

Università degli studi di Padova

DIPARTIMENTO DI TECNICA E GESTIONE DEI SISTEMI INDUSTRIALI

TESI DI LAUREA DI PRIMO LIVELLO

# **Il fenomeno della metallizzazione nella pressocolata delle leghe di alluminio**

**Die soldering in aluminum alloys die casting**

Relatore: Ch.mo Prof. GIULIO TIMELLI

Laureanda: VISENTIN LAURA

ANNO ACCADEMICO 2015-2016



## **Ringraziamenti**

Desidero ringraziare tutti coloro che mi hanno aiutata nella stesura della mia tesi. Ringrazio il Prof. Giulio Timelli, relatore di questa tesi, per la supervisione e la disponibilità mantenuta durante la realizzazione di questo elaborato. Al mio relatore va inoltre un particolare ringraziamento per la possibilità fornita di indagare ed approfondire un aspetto di così grande peso nelle realtà aziendali attraverso un'attività di tirocinio a contatto con professionisti competenti e disponibili. Ringrazio l'ingegner Stefano Mascetti, tutor nella mia attività di tirocinio, con il quale ho potuto analizzare e comprendere il fenomeno trattato in questa tesi.

Un grazie di cuore va alla mia famiglia, a mio padre ed a mia madre che in questi anni mi hanno sempre dimostrato il sostegno e la fiducia che ripongono in me. A mio fratello Alessio che in questi anni ha saputo infondermi affetto e gioia. Ed infine, un ringraziamento ed un abbraccio speciale va al mio fidanzato Samuele che mi ha supportata standomi vicino durante i miei studi e durante la stesura di questa tesi, grazie per aver saputo infondermi sicurezza e determinazione anche nei momenti più difficili di questo percorso e grazie per aver sempre creduto in me.

A tutte le persone citate in questa pagina porgo i miei ringraziamenti poiché hanno, ciascuna in modo diverso, svolto un ruolo fondamentale nella stesura della mia tesi; desidero tuttavia precisare che ogni errore o imprecisione è imputabile unicamente a me stessa.



<b>Lista delle Figure</b> .....	I
<b>Lista delle Tabelle</b> .....	V
<b>Sommario</b> .....	VII
<b>Introduzione</b> .....	IX
<b>Capitolo 1–Generalità sul processo di pressocolata e sulle leghe di alluminio</b> .....	1
1.1– Macchine da pressocolata.....	1
1.1.1– Pressocolata in camera calda.....	2
1.1.2– Pressocolata in camera fredda .....	3
1.2– Stampi utilizzati in pressocolata.....	4
1.3– Fasi di un processo di pressocolata .....	6
1.3.1– Riempimento dello stampo .....	6
1.3.2– Solidificazione del metallo nello stampo .....	7
1.3.3– Estrazione del pezzo .....	7
1.3.4– Lubrificazione dello stampo .....	7
1.4– Leghe di Alluminio .....	9
<b>Capitolo 2– Gli aspetti metallurgici nel fenomeno della metallizzazione</b> .....	15
2.1– Prima fase: Erosione superficiale dello stampo .....	17
2.2– Seconda fase: Formazione di composti intermetallici binari .....	19
2.3– Terza fase: Formazione di composti intermetallici ternari e precipitazione a bordo grano di fase secondaria .....	20

---

2.4–Quarta fase: Accrescimento del layer intermetallico ed appianamento delle cavità da pitting .....	22
2.5– Quinta fase: Saldatura dell'alluminio al di sopra dello strato intermetallico.....	23
<b>Capitolo 3– Metodi di valutazione della metallizzazione .....</b>	<b>29</b>
3.1– Accelerated die soldering test with ultrasonic vibrations.....	30
3.2– Accelerated pin test .....	32
3.3– Die soldering tendency test .....	33
<b>Capitolo 4– Discussione dei dati sperimentali e formulazione di modelli analitici.....</b>	<b>35</b>
4.1– Effetti della composizione chimica della lega di alluminio .....	35
4.2– Correlazione tra il fenomeno dell'erosione e la formazione di uno strato Metallizzato.....	40
4.2.1– Erosione dovuta all'impatto del liquido .....	40
4.2.2– Erosione dovuta a particelle solide.....	42
4.3– Temperatura dello stampo e dell'alluminio liquido .....	44
4.4– Modelli analitici di previsione della metallizzazione.....	44
4.4.1– Modello analitico statico .....	45
4.4.2– Modello analitico dinamico.....	47
<b>Conclusioni .....</b>	<b>49</b>
<b>Bibliografia .....</b>	<b>51</b>

---

## Lista delle Figure

---

**Figura 1.1:** Schema semplificato di una macchina per pressocolata in camera calda con i suoi principali componenti.

**Figura 1.2:** Schema semplificato di una macchina per pressocolata in camera fredda con i suoi principali componenti.

**Figura 1.3:** Il grafico mostra la resistenza di un materiale ad elevate temperature. La curva blu esprime l'andamento del carico di rottura ( $R_m$ ), mentre quella rossa l'andamento del carico di snervamento ( $R_s$ ).

**Figura 1.4:** Grafico che mostra la correlazione lineare crescente esistente tra i tempi di solidificazione e lo spessore del getto solidificato.

**Figura 1.5:** Nomenclatura per la classificazione delle leghe di alluminio.

**Figura 2.1:** (a) analisi microstrutturale della superficie dello stampo che mostra cavità (pits) da erosione. (b) Superficie del pezzo soggetto a metallizzazione, la figura mostra una superficie con evidenti strutture in rilievo con profilo arrotondato.

**Figura 2.2:** Processo di metallizzazione schematizzato. (a) Formazione di pitting e di cretture, le regioni a bordograno sono attaccate chimicamente dell'alluminio. (b) Formazione dei composti intermetallici di FeAl. (c) Formazione di composti intermetallici  $\alpha$ -(Al,Fe,Si). (d) Appianamento e fusione delle cavità da pitting ed accrescimento dello strato intermetallico. (e) Saldatura dell'alluminio, precipitazione di fasi ricche di silicio.

**Figura 2.3:** Le immagini descrivono il fenomeno della crettatura. (a) e (b) Crepe ottenute rispettivamente per 10000 cicli di pressocolata a 700°C e 1000 cicli ad 850°C. (c) Riempimento delle crepe mediante materiale fluido. (d) Superficie di uno stampo interessato da crepe.

**Figura 2.4:** Fenomeno di pitting sulla superficie di uno stampo realizzato in acciaio H-13.

**Figura 2.5:** Accrescimento della fase intermetallica a partire dalle cavità generate per erosione.

---

**Figura 2.6:** Fase ternaria intermetallica con forma piramidale generatasi a partire dalle cavità da erosione sulla superficie dello stampo.

**Figura 2.7:** Micrografia che mostra la microstruttura di uno strato intermetallico sottoposto ad uno stato di diffusione di una settimana(a,b,c,d). (e) fase intermetallica ternaria sviluppati con struttura piramidale di Al-Fe-Si.

**Figura 2.8:** Cavità tra pits adiacenti.

**Figura 2.9:** Accrescimento dello strato intermetallico ternario sia laterale che radiale.

**Figure 2.10:** Sezione trasversale di pits, dello strato di fase intermetallica, e dell'alluminio saldato.

**Figura 2.11:** Micrografia di uno strato metallizzato. (b) fase intermedia  $Fe_4Al_{13}$ . (d),(c) precipitati ricchi di silicio.

**Figura 2.12:** Composizione dello strato metallizzato (alluminio incollato, composti intermetallici) e rapporto 1:5 tra strato intermetallico ed alluminio saldato.

**Figura 2.13:** (a) profilo di concentrazione dell'alluminio nello strato intermetallico ottenuto per una permanenza a  $625^{\circ}C$ . (b) profilo di concentrazione con ingrandimento della sola regione vicino alla superficie dello stampo dove sono presenti solo composti binari di ferro-alluminio.

