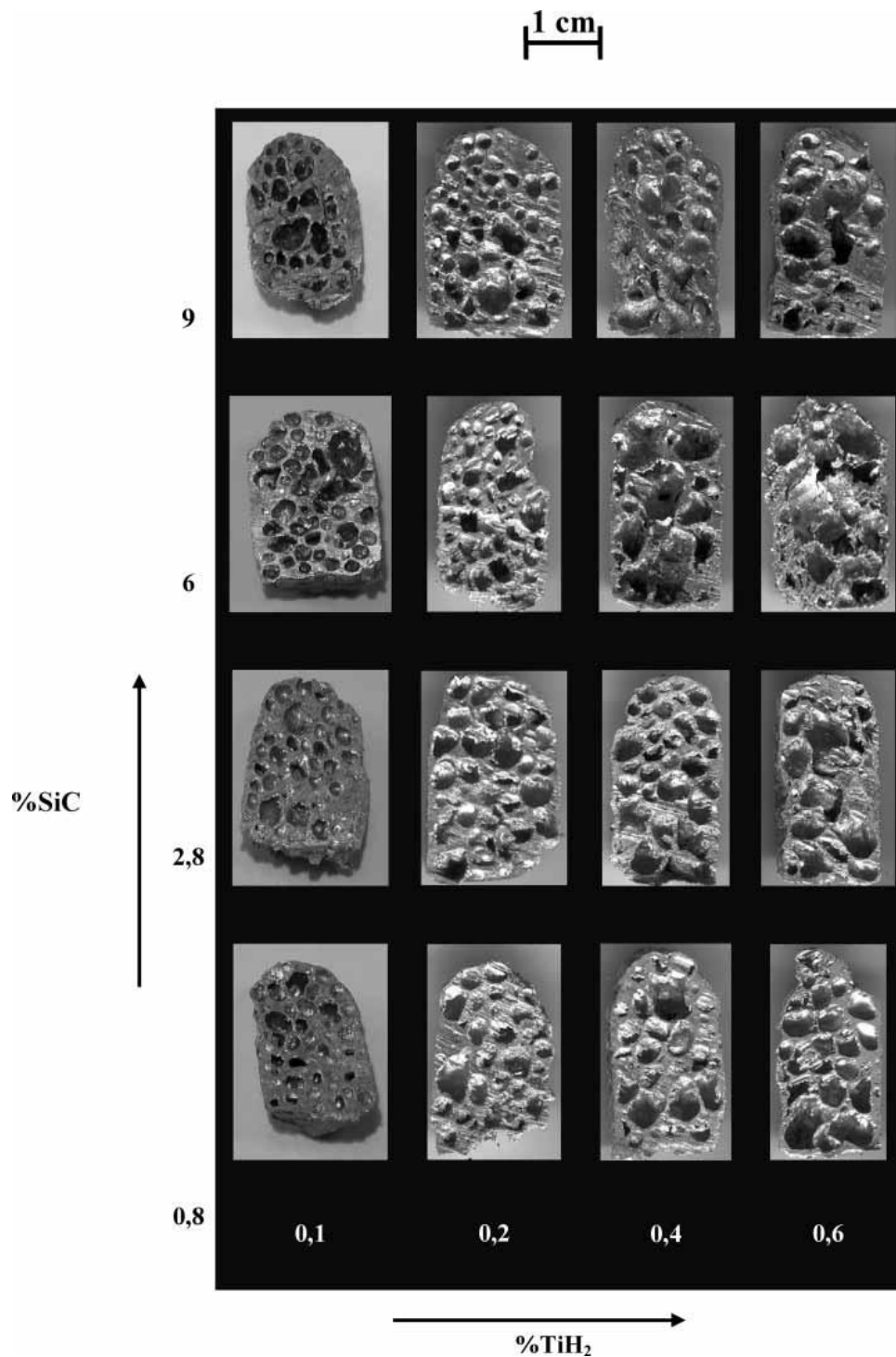


Fig.4: Sezione delle schiume ottenute con differenti quantità di TiH₂ e SiC (60 μm, set 2).

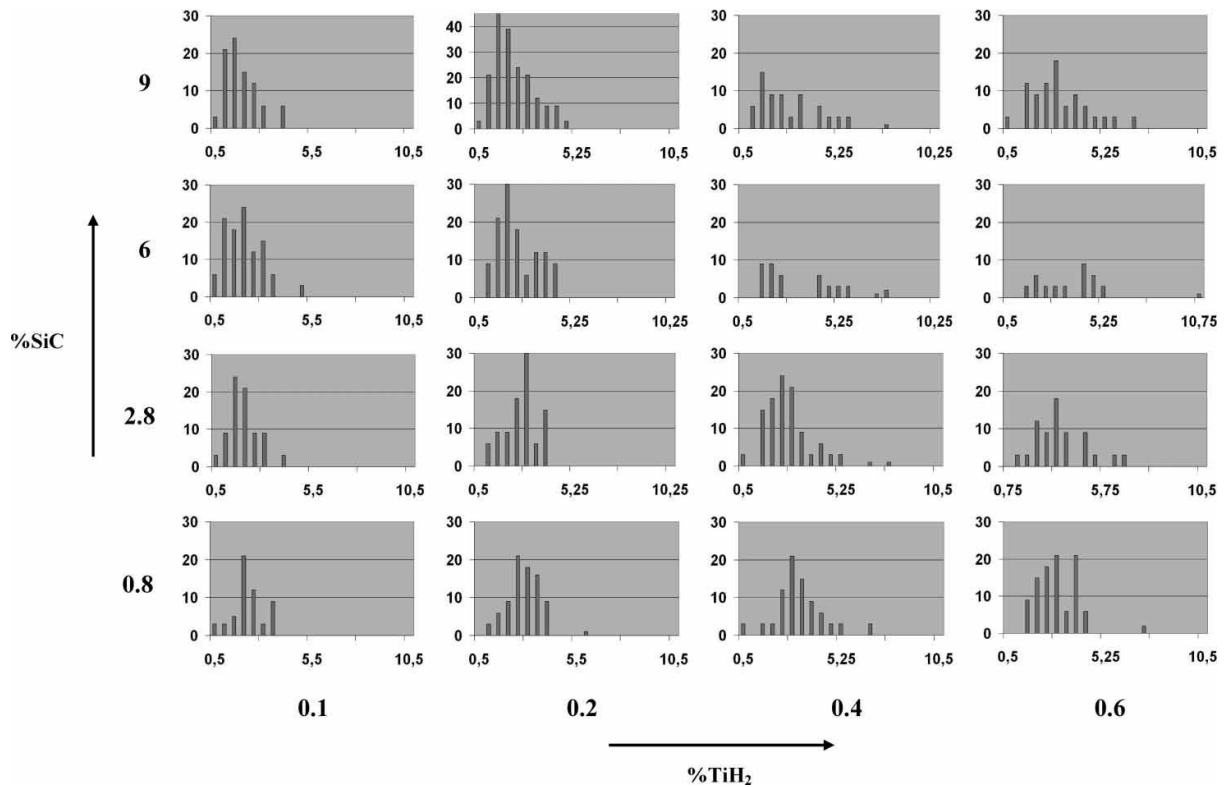


Fig.5: Distribuzioni del diametro equivalente delle schiume mostrate in Fig.4. I diametri sono in millimetri

Immagini SEM (Fig.6) mostrano come le particelle di SiC siano uniformemente distribuite nella parete interna dei pori in entrambi i set. Per una data frazione in volume di particelle, la porzione di superficie ricoperta dalle particelle è maggiore nei campioni del set 1.