**Figura 2.14:** Profilo di concentrazione e distribuzione dei principali elementi in lega per un tempo di diffusione pari ad una settimana. (a) Strati intermetallici. (b) Concentrazione e distribuzione del ferro. (c) Concentrazione e distribuzione dell'alluminio. (d) Concentrazione e distribuzione del silicio. (e) Concentrazione e distribuzione del cromo.

**Figura 3.1:** provino in acciaio utilizzato nei test per metallizzazione con vibrazioni ultrasonore.

**Figura 3.2:** Attrezzatura utilizzata per quantificare il fenomeno della metallizzazione. [1]generatore ultrasonico, [2]comandi per fornace elettrica, [3]indicatore della temperatura del fluido, [4]dispositivo ad azionamento pneumatico, [5]apertura d'aria, [6]trasduttore, [7]ripetitore, [8]antenna, [9]provino, [10]forno.

**Figura 3.3:** Schematizzazione del provino impiegato in un accelerated pin test con dimensioni in millimetri.

**Figura 3.4:** Immagine schematica del macchinario utilizzato per l'accelerated pin test.

**Figura 3.5:** Apparato impiegato nel die soldering tendency test.



---

**Figura 4.1:** Immagine ottenuta tramite SEM dello strato metallizzato e composizione chimica dello strato metallizzato ottenuto utilizzando un rilevatore a dispersione di energia EDS.

**Figura 4.2:** Tensione di snervamento per due stampi in acciaio H-13 in funzione della temperatura. I due tipi di acciaio hanno subito dei trattamenti di tempra, uno che ha permesso al materiale di acquisire una durezza di 48 e l'altro di 44 punti sulla scala Vickers.

**Figura 4.3:** (a)Durezza a caldo dell'acciaio H-13 (b)Durezza a caldo dell'acciaio H-13 dopo 100 h.

**Figura 4.4:** Durezza a caldo del silicio.

**Figura 4.5:** Profondità dello strato intermetallico per stampi ricoperti da diversi rivestimenti.

**Figura 4.6:** Andamento parabolico della profondità dello strato metallizzato in funzione del tempo per un acciaio H-13 ed una temperatura di colata di 625°C.



---

## Lista delle Tabelle

---

**Tabella 1.1:** Questa tabella riporta la composizione chimica di un acciaio H-13 usato per la realizzazione di stampi utilizzati in processi di pressofusione.

**Tabella 1.2:** Dal grafico a lato sono stati ricavati alcuni valori di tensioni ( $R_m$  e  $R_s$ ) per tre valori differenti di temperatura: 400, 500 e 600°C.

**Tabella 1.3:** Tabella che riporta le proprietà principali dell'alluminio. Di notevole rilievo è la densità, con valori prossimi ai 2,7 g/cm<sup>3</sup>. Il modulo elastico ed il carico di snervamento bassi indicano le scarse proprietà meccaniche del metallo.

**Tabella 1.4:** La tabella riporta alcune delle lettere utilizzate per indicare il trattamento meccanico a cui è stata sottoposta una lega di alluminio.

**Tabella 1.5:** Nella tabella sono indicate le famiglie delle leghe da fonderia in funzione dell'elemento alligante più presente.

**Tabella 1.6:** La tabella riporta la composizione chimica di una lega con denominazione EN AB-46000.

**Tabella 1.7:** Sono riportati i parametri fondamentali che controllano il processo di pressocolata e le principali proprietà meccaniche di una lega EN AB-46000.

**Tabella 1.8:** La tabella riporta la composizione chimica di una lega con denominazione EN AB-46100.

**Tabella 1.9:** Sono riportati i parametri fondamentali che controllano il processo di pressocolata, quali ottimale temperatura di colata ed intervallo di solidificazione.

**Tabella 1.10:** La tabella riporta la composizione chimica di una lega A-380.0.

**Tabella 1.11:** Principali caratteristiche meccaniche ed intervalli di temperatura di solidificazione e di colata per una lega A-380.0.

**Tabella 2.1:** Fasi ternarie in un sistema Fe-Al-Si e loro composizione chimica percentuale.

---

**Tabella 4.1:** Composizione chimica delle leghe utilizzate nel die soldering tendency test condotto da Apelian e Makhlouf.

**Tabella 4.2:** Misure dello spessore dello strato intermetallico per ciascuna lega di alluminio considerata.

---

## Sommario

---

Lo scopo della tesi è l'individuazione dei parametri e delle cause che maggiormente influenzano il fenomeno della metallizzazione nei processi di pressocolata di leghe di alluminio in stampi d'acciaio.

La lega d'alluminio che è stata impiegata per quest'analisi è la lega A-380, mentre l'acciaio considerato nella trattazione è un tipico acciaio H-13 impiegato generalmente nelle fonderie per la produzione degli stampi.

La tesi è suddivisa in quattro capitoli; nel *capitolo 1* si riassumono le caratteristiche generiche di un tipico processo di pressocolata e si forniscono informazioni generali sulle leghe di alluminio. Nel *capitolo 2* vengono descritte le cinque fasi che portano alla formazione di uno strato metallizzato sul componente in fase di realizzazione. Nel *capitolo 3* vengono descritti i tre metodi più utilizzati per simulare in laboratorio le condizioni di pressocolata in modo da poter prevedere e quantificare l'importanza del fenomeno della metallizzazione nei diversi contesti di produzione in fonderia. Nel *capitolo 4* vengono esposti, in una prima parte i risultati raccolti in letteratura sul fenomeno della metallizzazione e le conseguenti deduzioni formulate. In un secondo tempo vengono elencati i modelli analitici formulati in letteratura che permettono una valutazione del fenomeno di die soldering, stimando la profondità dello strato metallizzato, al variare dei parametri di lavorazione in pressocolata.



---

## Introduzione

---

Nel corso degli anni, la necessità delle aziende di fonderia di avere ritmi produttivi più elevati ha portato allo sviluppo di innumerevoli processi che garantissero una cadenza produttiva maggiore; uno di questi processi è la pressocolata.

La capacità di garantire un'elevata produttività, recentemente anche grazie ad una forte automazione nel processo, non è però l'unico vantaggio che garantisce la pressocolata. Per le leghe che possiedono un'eccellente fluidità, come l'alluminio, le elevate pressioni in gioco permettono il riempimento di tutte le cavità o impronte qualunque sia la loro complessità. La pressocolata è in grado di garantire quindi la realizzazione di pezzi con ottime finiture superficiali e con geometrie di notevole complessità.

Sussiste tuttavia un problema nel processo di pressocolata delle leghe di alluminio in stampi d'acciaio. In fase di solidificazione del metallo liquido si verifica un fenomeno: la metallizzazione. Questo fenomeno comporta l'alterazione sia della superficie del pezzo finale sia dello stampo che ne risulteranno compromessi.





# Capitolo 1

## Generalità sul processo di pressocolata

### 1.1 Macchine da pressocolata

La pressocolata, definita anche colata sotto pressione, è un particolare processo di fonderia in forma permanente che sfrutta elevate pressioni per iniettare in uno stampo materiale fuso che raggiungerà uno stato di solidificazione. Il metallo fuso, viene forzato nella cavità dello stampo (detto anche conchiglia) con pressioni di iniezioni che variano dai 2 ai 150 MPa <sup>[1]</sup>. Questa tecnica (relativamente giovane poiché nata negli Stati Uniti all'inizio del 900) è di solito impiegata per la produzione di componenti in lega non ferrosa, quali ad esempio leghe di alluminio o magnesio. La pressocolata è in genere un processo fortemente automatizzabile e di conseguenza utilizzato per produzioni su larga scala di pezzi per i quali è necessario garantire elevati livelli di tolleranze dimensionali e finiture superficiali. Dunque, l'iniziale elevato investimento per la realizzazione delle conchiglie e per l'acquisto di macchine per pressocolata diventa via via sempre meno incidente se la quantità produttiva aumenta.

Le macchine impiegate nei processi di pressocolata si differenziano per pressioni prodotte in fase di lavorazione, per cadenze produttive garantite e per modalità di iniezione del fuso nello stampo.

Esistono due diverse tipologie di macchine da pressocolata:

1.1.1 Pressocolata in camera calda

1.1.2 Pressocolata in camera fredda.

### 1.1.1 Pressocolata in camera calda

Una macchina per pressocolata a camera calda è costituita da un crogiolo, contenente il metallo fuso, mantenuto a temperatura di fusione da un bruciatore o da resistenze elettriche (Figura 1.1). Attraverso un foro, il fuso viene aspirato dal pistone e successivamente convogliato dall'iniettore, nella conchiglia. Le pressioni in gioco non superano di solito i 35 MPa. La conchiglia è costituita da uno stampo fisso e da uno stampo mobile così da poter essere rimossa e poter estrarre il pezzo con l'ausilio di estrattori. Garantendo un ottimo controllo della temperatura ed un prelievo diretto dal serbatoio, questo tipo di processo concede ingenti ritmi produttivi. Per aumentare la vita delle conchiglie, queste vengono raffreddate facendo circolare acqua ed olio attraverso appositi canali di raffreddamento.

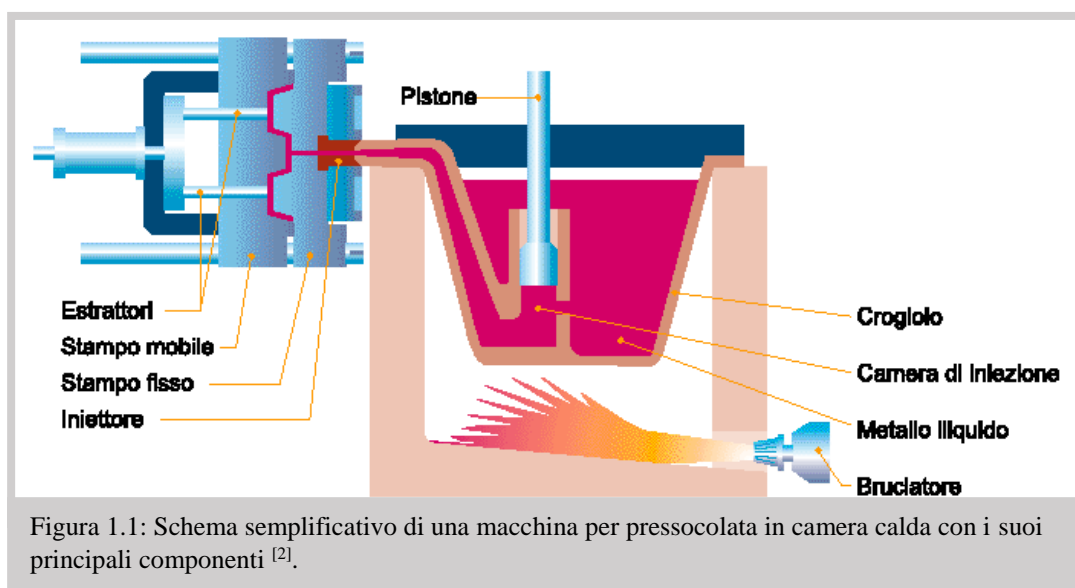
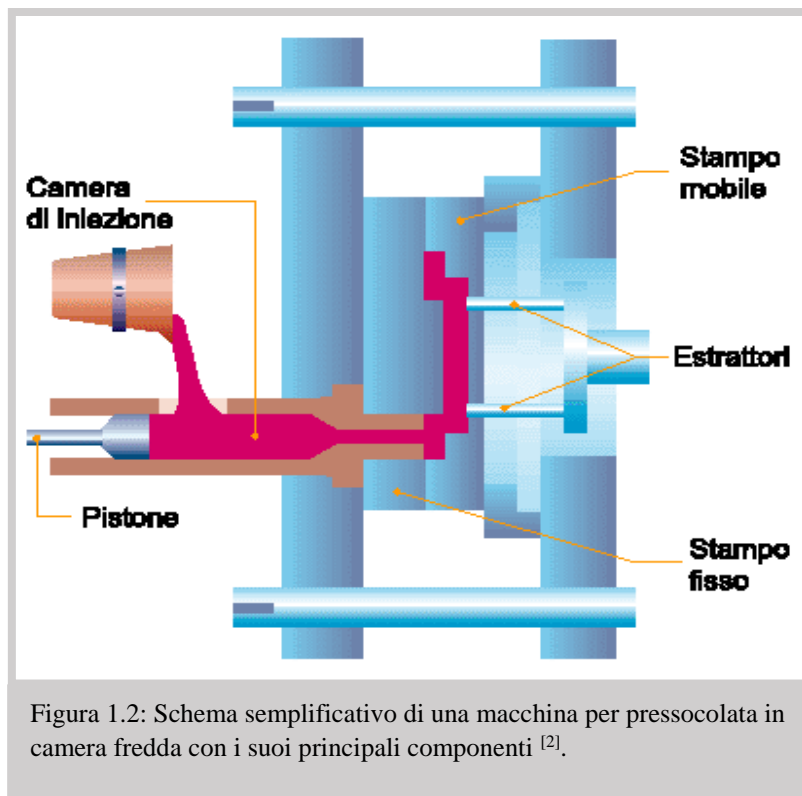


Figura 1.1: Schema semplificato di una macchina per pressocolata in camera calda con i suoi principali componenti <sup>[2]</sup>.

### 1.1.2 Pressocolata in camera fredda

Nel processo a camera fredda il fuso è introdotto nel cilindro ad iniezione che funge da camera per la carica (Figura 1.2). Il processo si differenzia dal precedente per il fatto che il metallo viene fuso in un crogiolo separato e poi versato di volta in volta nella camera di iniezione che non si trova, a differenza della pressocolata in camera calda, ad elevate temperature. L'azione del pistone comandato da un sistema oleodinamico o idraulico, comprime il materiale fuso entro la conchiglia. Anche in questo caso la conchiglia può essere aperta per la rimozione del pezzo mediante uso di estrattori. Le pressioni in gioco nella pressocolata a camera fredda variano dai 15 ai 150 MPa.



## 1.2 Stampi utilizzati in pressocolata

Nella pressocolata vi è un ulteriore elemento di notevole rilevanza sia per il processo stesso, sia per la problematica della metallizzazione: lo stampo. La forma è costituita da due semistampi, per permettere l'estrazione del pezzo solidificato, generalmente in acciaio o ghisa. I materiali utilizzati per le conchiglie da pressocolata devono avere alcuni requisiti fondamentali per garantire la vita dello stampo stesso:

- Buona resistenza ad elevate temperature: Il fuso raggiunge temperature molto elevate (circa 600° per le leghe di alluminio e magnesio), il materiale di cui è composto lo stampo deve essere altofondente e, il metallo fuso usato, deve fondere a temperature minori di quelle dello stampo per impedire a quest'ultimo di deteriorarsi o usurarsi.
- Elevata resistenza meccanica: Necessaria per far fronte alle elevate pressioni in gioco nel processo di pressocolata che potrebbero portare a rottura della conchiglia se questa non fosse stata progettata in modo da resistere ad urti.