Sono state osservate al SEM altre particelle di forma arrotondata. Come mostrato in Fig.7 appaiono più luminose rispetto al materiale circostante. Spettri EDS ricavati da questi spot più chiari mostrano la presenza di Al e Ti con rapporto atomico 1:3 corrispondente al composto intermetallico Ti_3Al .

Inoltre, analisi EDS mostrano la presenza di un grande quantitativo di ossigeno sulla parete interna delle bolle.

Alcuni test sono stati condotti usando miscele di polveri senza le particelle di SiC; le sezioni delle schiume con contenuto di TiH_2 crescente sono mostrate in Fig.8. Il processo di schiumatura è sostanzialmente completo per i campioni con un contenuto di TiH_2 maggiore di 0.2 wt% e la densità è comparabile con quella ottenuta nei campioni dei set 1 e 2. Però le schiume ottenute senza le particelle di SiC presentano poche bolle di grandi dimensioni e forma irregolare.

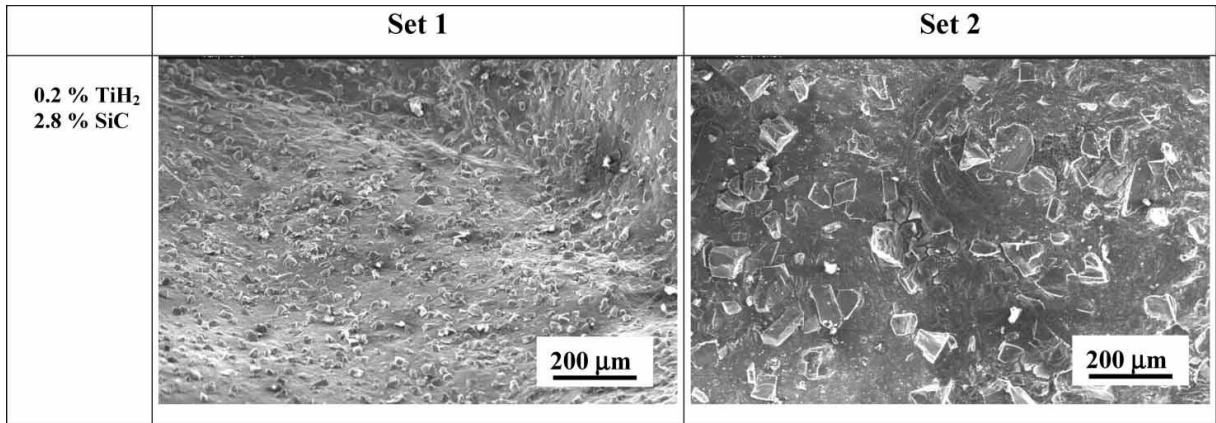


Fig.6: Particelle di SiC nei pori di campioni del set 1 e 2 preparati con lo stessa composizione di polveri (TiH₂ 0.2 wt%, SiC 2.8 wt%).

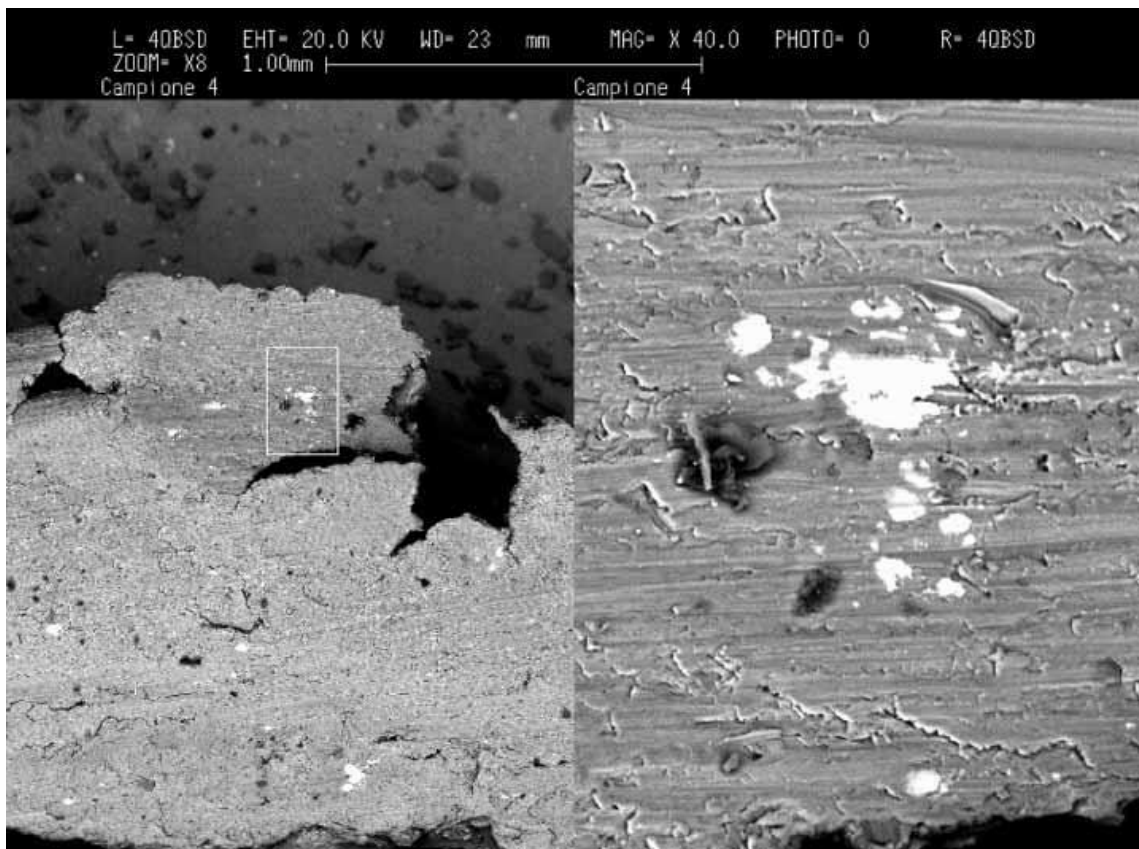


Fig.7: Schiuma ottenuta da polveri con composizione: 2.8 wt% SiC, 0.6 wt% TiH₂. (sinistra) il bordo del poro; (destra) Il dettaglio indicato nell'immagine di sinistra ingrandito 8X. Misure EDS effettuate sulle parti più chiare indicano un rapporto Ti:Al di circa 1:3 corrispondente al composto intermetallico Ti₃Al.