Nell'analisi del fenomeno di metallizzazione (detto anche *die soldering*) verrà analizzato il caso di uno stampo realizzato in acciaio H-13, definito anche AISI 520 dall'America Iron and Steel Institute. Questo tipo di materiale fa parte di una categoria di acciai al cromo-molibdeno, ossia acciai a basso tenore di carbonio, e con un contenuto che va da 3 al 7% di cromo e dall'1 al 2,5% di molibdeno (Tabella 1.1). Questi acciai sono facilmente temprabili in aria, da temperature di 980-1080°C, resistono bene allo shock termico ed alla fatica termica per la loro buona tenacità e durezza a caldo. La Figura 1.3 mostra la resistenza del materiale ad elevate temperature. La Tabella 1.2 riporta dei valori di resistenza a rottura e snervamento per un acciaio H-13 a 400, 500 e 600°C.

Acciaio H-13						
COMPOSIZIONE %						
	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>
<b>Quantità massima</b>	0.37	0.30	0.90	4.80	1.20	0.90
<b>Quantità minima</b>	0.43	0.50	1.20	5.50	1.50	1.10

Tabella 1.1: Questa tabella riporta la composizione chimica di un acciaio H-13 usato per la realizzazione di stampi utilizzati in processi di pressofusione <sup>[3]</sup>.

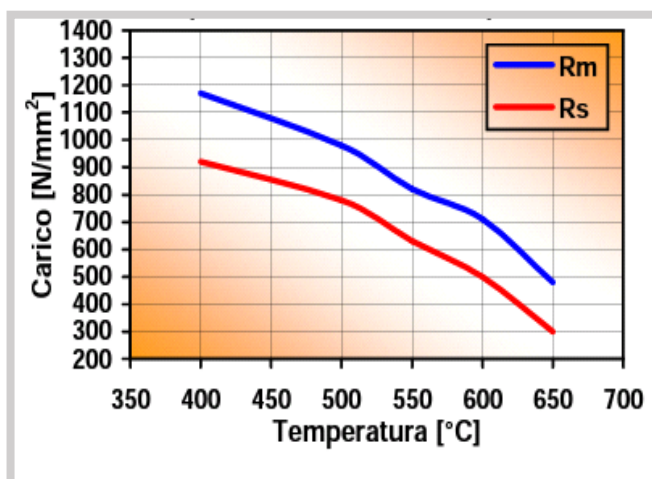


Figura 1.3: Il grafico mostra la resistenza di un materiale ad elevate temperature. La curva blu esprime l'andamento del carico di rottura (Rm), mentre quella rossa l'andamento del carico di snervamento (Rs) <sup>[3]</sup>.

	A 400°C	A 500°C	A 600°C
<b>Carico di rottura (Rm)</b> <b>[N/mm<sup>2</sup>]</b>	1170	980	710
<b>Carico di snervamento (Rs)</b> <b>[N/mm<sup>2</sup>]</b>	920	780	500

Tabella 1.2: Dal grafico a lato sono stati ricavati alcuni valori di tensioni (Rm e Rs) per tre valori differenti di temperatura: 400, 500 e 600°C <sup>[3]</sup>.

## 1.3 Fasi di un processo di pressocolata

Le fasi che partecipano ad un tipico processo di pressocolata sono:

- 1.3.1 Riempimento dello stampo
- 1.3.2 Solidificazione del metallo nello stampo
- 1.3.3 Estrazione del pezzo
- 1.3.4 Lubrificazione dello stampo.

### 1.3.1 Riempimento dello stampo

Esistono due variabili di processo fondamentali da determinare per definire correttamente la fase di riempimento dello stampo:

*Modalità:* Sono state formulate diverse teorie sulle modalità di riempimento della cavità, quella che più si avvicina alla realtà è la teoria di Frommer <sup>[2]</sup> secondo cui il metallo fuso, una volta entrato nella cavità viene inizialmente proiettato all'estremità opposta dell'attacco di colata (*punto di iniezione del fuso*) e da qui, il liquido rifluisce secondo percorsi diversi in direzione dell'attacco stesso. Modelli matematici non sono però sufficienti per descrivere il processo di riempimento dello stampo, che è largamente influenzato da forma e dimensione del foro di iniezione, e dalla geometria di cavità, che di solito comprende materozze per impedire la formazione di vuoti e cavità nel pezzo.

*Tempi:* Il tempo di riempimento della cavità non è un parametro casuale o arbitrario. Il riempimento dello stampo da parte del fuso deve essere già stato completato quando inizia il processo di solidificazione. Il tempo di riempimento dello stampo è quindi funzione del tempo di solidificazione che a sua volta dipende da un numero considerevole di variabili:

- *Tipologia di lega:* ciascuna lega è dotata di propria temperatura di solidificazione. Più questa è alta e più il tempo di riempimento dello stampo deve essere basso.
- *Temperatura dello stampo e del fuso:* la temperatura a regime dello stampo è di solito compresa tra 180 e 230°C. In presenza di elevato gradiente di temperatura tra stampo e metallo fuso la solidificazione è repentina, il fuso subisce una diminuzione di temperatura più drastica.

- *Forma e spessore dello stampo*: all'aumentare della superficie dello stampo a contatto con il liquido si verifica un aumento dello scambio termico tra liquido e stampo e, di conseguenza, un raffreddamento più veloce. Per spessori del getto considerevoli è inibito lo scambio termico con l'esterno; la solidificazione avviene più lentamente come si può evincere dalla Figura 1.4.

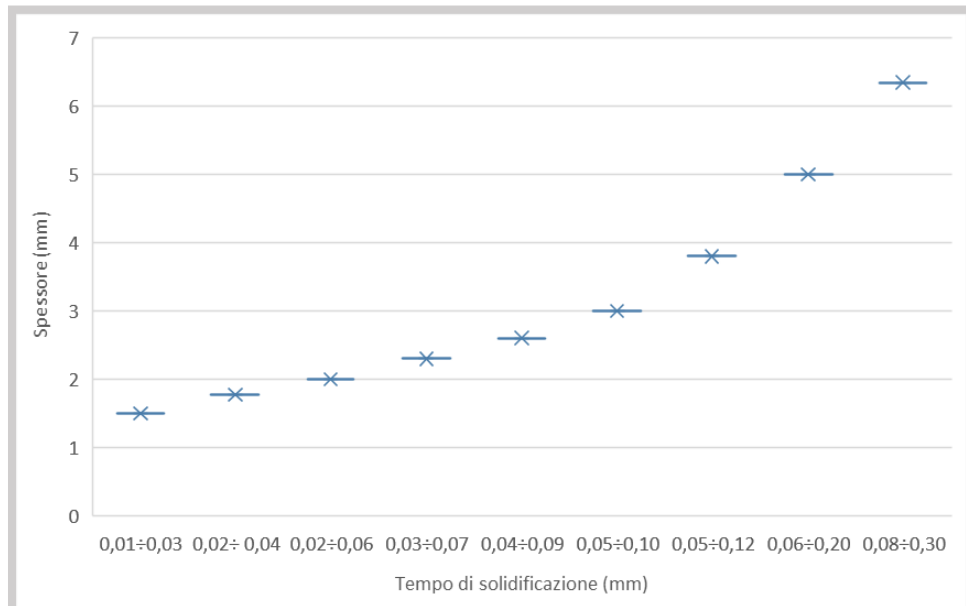


Figura 1.4: Grafico che mostra la correlazione lineare crescente esistente tra i tempi di solidificazione e lo spessore del getto solidificato [2].

I parametri sopraelencati contribuiscono nel calcolo del tempo necessario per la solidificazione in una formulazione: la legge di Chvorinov [4] :

$$t_s = C \times \left( \frac{\text{Volume}}{\text{Area}} \right)^n$$

dove  $t_s$  è il tempo di solidificazione,  $C$  è una costante che dipende dal materiale della forma, dalle proprietà del metallo fuso e dalla temperatura;  $n$  è un parametro solitamente considerato uguale a 2 [4], l'area considerata è la misura della superficie dello stampo a contatto con il fuso ed il volume è lo spazio occupato dal metallo liquido.

### 1.3.2 Solidificazione del metallo nello stampo

La solidificazione del fuso avviene inizialmente nelle regioni a contatto con lo stampo dove il gradiente di temperature tra metallo liquido e stampo è maggiore. A differenza di ciò che accade in un processo di colata in assenza di pressioni elevate, non si verifica distacco del materiale solidificato dalle pareti dello stampo, alle quali, per effetto della pressione, il fluido aderisce.

### 1.3.3 Estrazione del pezzo

Quando il getto si è solidificato il componente può essere estratto dallo stampo. Il momento di estrazione del pezzo non è però arbitrario poiché deve essere estratto ad avvenuta solidificazione e quando il getto ha raggiunto una temperatura compresa in genere tra i 350 ed i 250°C. Il tempo che il pezzo impiega per solidificare e raggiungere la temperatura di circa 350÷250°C viene comunemente chiamato tempo di raffreddamento (o di solidificazione) che dipende dagli stessi fattori, enunciati sopra, che controllano la solidificazione del fuso. Estrarre troppo presto il pezzo comporterebbe la formazione di distorsioni o incrinature nel pezzo. Al contrario estraendo un pezzo dopo troppo tempo la sua temperatura media sarebbe troppo bassa, si genererebbero dei ritiri che ostacolerebbero l'estrazione del getto specialmente in punti del componente in cui sono presenti sottosquadri o fori. Una corretta lubrificazione dello stampo semplifica l'estrazione del pezzo.

### 1.3.4 Lubrificazione dello stampo

Per poter estrarre facilmente il pezzo solidificato dallo stampo si utilizzano dei lubrodistaccanti, che vengono spruzzati, sulle superfici dei due semi-stampi, prima del processo di pressocolata. I lubrificanti più comunemente utilizzati sono la grafite, ossidi di alluminio o talco diluiti in acqua, oppure grassi, oli o cere <sup>[2]</sup>. Oltre all'azione distaccante, un liquido lubrificante facilita il riempimento dello stampo da parte del fuso. In assenza di uno strato lubrificante infatti, il fuso tenderebbe ad essere frenato a contatto con lo stampo, rallentando o frenando il metallo liquido alle sue spalle e producendo un prematuro raffreddamento. Uno strato lubrificante, dotato di una scarsa



capacità di conduzione del calore, favorisce sia lo scorrimento del metallo, sia un raffreddamento del fuso più lento.

## 1.4 Leghe di alluminio

L'alluminio è un metallo leggero, malleabile, duttile, con buona conduttività sia elettrica che termica e con temperatura di fusione relativamente bassa<sup>[1]</sup>. L'appellativo di "metallo leggero" deriva dal fatto che la densità dell'alluminio è circa  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , ossia circa tre volte inferiore rispetto a quella degli acciai. Le principali caratteristiche meccaniche, fisiche e termiche dell'alluminio puro si possono riscontrare nella Tabella 1.3. Questo elemento viene raramente utilizzato allo stato puro, ma è industrialmente di notevole rilevanza poiché costituisce l'elemento di base per la produzione delle leghe leggere. Nonostante le caratteristiche meccaniche dell'alluminio siano scarse (scarsa resilienza e resistenza a trazione) sono sufficienti basse percentuali di elementi in lega, per ottenere un materiale con ottime proprietà meccaniche, pur conservando la caratteristica leggerezza dell'alluminio.

Simbolo chimico	Densità [g/cm <sup>3</sup> ]	Temperatura di fusione [°C]	Conducibilità termica [W/mK]	Modulo di elasticità E [GPa]	Carico di rottura [MPa]	Carico di snervamento [MPa]	Allungamento a rottura A [%]
Al	2,699	660	210	68	55-91	20-50	55

Tabella 1.3: Tabella che riporta le proprietà principali dell'alluminio. Di notevole rilievo è la densità, con valori prossimi ai  $2,7 \text{ g/cm}^3$ . Il modulo elastico ed il carico di snervamento bassi indicano le scarse proprietà meccaniche del metallo.

Le leghe di alluminio si dividono in leghe da fonderia e in leghe da deformazione plastica per la produzione di laminati estrusi e forgiati. I tipi di lega da fonderia maggiormente impiegate sono leghe secondarie, ottenute cioè dalla rifusione di rottami, ad esempio carter provenienti dall'industria automobilistica e/o aeronautica, elettrodomestici, semilavorati come laminati, profilati estrusi, forgiati, ecc. Essi vengono opportunamente miscelati ed arricchiti con gli elementi necessari a portare la lega alla composizione richiesta dal cliente. Una lega da fonderia deve soddisfare tre fondamentali requisiti:

- Colabilità: la colabilità è l'attitudine della lega liquida, a riempire completamente e ad assumere la forma dello stampo riproducendo anche i minimi dettagli dell'impronta. Questo è il primo requisito per ottenere getti compatti e con una buona finitura, evitando fenomeni di risucchio, porosità, ottenendo buone proprietà meccaniche.
- Stabilità a caldo: una buona stabilità a caldo permette di estrarre il pezzo, solidificato, a temperature elevate. E' così possibile garantire una maggiore cadenza produttiva senza che si verifichino incrinature dovute alle inevitabili sollecitazioni che il pezzo subisce all'apertura degli stampi.
- Punto di fusione basso: un basso punto di fusione è preferibile sia perché diminuisce il tempo necessario alla solidificazione, sia perché consente una maggiore durata degli stampi; le sollecitazioni termiche a cui questi vengono assoggettati sono infatti minori.

Le leghe di alluminio utilizzate per applicazioni da fonderia sono state classificate secondo la designazione europea EN 1676:2010 ed EN 1706:2010 in base alla loro composizione chimica ed allo stato di fornitura. La classificazione, che prevede un sistema di cinque cifre e da una lettera che le precede è schematizzato in Figura 1.5.

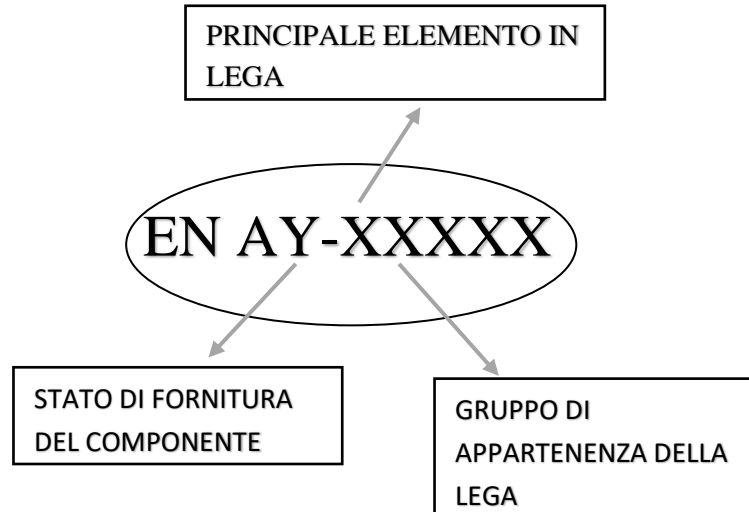


Figura 1.5: Nomenclatura per la classificazione delle leghe di alluminio.

La prima lettera, dopo la A che sta per “alluminio”, descrive lo stato di fornitura del componente (Tabella 1.4). La prima lettera indica il principale elemento in lega, la seconda indica invece il gruppo di appartenenza della lega. Le ultime cifre sono indicative degli elementi alliganti presenti. Nella serie 1xxxx le ultime cifre indicano il grado di purezza della lega (Tabella 1.5).

<b>S</b>	colato in sabbia
<b>D</b>	colato sotto pressione
<b>L</b>	colato in cera persa
<b>F</b>	grezzo di fonderia
<b>O</b>	ricotto

Tabella 1.4: La tabella riporta alcune delle lettere utilizzate per indicare il trattamento meccanico a cui è stata sottoposta una lega di alluminio <sup>[5]</sup>.