2.5 Discussione dei risultati

L'osservazione delle schiume di entrambi i set mostra come la dimensione media dei pori e l'omogeneità nelle dimensioni dipendano dal contenuto di TiH_2 . In generale, le schiume preparate con 0.1 wt% di TiH_2 mostrano pori più piccoli con dimensioni più omogenee. Aumentando il contenuto di TiH_2 aumentano anche le dimensioni dei pori e si nota una disomogeneità nelle dimensioni dei pori stessi. Questo può essere spiegato dai risultati ottenuti da Banhart *et al.* [17]. Misure con luce di sincrotrone hanno dimostrato che i primi pori si formano prima che il metallo fonda, quando il TiH_2 inizia a rilasciare gas, sono pori simili a crack di forma allungata perpendicolarmente alla direzione di pressatura. Durante l'espansione della schiuma assumono progressivamente una forma quasi equiassica. Infine, la schiuma smette di espandersi e le bolle crescono tramite coalescenza dovuta alla rottura del film di liquido che separa le bolle adiacenti. Se il contenuto di TiH_2 è grande e troppo gas viene rilasciato in questo stadio finale, la pressione dentro le bolle aumenta rapidamente causando instabilità strutturale con larga coalescenza ed il risultato di pori molto grandi.

La distribuzione nella dimensione dei pori è influenzata anche dalla dimensione delle particelle di SiC. Poiché il numero di particelle che forma un dato volume è inversamente proporzionale alla dimensione delle particelle, la minor dispersione dei dati del set 1 può essere spiegata considerando che la presenza di un alto numero di particelle rispetto al set 2 causa una più alta copertura della superficie delle bolle (Fig.7). La presenza di più particelle nella parete di separazione tra due bolle contribuisce alla stabilizzazione della schiuma aumentando la resistenza al flusso metallico e al drenaggio, impedendo così l'assottigliamento del film che precede la sua rottura. Questo è in accordo con i risultati presentati da Ip *et al.* [18].

I test effettuati usando miscele di polveri senza le particelle di SiC mostrano che il processo di schiumatura avviene anche in queste condizioni (Fig.6), tuttavia le schiume presentano una morfologia non soddisfacente per la presenza di pori troppo grandi e di forma irregolare. Il risultato conferma che le particelle di SiC stabilizzano la struttura e sono necessarie per ottenere buone morfologie dei pori. Inoltre si ha l'indicazione che le particelle di TiH_2 e i frammenti di ossido di alluminio presenti sulla superficie del metallo hanno un ruolo nella nucleazione delle bolle. Questo è in accordo con i risultati ottenuti da Banhart *et al.* [19]. Quando questi siti di nucleazione sono assenti (per esempio nel processo Alcan basato sull'iniezione di gas nel fuso), la formazione della schiuma di Al è possibile solo se il contenuto di particelle di SiC è superiore ad un volume critico di circa 8-10 % [18].

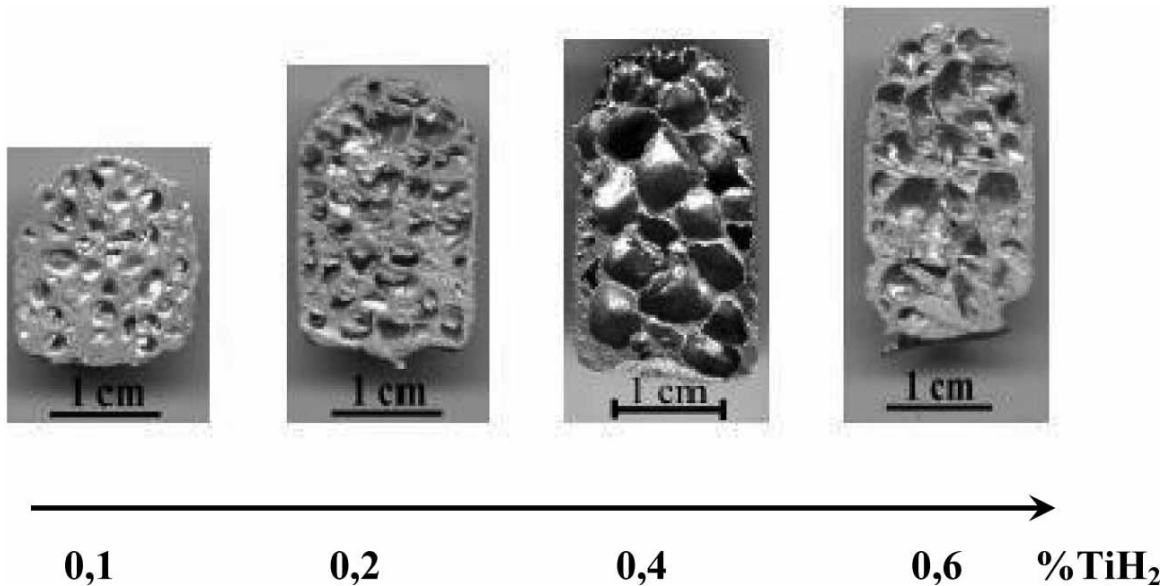


Fig.8: Schiume ottenute senza SiC.

2.6 Conclusioni

I risultati di questa indagine sulle schiume di Al possono essere riassunti come segue.

- 1) Le densità relative di entrambi i set mostrano un andamento simile: decrescono quando il contenuto di TiH_2 aumenta fino a 0.4 wt%, mentre per quantitativi maggiori non subiscono variazioni sensibili.
- 2) Per entrambi i set di campioni, la dimensione media dei pori e la loro omogeneità dipendono in maniera sensibile dal quantitativo di TiH_2 . Le schiume ottenute con 0.1 wt% di TiH_2 hanno pori più piccoli e dimensioni omogenee. Come il contenuto di TiH_2 aumenta, la dimensione media dei pori aumenta e si osserva una grande dispersione nelle dimensioni dei pori.
- 3) La distribuzione della dimensione dei pori è anche influenzata dalla dimensione delle particelle di SiC. La minor dispersione dei dati del set 1 può essere spiegata considerando che la stessa frazione in volume di SiC corrisponde ad un maggior numero di particelle che garantiscono una più estesa copertura della superficie delle bolle e quindi una migliore stabilità.
- 4) E' stato possibile produrre schiume senza utilizzare particelle di SiC nella miscela. Sono cresciute fino a raggiungere densità comparabili con quelle delle schiume contenenti il SiC, ma con pochi pori di grandi dimensioni e forma irregolare. Il risultato conferma che SiC è fondamentale nello stabilizzare la porosità e suggerisce che le particelle di TiH_2 e ossido di alluminio forniscono siti preferenziali per la nucleazione delle bolle.
- 5) Le particelle di SiC sono uniformemente distribuite sulla superficie interna dei pori in ogni campione. Sono state osservate altre particelle di forma sferica e composizione corrispondente al composto intermetallico Ti_3Al .

Questo lavoro ha permesso di trovare densità e caratteristiche morfologiche delle schiume di Al come funzione della composizione delle polveri. Siccome applicazioni

differenti delle schiume di Al richiedono caratteristiche specifiche, la composizione della miscela di polveri può essere scelta per ottenere le caratteristiche desiderate.

Bibliografia CAPITOLO2

[1] G. COSTANZA, G. GUSMANO, R. MONTANARI, M. E. TATA, Metodi di Produzione e Applicazioni delle Schiume Metalliche. *La Metall. Ital.*, 2003, 2, 31-35.