<b>2xxxx</b>	rame
<b>4xxxx</b>	silicio
<b>5xxxx</b>	magnesio
<b>7xxxx</b>	zinco

Tabella 1.5: Nella tabella sono indicate le famiglie delle leghe da fonderia in funzione dell'elemento alligante più presente <sup>[5]</sup>.

Le leghe di alluminio da fonderia sono ricche di impurezze, alcune inserite volutamente con lo scopo di migliorare le proprietà della lega finale, ed altre non volontariamente aggiunte che al contrario, deteriorano le proprietà del pezzo prodotto. Le impurezze più presenti nelle leghe di alluminio sono:

- Rame
- Manganese
- Silicio
- Magnesio
- Zinco
- Ferro

Il rame e lo zinco sono i migliori elementi utilizzati per aumentare lo snervamento ed il carico di rottura di un materiale a caldo, e dunque la resistenza meccanica del pezzo. L'aggiunta di Rame provoca tuttavia anche un abbassamento della resistenza a corrosione e della deformabilità a freddo. Il silicio ed il magnesio controllano,

migliorandola, la durezza e la resistenza meccanica del componente, il magnesio conferisce anche buona resistenza a corrosione in ambienti alcalini ed in mare. Il manganese aumenta la resistenza meccanica e alla corrosione ed inibisce la fragilità derivante dal contenuto di ferro. Il ferro è invece, nel 90% dei casi un'impurezza poiché si trova sotto forma aciculare, che infragilisce il materiale. Nel restante 10% dei casi il ferro viene aggiunto alla lega nel caso in cui si voglia colare in pressione l'alluminio su uno stampo d'acciaio per limitare l'aggressività chimica della lega nei confronti dello stampo; questo attacco chimico porta al fenomeno di *metallizzazione*. Le leghe più comunemente utilizzate in pressocolata sono:

➤ EN AB-46000 – AlSi9Cu3(Fe)

Questa lega viene impiegata nei più comuni processi di pressocolata e la sua composizione chimica è espressa in Tabella 1.6. E' impiegata per la produzione di getti complessi e con pareti sottili, è resistente ad alte temperature e le sue caratteristiche meccaniche principali sono riportate in Tabella 1.7.

EN AB-46000 – AlSi9Cu3(Fe)								
COMPOSIZIONE CHIMICA %								
	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Ni	Impurezze globali
Min	2,00	0,15	8,00	0,6				
Max	4,00	0,55	1,1	11,00	0,55	1,2	0,55	0,75

Tabella 1.6: La tabella riporta la composizione chimica di una lega con denominazione EN AB-46000 [6] .

Carico unitario di rottura[N/mm <sup>2</sup> ]	215-265
Carico di snervamento[N/mm <sup>2</sup> ]	145-185
Ritiro lineare	0,7%
Intervallo di solidificazione e fusione	521-588°C
Intervallo ottimo di colata	630-710°C

Tabella 1.7: Sono riportati i parametri fondamentali che controllano il processo di pressocolata e le principali proprietà meccaniche di una lega EN AB-46000 [6] .

➤ EN AB-46100 – AlSi11Cu2(Fe)

Questa lega, la cui composizione chimica è descritta in Tabella 1.8, è una lega che si presta bene ad essere pressocolata a causa della sua elevata colabilità e scorrevolezza dovuta all'elevato tenore di silicio che facilita il riempimento dei getti <sup>[7]</sup>. Le principali caratteristiche meccaniche di questa lega ed i fondamentali parametri che controllano il processo di pressocolata sono indicati in Tabella 1.9.

EN AB-46000 – AlSi9Cu3(Fe)								
COMPOSIZIONE CHIMICA %								
	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Zn	Ni	Impurezze globali
Min	1,5		10,0	0,45				
Max	2,5	0,30	12,0	1,0	0,55	1,7	0,45	0,85

Tabella 1.8: La tabella riporta la composizione chimica di una lega con denominazione EN AB-46100 <sup>[7]</sup>.

Carico di rottura[N/mm <sup>2</sup> ]	265-295
Carico di snervamento[N/mm <sup>2</sup> ]	155-195
Ritiro lineare	0,7%
Intervallo di solidificazione e fusione	565-585°C
Intervallo ottimo di colata	600-700°C

Tabella 1.9 Sono riportati i parametri fondamentali che controllano il processo di pressocolata, quali ottimale temperatura di colata ed intervallo di solidificazione <sup>[7]</sup>.

Il fenomeno della metallizzazione (o incollaggio) sarà analizzato considerando una particolare lega di alluminio: A-380.0, secondo il sistema di designazione stabilita dall'AA: Aluminum Assosiation. Si tratta di una lega adatta alla pressocolata sia per la buona fluidità sia per l'ottima tenuta a pressione, la sua composizione chimica è descritta in Tabella 1.10. Questa lega è in oltre dotata di una buona resistenza a temperature elevate e le sue principali caratteristiche meccaniche sono riassunte in Tabella 1.11.

A-380.0									
COMPOSIZIONE CHIMICA %									
	Si	Fe	Mn	Mg	Cu	Ni	Zn	Ni	Impurezze globali
Min	7,5				3,00				
Max	9,5	1,3	0,50	0,10	4,00	0,50	3,00	0,5	0,5

Tabella 1.10: La tabella riporta la composizione chimica di una lega A-380.0<sup>[9]</sup>.

Carico unitario di rottura[N/mm <sup>2</sup> ]	240
Carico di snervamento[N/mm <sup>2</sup> ]	100-150
Intervallo di solidificazione e fusione	520-580°C
Intervallo ottimo di colata	640-710°C

Tabella 1.11: Principali caratteristiche meccaniche ed intervalli di temperatura di solidificazione e di colata per una lega A-380.0<sup>[8]</sup>.

## Capitolo 2

# Gli aspetti metallurgici nel fenomeno della metallizzazione

La metallizzazione è un difetto che si realizza nei processi di pressocolata e consiste nell'incollaggio del metallo liquido sulla superficie dello stampo; ad avvenuta solidificazione la lega pressocolata ha aderito allo stampo e l'estrazione del componente produce un distacco tra stampo e pezzo non conforme alle aspettative. Lo stampo viene danneggiato perdendo così le sue proprietà di finiture superficiali e tolleranze geometriche; sulla sua superficie si possono individuare delle piccole cavità (Figura 2.1a). Il pezzo estratto, risulta avere una superficie complementare a quella dello stampo, presenterà quindi delle strutture in rilievo (Figura 2.1b) e per questo dovrà quindi essere sottoposto ad ulteriori lavorazioni di finiture superficiali mentre lo stampo, se gravemente danneggiato, potrebbe dover essere anche sostituito.

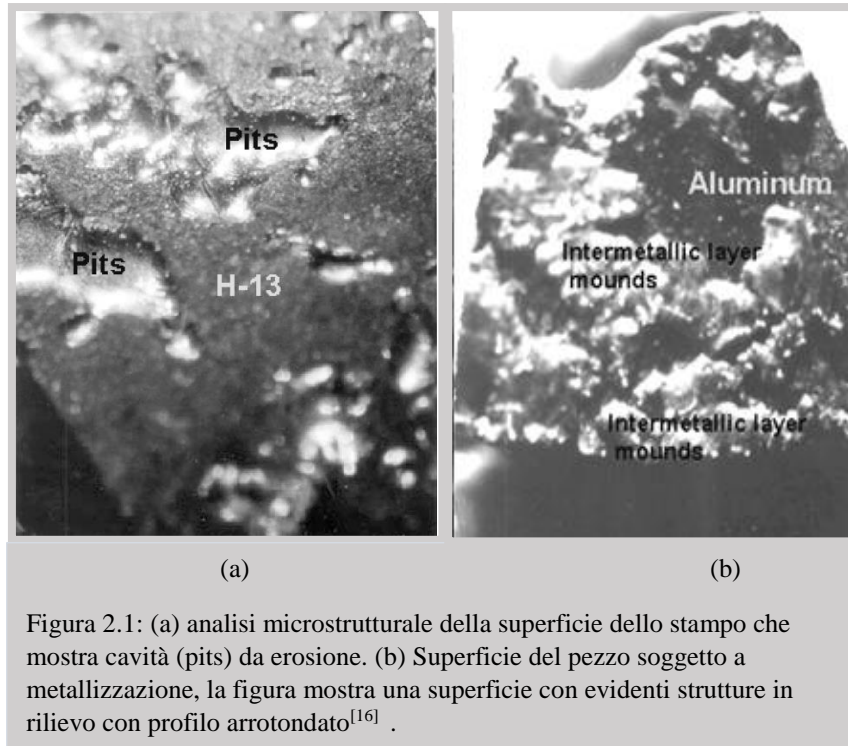
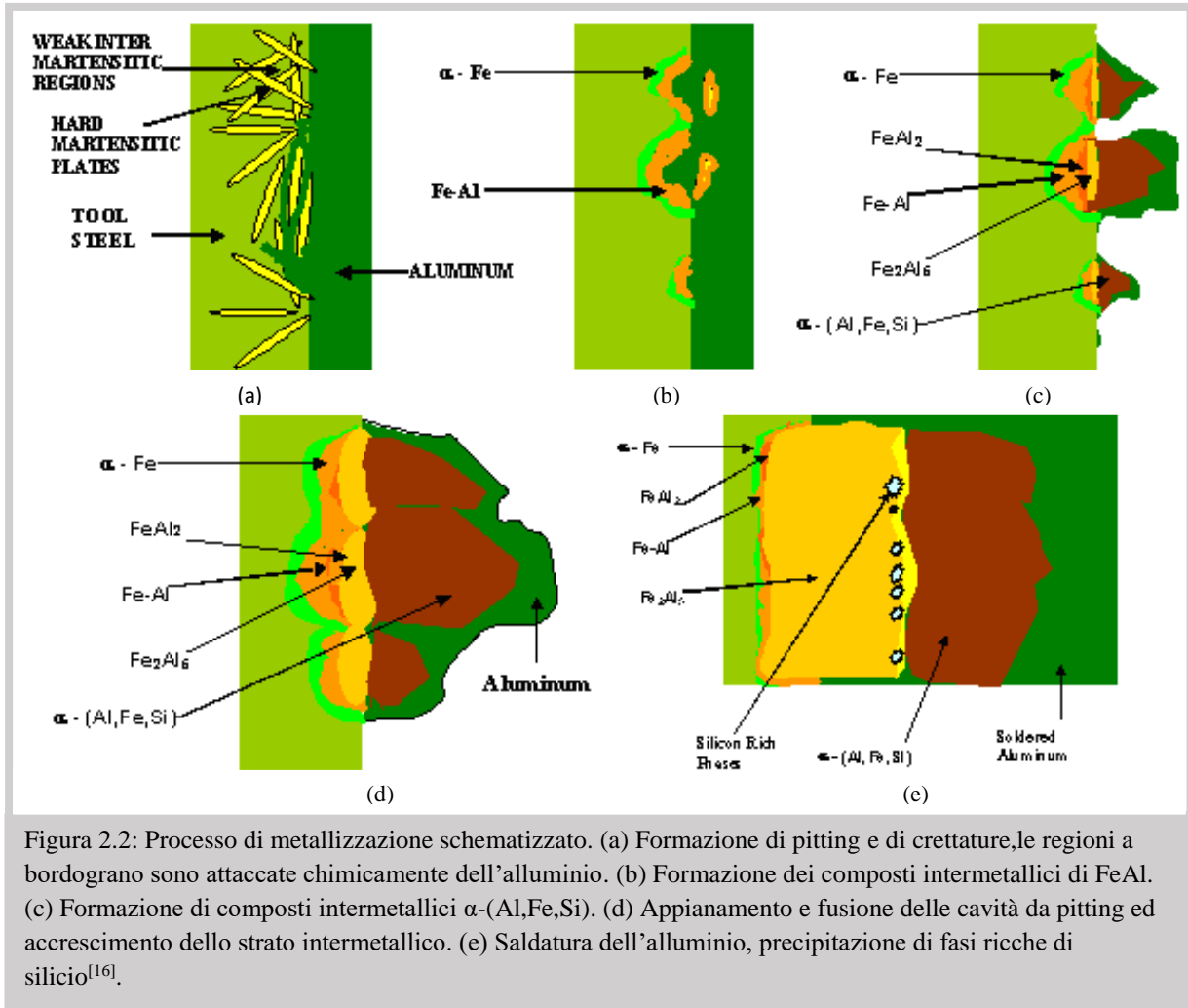


Figura 2.1: (a) analisi microstrutturale della superficie dello stampo che mostra cavità (pits) da erosione. (b) Superficie del pezzo soggetto a metallizzazione, la figura mostra una superficie con evidenti strutture in rilievo con profilo arrotondato<sup>[16]</sup>.

L'incollaggio è tipico nei processi di pressocolata che impiegano stampi in acciaio e leghe di alluminio da fonderia a causa dell'elevata affinità tra alluminio e ferro, che comporta fenomeni di diffusione atomica di queste due specie chimiche creando fasi secondarie e composti intermetallici ricchi di ferro. Per analizzare il fenomeno della metallizzazione si considera una lega di alluminio A-380 ed un acciaio H-13 per lo stampo poiché sono rispettivamente il metallo da fusione e ed il materiale per conchiglie più usati nella pressocolata delle leghe di alluminio. L'incollaggio si realizza attraverso cinque fasi chimico-metallurgiche illustrate in Figura 2.2:

- a) Formazione di pitting e di cretture sulla superficie dello stampo (fenomeno di erosione superficiale);
- b) Formazione di composti intermetallici binari;
- c) Formazione di composti intermetallici ternari e precipitazione a bordograno di fasi secondarie;
- d) Accrescimento del layer intermetallico ed appianamento delle cavità da pitting;
- e) Saldatura dell'alluminio al di sopra dello strato intermetallico.