[2] J. BANHART, Manufacturing Routes for Metallic Foams. *JOM*, 2000, 52(12), 22-27.

[3] J. BANHART, Manufacture, characterization and Application of Cellular Metals and Metal Foams. *Prog. Mater. Sci.* 2001, 46, 559-632.

[4] J. BANHART, J. BAUMEISTER, M. WEBER, Powder Metallurgical Technology for the Production of Metallic Foams. In *Proceedings of the European Conference on Advanced PM Materials*, Birmingham, 1995, pp. 201-208.

[5] T. WUBBEN, H. STANZICK, J. BANHART, S. ODENBACH, Stability of Metallic Foams Studied Under Microgravity. *J. Phys. – Condens. Matter*, 2003, 15, 427-433.

[6] A. R. KENNEDY, The Effect of TiH₂ Heat Treatment on Gas Release and Foaming in Al-TiH₂ Performs. *Scripta Materialia*, 2002, 47, 763-767.

[7] W. DEQING, S. ZIHUAN, Effect of Ceramic Particles on Cell Size and Wall Thickness of Aluminium Foam. *Mater. Sci. Eng. A*, 2003, 361, 45-49.

[8] S. ESMAEELZADEH, A. SIMCHI, D. LEHMUS, Effect of Ceramic Particle Addition on the Foaming Behavior, Cell Structure and Mechanical Properties of P/M AlSi7 Foam. *Mater. Sci. Eng.*, 2006, A424, 290-299.

[9] C. PARK, S. R. NUTT, Effects of Process Parameters on Steel Foam Formation. *Mater. Sci. Eng. A*, 2001, 297, 62-68.

[10] S. GUARINO, F. QUADRINI, V. TAGLIAFERRI, Prediction of Thermal and Mechanical Properties of Sintered Metal Powder. In *Proceedings of the 6th Conference A.I.Te.M.*, 2003, pp. 259-269.

[11] I. DUARTE, J. BANHART, A Study of Aluminium Foam Formation – Kinetics and Microstructure. *Acta Mater.*, 2000, 48, 2349-2362.

[12] H. STANZICK, M. WICHMANN, J. WEISE, L. HELFEN, T. BAUMBACH, J. BANHART, Process Control in Aluminium Foam Production Using Real Time X-ray Radioscopy. *Adv. Eng. Mater.*, 2002, 4(10), 814-823.

[13] S. ELBIR, S. YILMAZ, A. K. TOKSOY, M. GUDEN, SiC Particulate Aluminium Composite Foams Produced by Powder Compacts: Foaming and Compression Behaviour. *J. Mater. Sci.*, 2003, 38, 4745-4755.

[14] C. C. YANG, H. NAKAE, The Effects of Viscosity and Cooling Condition on the Foamability of Aluminium Alloy. *J. Mater. Process. Technol.*, 2003, 141, 202-206.

[15] G. COSTANZA, R. MONTANARI, M. E. TATA, Ottimizzazione del Contenuto di TiH₂ e SiC nelle Schiume di Al. *La Metall. Ital.*, 2005, 6, 41-47.

[16] A. GALLO, La Metallografia Quantitativa. In *Stereologia Applicata All'analisi Microscopica*, 1994 (CUEN, Napoli).

[17] J. BANHART, H. STANZICK, L. HELFEN, T. BAUMBACH, Metal Foam Evolution Studied by Synchrotron Radioscopy. *Appl. Phys. Lett.*, 2001, 78(8), 1152-1154.

[18] S. W. IP, Y. WANG, J. M. TOGURI, Aluminium Foam Stabilization by Solid Particles. *Can. Metall. Q.*, 1999, 38(1), 81-92.

[19] J. BANHART, D. BELLMAN, H. CLEMENS, Investigation on Metal Foam Formation by Microscopy and Ultra Small-angle Neutron Scattering. *Acta Materialia*, 2001, 49, 3409-3420.

Capitolo 3
Prove di diffrazione dei raggi X in temperatura

3.1 Introduzione

Per meglio comprendere i fenomeni che hanno luogo nel precursore durante il riscaldamento da temperatura ambiente fino alla schiumatura sono state eseguite delle prove di diffrazione dei raggi X in temperatura.

3.2 Set UP sperimentale

Le misure sono state eseguite con una camera calda Anton Paar HT-16 (Fig.1) montata su un diffrattometro RX, operando in atmosfera di gas inerte. L'elemento riscaldante della camera (Fig. 2) consiste di una lamina di platino in cui viene fatta passare corrente elettrica; per effetto Joule questa può raggiungere la temperatura di 1600 °C.

La miscela di polveri del precursore è stata pressata in un portacampioni posto direttamente sulla lamina. Come mostrato in Fig. 2 il portacampioni ha un riscaldatore aggiuntivo su un lato per generare gradienti di temperatura nel campione esaminato. Negli esperimenti sui precursori delle schiume però questo dispositivo non è stato utilizzato in quanto la temperatura doveva essere omogenea. La temperatura è stata controllata direttamente mediante tre termocoppie poste a contatto diretto con le polveri in posizioni diverse del portacampione.

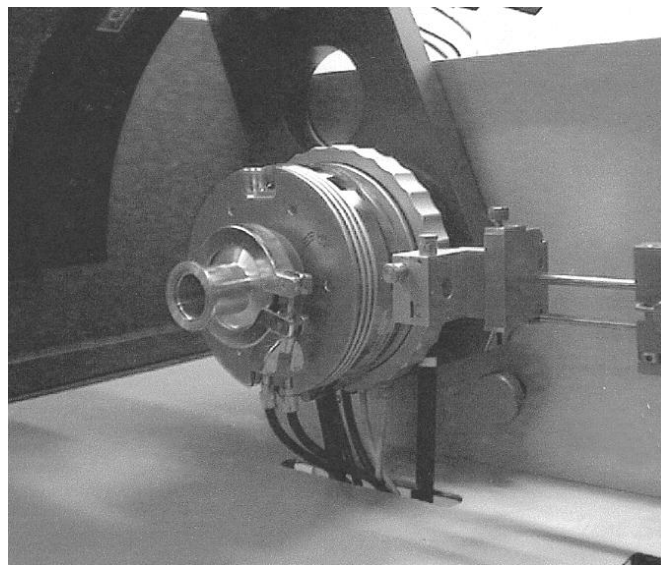


Fig. 1- Camera calda utilizzata nella sperimentazione.

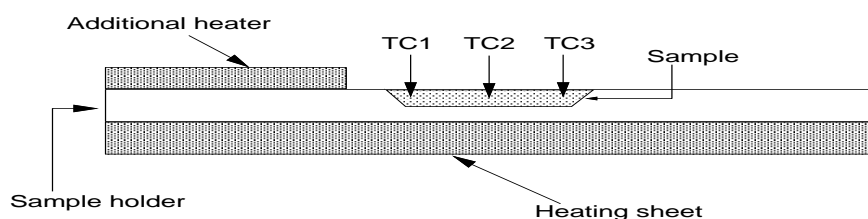


Fig. 2- Portacampioni per polveri. TC1, TC2 e TC3 sono le tre termocoppie poste sul campione.

3.3 Prove di diffrazione dei raggi X in temperatura

Gli spettri di diffrazione dei raggi X sono stati acquisiti usando la radiazione Mo-K α ($\lambda = 0.071$ nm). Si sono eseguite delle scansioni passo-passo nell'intervallo angolare 2θ ($10^\circ - 45^\circ$) con passi di 0.05° e tempo di conteggio per passo di 2 s. Un tipico spettro è mostrato in Fig. 3. Sono visibili tutti i principali picchi dell'alluminio e tre picchi di intensità molto bassa riferibili a TiH₂. Non risultano distinguibili invece i picchi del SiC.

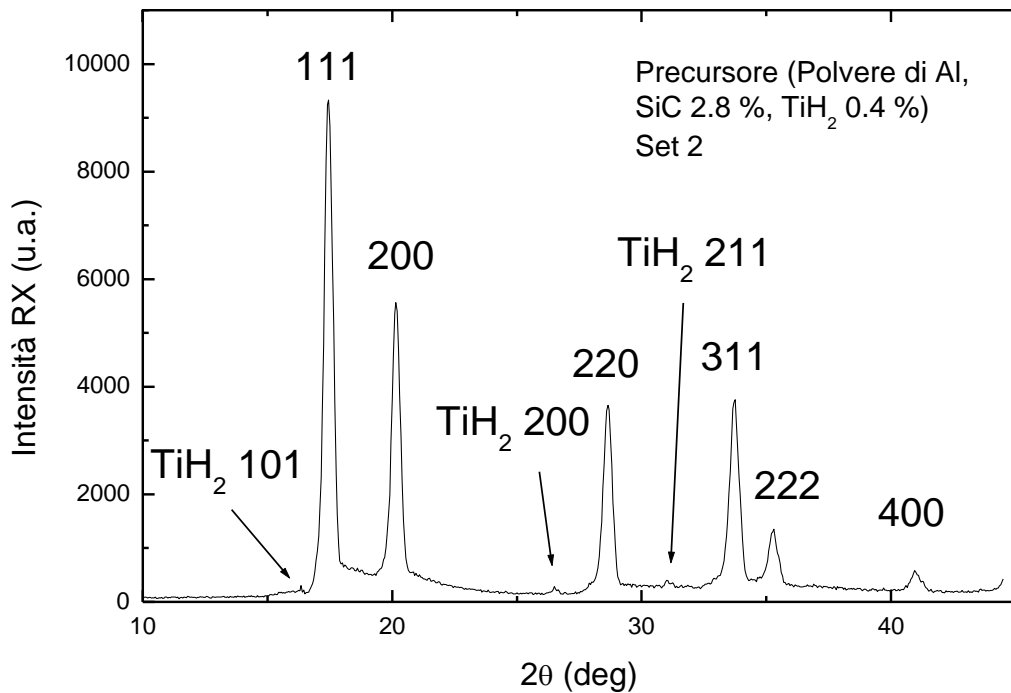


Fig. 3- Spettro di diffrazione dei raggi X di un precursore misurato a temperatura ambiente.

Per uno studio di dettaglio del profilo e della posizione dei picchi sono state eseguite misure di precisione con passi di 0.005° su porzioni ridotte dello spettro.

La Fig. 4 confronta le riflessioni $\{111\}$ e $\{200\}$ registrate a temperatura ambiente, a 500 e 610 °C, due temperature al di sopra di quella (400 °C) a cui TiH₂ inizia a decomporsi.

Come succede normalmente in tutti i materiali, al crescere della temperatura l'intensità dei picchi diminuisce e la loro posizione si sposta verso angoli più bassi per effetto della dilatazione termica. Per comprendere se si verificano ulteriori effetti abbiamo confrontato le posizioni dei picchi con quelle che ci siamo calcolate considerando le variazioni del parametro di cella a per diverse temperature:

$$a = a_0 (1 + \alpha \Delta T)$$

$\alpha = 23 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ è il coefficiente di espansione termica dell'alluminio, a_0 il parametro di cella misurato a temperatura ambiente (25 °C). e ΔT la variazione di temperatura rispetto a 25 °C. Dai valori di a è stata determinata la corrispondente distanza interplanare d dei piani $\{111\}$ e $\{200\}$:

$$d = a / (h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}$$

dove h , k e l sono gli indici di Miller. Infine mediante la legge di Bragg

$$\lambda = 2 d \sin\theta$$

è stata calcolata la posizione angolare 2θ dei picchi di diffrazione. I risultati sono riportati nella tabella seguente.

Tabella 1- Valori del parametro di cella a , distanza interplanare d dei piani $\{111\}$ e $\{200\}$, posizione angolare 2θ dei rispettivi picchi di diffrazione.

T(°C)	a (Å)	d ₁₁₁ (Å)	2θ{111}	d ₂₀₀ (Å)	2θ{200}
25	4,049822	2,338166	17,4658	2,024911	20,19413
100	4,057112	2,342375	17,43417	2,028556	20,15747
200	4,066832	2,347986	17,39218	2,033416	20,10879
300	4,076551	2,353598	17,3504	2,038276	20,06035
400	4,086271	2,359209	17,30881	2,043135	20,01215
500	4,09599	2,364821	17,26742	2,047995	19,96417
610	4,106682	2,370994	17,22212	2,053341	19,91167

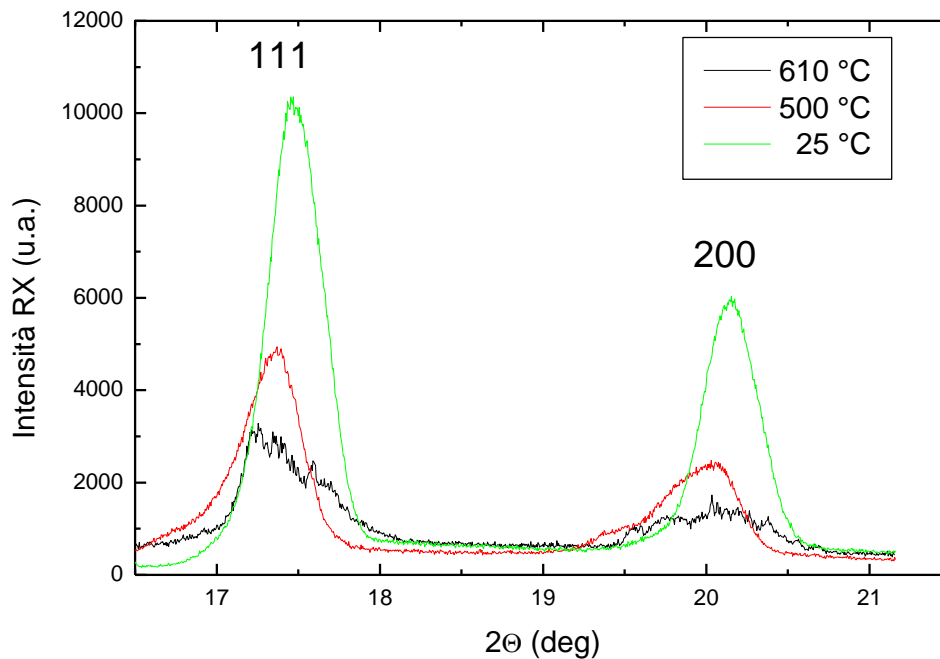


Fig. 4- Riflessioni $\{111\}$ e $\{200\}$ registrate a temperatura ambiente, a 500 °C e 610 °C.

Dal confronto tra le posizioni dei picchi $\{111\}$ e $\{200\}$ misurate sperimentalmente (Fig.4) e quelle calcolate (Tabella 1) si può constatare come i picchi sperimentalmente siano leggermente spostati ad angoli maggiori. In altre parole durante il riscaldamento delle polveri ha luogo un fenomeno fisico che induce una compressione del reticolo cristallino dell'alluminio.

Inoltre appare chiaramente nello spettro RX a 500 °C una spalla a basso angolo che provoca una evidente asimmetria del profilo dei picchi. A 610 °C il profilo di entrambe le riflessioni $\{111\}$ e $\{200\}$ diventa molto irregolare.

Per capire di quale fenomeno si tratti è stata eseguita una scansione a temperatura ambiente dopo raffreddamento dello stesso campione. Fig. 5 mostra lo spettro originale e quello dopo il riscaldamento (per eseguire le misure RX) e successivo raffreddamento.

Appare evidente che la figura di diffrazione è caratterizzata da una serie di picchi secondari che nel materiale originale non erano presenti. Inoltre il picco $\{111\}$ è ad angolo maggiore. Il picco $\{200\}$ è pure spostato ad angolo maggiore ma è appena visibile in mezzo ai picchi secondari.

La spiegazione di quanto osservato è riconducibile alla crescita attorno ad ogni particella di alluminio dello strato di allumina pre-esistente. Tale crescita è favorita dall'innalzamento di temperatura.

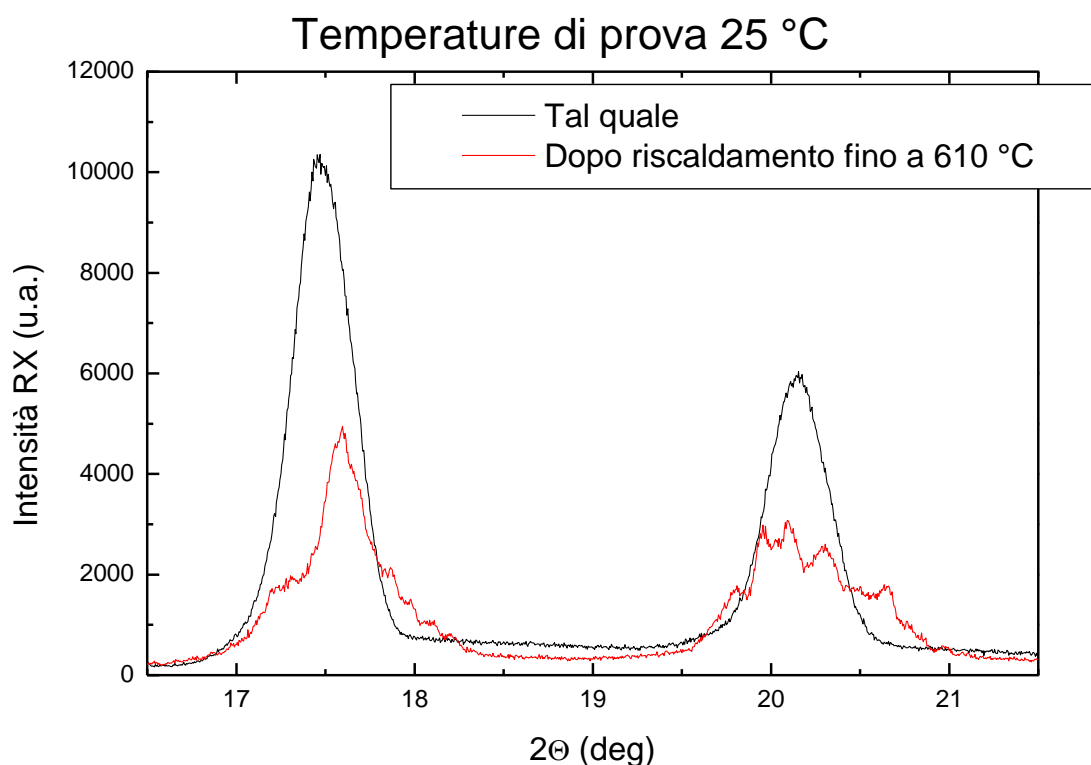


Fig. 5- Confronto tra le riflessioni $\{111\}$ e $\{200\}$ registrate a temperatura ambiente prima e dopo il riscaldamento a 610 °C.

Ogni particella di alluminio è sempre ricoperta di uno strato molto sottile, dell'ordine di pochi nanometri, di ossido. All'aumentare della temperatura questo strato, che di fatto costituisce un guscio, cresce comprimendo la parte interna di alluminio. Ecco perché gli spettri ad alta temperatura mostrano spostamenti ridotti rispetto a quanto previsto dai calcoli. L'espansione termica è in parte contrastata dalla compressione che deriva dal guscio di allumina sul *core* metallico delle particelle. I picchi spurii, che si manifestano dapprima (vedi spettro a 500 °C) come una spalla di quelli dell'alluminio e poi più chiaramente a 610 °C, sono i picchi di Al_2O_3 . Questi picchi ovviamente rimangono dopo il raffreddamento a temperatura ambiente così come rimane lo stato compressivo del reticolo dell'alluminio evidenziato dallo spostamento ad alto angolo.

Fig. 6 mostra in modo schematico l'azione di compressione che il rivestimento di allumina esercita sull'alluminio della particella.

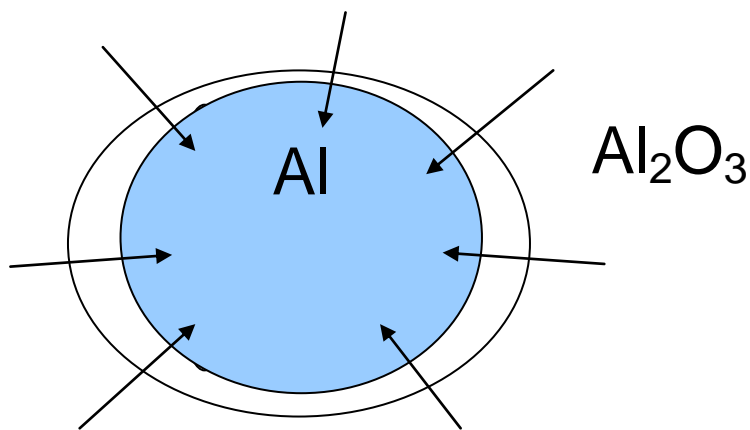


Fig. 6- Rappresentazione schematica di una particella ricoperta di Al_2O_3 che comprime la parte centrale metallica.

3.4 Conclusioni

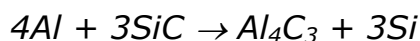
I risultati delle prove di diffrazione dei raggi X ad alta temperatura confermano e giustificano quanto illustrato in precedenza cioè l'importanza di una buona compattazione delle polveri nel precursore e un riscaldamento abbastanza veloce per raggiungere la temperatura di schiumatura.

Una buona compattazione serve, oltre che per non far fuggire il gas prima che il metallo fonda, anche per ridurre l'area delle superfici che possono ossidarsi.

Il riscaldamento veloce serve per evitare che lo spessore dello strato di allumina cresca eccessivamente ostacolando poi la fusione e la successiva espansione del metallo.

Si è tentato anche di esaminare mediante diffrazione dei raggi X il metallo durante la schiumatura ma non è stato possibile in quanto la sua espansione comporta la defocalizzazione del goniometro e il segnale diventa troppo basso.

Sono stati eseguiti alcuni esperimenti allora su precursori preparati senza TiH_2 per caratterizzare i prodotti e la cinetica della reazione dell'alluminio liquido con SiC. Di fatto i risultati confermano quanto già presente in letteratura [1]. La reazione chimica può essere così scritta:



Dalla reazione si formano carburo di alluminio e silicio.

Dall'analisi delle figure di diffrazione, che a differenza di quanto succede per le sostanze cristalline presentano dei massimi molto allargati, si ricava la funzione radiale di distribuzione (RDF), $4\pi^2 \rho(r)$ vs. r . Essendo ρ la densità, la curva RDF indica il numero medio di centri atomici tra le distanze r e $r + dr$ a partire dal centro di un determinato atomo. Essa rappresenta una struttura media e non dà informazioni se strutture particolari esistono temporaneamente su scala locale nel liquido. Di fatto la RDF è solo una media nel tempo e nello spazio. I metodi analitici per calcolare la curva RDF dalla figura di diffrazione di un metallo liquido vengono descritti in [2].

Uno studio sistematico con diffrazione X condotto da Tongxiang Fan et al. [1] su fusi di alluminio puro e alluminio con 10% in volume di SiC a diverse temperature ha permesso di determinare le curve di distribuzione radiale di Al riportate in fig. 7.

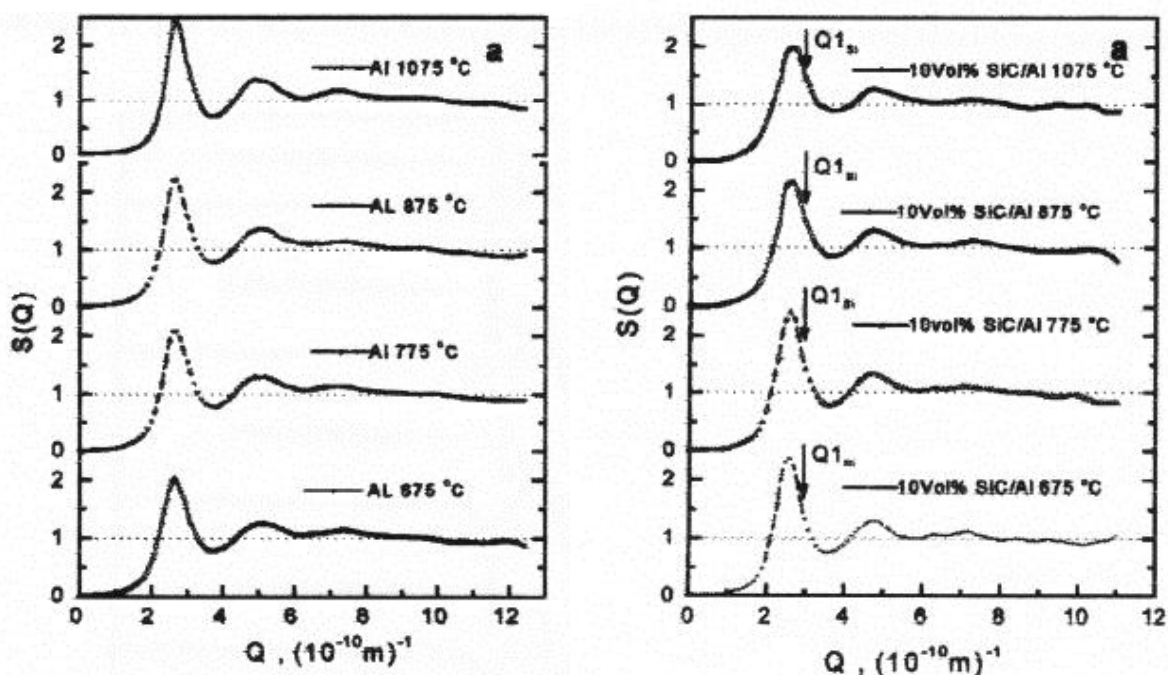


Fig.7- Curve di distribuzione radiale di Al liquido puro (sinistra) e con 10% in volume di particelle di SiC (destra) determinate a 675, 775, 875 e 1075 °C [1].

Esse mostrano un picco satellite, indicato con una freccia, quando nel fuso sono presenti le particelle di SiC. Questo picco, non presente nelle curve di Al puro, si

evidenzia solo per le temperature più alte. Da questi risultati gli autori della ricerca hanno tratto le seguenti conclusioni:

- 1- esistono nel liquido regioni ricche di Si;
- 2- la reazione tra SiC e Al può avvenire solo al di sopra di una certa temperatura critica (675 °C) oppure sopra un certo grado di fluttuazioni nella concentrazione di Si;
- 3- la frazione in volume di SiC modifica la dimensione delle zone con ordine a breve raggio.

I nostri risultati, che confermano completamente quelli ottenuti da Tongxiang Fan et al. [1], forniscono un ulteriore motivo per non eseguire il processo di schiumatura dell'alluminio a temperature molto più alte di quella di fusione: evitare la formazione di Al_4C_3 . Il carburo di alluminio è un composto che comporta l'infragilimento dell'alluminio e delle sue leghe.

Altri lavori di letteratura mostrano che la stessa reazione chimica avviene anche quando particelle di SiC sono in contatto con leghe di Al [3-6].

Bibliografia CAPITOLO3

- [1] T. FAN, Z. SHI, D. ZHANG and R. WU, Mater. Sci. and Eng. A 257 (1998), p. 281
- [2] G. COSTANZA, F. GAUZZI and R. MONTANARI, Annals of the New York Academy of Sciences, 74 (2002) 67.
- [3] T. FAN, D. ZHANG, Z. SHI, R.WU, T. SHIBAYANGAI, M. NAKA and H. MORI, J. of Mater. Sci. 34 (1999), p. 5175
- [4] J.D. MAJUNDAR, B. R. CHANDRA, A.K. NATH and I. MANNA, Mater. Sci. Eng. A 433 (2006), p. 241
- [5] A.UREINA, P.RODRIGO, L.GIL, M.D. ESCALERA and J.L. BALDONERO, J. Mater. Sci. 36 (2001), p. 419
- [6] Z. SHI, J.M. YANG, J.C. LEE, D. ZHANG, H.I. LEE and R. WU, Mater. Sci. Eng. A 303 (2001), p. 46

Capitolo 4
Esame degli aspetti critici per produrre componenti in schiuma metallica di
maggiori dimensioni

4.1 Analisi delle criticità insite nel passaggio dalla scala di laboratorio a quella pre-industriale

Sulla base di test di laboratorio con campioni di piccole dimensioni il Rapporto Tecnico 2.1 "Sviluppo di processi di produzione di schiume metalliche, con il metodo della Metallurgia delle Polveri (MP)" ha messo in evidenza quali sono le condizioni operative ottimali per produrre schiume di alluminio di buona qualità per pellet di diametro 15 mm:

1- Dimensione delle polveri

Al diametro medio di 45 μm ,
SiC diametro medio di 35 μm ,
TiH₂ diametro medio di 5 μm .

2- Composizione della miscela di polveri

- Con un contenuto di TiH₂ di 0.1 % in peso si ottiene la miglior morfologia, cioè pori più piccoli e dimensioni omogenee. La densità relativa è 0.35, buona ma non ottimale. Questa scelta va fatta quando si vogliono privilegiare le proprietà meccaniche e la loro isotropia.
- Con un contenuto di TiH₂ di 0.4 % in peso si ottiene la densità più bassa (0.20) ma bolle più disomogenee. Questa scelta va fatta quando si vuol privilegiare la riduzione del peso a discapito dell' isotropia e delle proprietà meccaniche.

3- Miscelazione

Le polveri sono state miscelate per 30 minuti a 150 giri al minuto

4- Compattazione

A temperatura ambiente sotto una pressione uni-assiale di almeno 250 MPa

5- Temperatura di schiumatura

700°C, non troppo superiore alla temperatura di fusione di Al (660°C)

6- Riscaldamento dei precursori

Da temperatura ambiente fino a 700°C in 120 secondi in modo da prevenire una eccessiva dispersione di gas prima della schiumatura

7- Tempo di permanenza alla temperatura di schiumatura

180 secondi a 700 °C

8- Raffreddamento dalla temperatura di schiumatura

Raffreddamento in acqua.

Per operare su scala più grande e produrre campioni di schiuma di maggiori dimensioni si debbono riconsiderare gli otto punti precedenti ed esaminarne le criticità.

La dimensione media delle polveri che formano la miscela (punto 1) e le loro proporzioni (punto 2) non vengono modificate dalla dimensione dei pezzi che si vogliono realizzare.

Anche la miscelazione (punto 3) di fatto non costituisce un aspetto critico del processo fatto salvo un controllo di calibrazione sulla omogeneizzazione della miscela ottenibile quando viene impiegata una giara di maggiori dimensioni rispetto a quella

utilizzata nei test di laboratorio (volume 0.25 litri). Una giara di maggiori dimensioni potrebbe al più richiedere un tempo un po' più lungo di mescolamento.

La pressione di compattazione (punto 4) rappresenta invece un parametro critico. Nei test preliminari si è constatato che se vengono impiegate a temperatura ambiente pressioni inferiori a 250 MPa la densità del precursore risulta essere bassa e il gas fuoriesce in gran parte prima che il metallo arrivi a fusione. La schiuma pertanto ha uno sviluppo scarso e le bolle presentano forma alquanto irregolare.

L'aumento della densità dei precursori può essere ottenuta mediante compattazione a caldo oppure facendo seguire alla fase di compattazione per pressatura una estrusione del precompattato.

Su queste basi se si vogliono produrre pezzi di dimensioni maggiori bisogna utilizzare precursori di dimensioni maggiori e quindi per avere la stessa pressione utilizzata per realizzare i precursori di laboratorio è necessario utilizzare una pressa che fornisca una forza maggiore. In alternativa si deve ricorrere alla successiva estrusione del precursore.

La temperatura di schiumatura (punto 5) è legata ad alcune proprietà termo-fisiche, quali la viscosità e la tensione superficiale, che dipendono solo dal materiale e non dalla sua quantità, per cui questo fattore non gioca ruolo nel passaggio ad una scala più grande di produzione delle schiume. Ovviamente, il forno utilizzato deve avere un volume utile adeguato alla quantità di metallo che si intende fondere. Analoghe considerazioni valgono per la velocità di riscaldamento dei precursori (punto 6): il forno deve avere la potenza necessaria per riscaldarli da temperatura ambiente fino a 700°C in 120 secondi. E' ovvio che per componenti di maggiore dimensione gradienti di temperatura così elevati diventano difficili da realizzare. In alternativa, si possono ipotizzare o l'impiego di fornaci continue con capacità termica molto maggiore dei componenti da realizzare oppure l'introduzione in formi già caldi sempre di capacità termica e/o con potenza sufficientemente elevata rispetto alla dimensione dei campioni trattati.

La prima soluzione è usualmente utilizzata in impianti industriali per componenti di grande dimensione ed è molto costosa. La soluzione con forno caldo meglio si adatta alla realizzazione di un impianto di ricerca in quanto meno costosa e più flessibile sia nel settaggio che nel monitoraggio. Il forno deve avere comunque adeguate caratteristiche in termini di gradienti di velocità ($>80^\circ/\text{min}$), deve avere un'adeguata capacità termica rispetto alla dimensione dei campioni introdotti a forno caldo ed un sistema di monitoraggio della temperatura sul campione. La temperatura di esercizio del forno per consentire un adeguato studio dei parametri è auspicabile sia $\geq 750^\circ\text{C}$.

Anche la permanenza in temperatura (punto 7) non rappresenta una criticità del processo mentre dei problemi potrebbero insorgere per il raffreddamento (punto 8). In pezzi di grande spessore possono verificarsi dei gradienti di temperatura anche importanti tra la superficie e il cuore con conseguenti variazioni della dimensione delle bolle (maggiore al cuore del pezzo).

Per queste ragioni il forno deve innanzitutto prevedere la rimozione rapida dei pezzi per la tempra in acqua e in ogni caso se si vuol produrre parti con grossi spessori si dovrà fare una sperimentazione ad hoc. Questi aspetti tuttavia non dovrebbero essere decisivi per prodotti piani dove lo spessore è comunque sempre abbastanza piccolo.

4.2 Conclusioni e sviluppi futuri

Lo studio delle problematiche di upscaling del processo di produzione di schiume metalliche e componenti in schiuma metallica (AFS e estrusi pieni) necessita certamente di disporre di un impianto pilota costituito da una serie di sezioni successive:

1. Miscelazione;
2. Compattazione;
3. Schiumatura;

Gli impianti di produzione industriali prevedono l'impiego di presse, estrusori di polveri, colaminatoi e fornaci continue per la realizzazione di componenti di grossa dimensione con investimenti di decine di M€.

Lo studio di nuove "ricette" per componenti rappresentativi, ma comunque limitati a una decina di dm², può essere effettuato su un impianto discontinuo che però permetta di gestire adeguatamente le fasi cruciali della schiumatura quali riscaldamento e raffreddamento del campione.

La possibilità di monitorare in modo continuo il processo di schiumatura è auspicabile in quanto permette una migliore comprensione del processo ed una più rapida individuazione dei parametri ottimali di produzione.

Sulla base dei risultati ottenuti nella realizzazione di schiume metalliche in alluminio commercialmente puro andranno replicati ed identificati i parametri ottimali di schiumatura su leghe di alluminio funzionali alla produzione di elementi compositi (AFS o componenti riempiti), passando dalla scala di laboratorio ad una scala rappresentativa sull'impianto in fase di allestimento in ENEA.