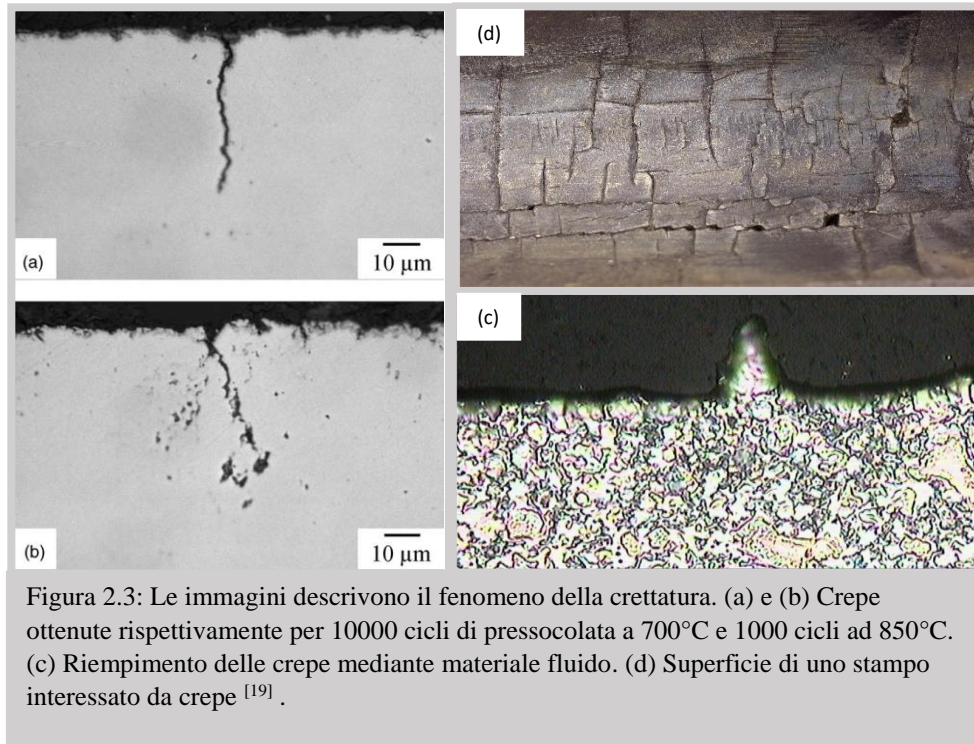




## 2.1 Prima fase: erosione superficiale dello stampo

Nei processi di pressocolata, l'alluminio è iniettato con elevate pressioni ed elevate velocità (30÷50 m/s) nello stampo che è dunque sottoposto a sollecitazioni considerevoli e ad elevate temperature. Durante il suo processo di formatura, lo stampo è stato temprato fino a raggiungere una durezza superficiale che, per un acciaio H-13 è circa HRc 48÷50. Il metallo liquido, impatta nelle pareti della conchiglia, fa sì che l'alluminio attacchi lo stampo nei punti che microstrutturalmente hanno durezza inferiore, ossia il bordograno e le regioni che si trovano attorno alle dure strutture di martensite a bacchetta. Questo attacco genera un fenomeno di erosione dello stampo che si traduce nella formazione di crettature e nel fenomeno del pitting. Le crettature, raffigurate in Figura 2.3, sono dei difetti che si presentano come strette cavità che si dipartono dalla superficie dello stampo e procedono verso il centro del pezzo<sup>[19]</sup>. Inizialmente si ha la formazione di profonde spaccature nello stampo, dovute ai continui cicli di stress

meccanico e termico a cui questo è soggetto (Figura 2.3a e b). In seguito il liquido che viene fatto colare all'interno dello stampo occupa e riempie le crepe (Figura 2.3c) fino a formare in superficie delle sottili strutture in rilievo. Le crepe prodotte possono raggiungere profondità che vanno da 1-200 $\mu\text{m}$ . Lo stampo ne risulterà dunque infragilito a seguito di questo fenomeno erosivo.



Il secondo fenomeno erosivo che interessa lo stampo è invece la formazione di microcavità (o pits) raffigurate in Figura 2.4. Queste cavità inizialmente misurano circa 0,6  $\mu\text{m}$ , ma gradualmente si possono allargare, fino ai 3,5÷4  $\mu\text{m}$ . Nelle condizioni più critiche di pressocolata, le cavità da pitting possono arrivare a misurare anche 15  $\mu\text{m}$ , diventando un punto ideale per la nascita di cricche superficiali. Queste micro-cavità si possono formare a seguito di due diversi processi di erosione:

- Erosione dovuta all'impatto del liquido.
- Erosione dovuta a particelle solide.

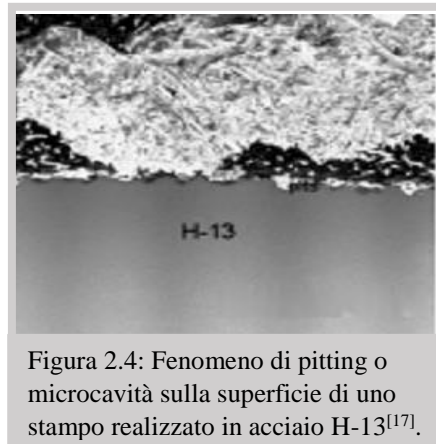


Figura 2.4: Fenomeno di pitting o microcavità sulla superficie di uno stampo realizzato in acciaio H-13<sup>[17]</sup>.

*Erosione dovuta all'impatto del liquido:* la formazione di micro-cavità sullo stampo è dovuto all'impatto del liquido sulla superficie e dal conseguente getto uscente lateralmente.

*Erosione dovuta a particelle solide:* è stato dimostrato <sup>[10,6-11]</sup> che la formazione di pitting è dovuta all'impatto di particelle solidificate durante il riempimento dello stampo. Inoltre è stato verificato <sup>[11,12]</sup> che il ripetuto processo di formazione di pitting comporta la rimozione di particelle di materiale che contribuiscono al fenomeno di erosione entrando nel flusso del materiale fuso ed impattando sulla superficie dello stampo.

## 2.2 Seconda fase: formazione di composti intermetallici binari

Il metallo fuso, al suo ingresso nello stampo, possiede una temperatura di circa 700°C; le elevate temperature in gioco ed il contatto tra metallo fuso e stampo attivano il fenomeno della diffusione atomica dell'alluminio e del ferro. Come osservarono infatti Wladyslaw e Alexander<sup>[13]</sup> il meccanismo della metallizzazione è basato sulla diffusione chimica degli atomi di ferro (nello stampo) e dell'alluminio (liquido) creando dei composti intermetallici il cui accrescimento avviene in corrispondenza dei pits e delle crettature come si evince dalla Figura 2.5. I primi composti a formarsi sono una soluzione solida di ferro (Fe- $\alpha$ ) con alluminio in

dissoluzione. Successivamente si formano dei composti intermetallici binari come  $\text{FeAl}$ ,  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  ed  $\text{FeAl}_3$ .

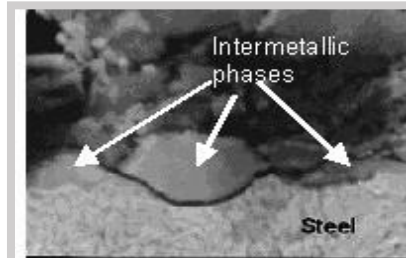


Figura 2.5: Accrescimento della fase intermetallica a partire dalle cavità generate per erosione<sup>[17]</sup>.

### 2.3 Terza fase: Formazione di composti intermetallici ternari e precipitazione a bordo grano di fasi secondarie

La terza fase prevede la formazione di composti ternari che si sviluppano dalle fasi intermetalliche binarie precedentemente formatesi. Per effetto della diffusione, il composto binario  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  reagisce con l'alluminio ed il silicio formando un composto ternario  $\alpha$ -(Al-Fe-Si) che assume la morfologia piramidale raffigurata in Figura 2.6 ed in Figura 2.7e. Il composto deve la sua forma alla direzione radiale di accrescimento a partire dalle cavità prodotte dai fenomeni di pitting. Takeda e Mutazaki<sup>[14]</sup> formularono una lista dei composti intermetallici che si possono formare in un sistema alluminio-ferro-silicio. Questi sono riportati in Tabella 2.1 e rappresentano i composti ternari Al-Fe-Si che più comunemente si possono formare in un fenomeno di metallizzazione.

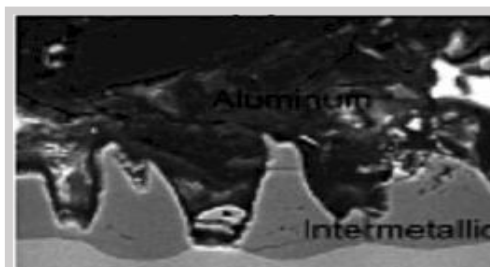


Figura 2.6: Fase ternaria intermetallica con forma piramidale generatasi a partire dalle cavità da erosione sulla superficie dello stampo<sup>[16]</sup>.

Nomenclatura	Stechiometria	Fe(%)	Al(%)	Si(%)
t <sub>1</sub>	Fe <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	55	26.6	18.4
t <sub>2</sub>	Fe <sub>6</sub> Si <sub>5</sub> Al <sub>12</sub>	41.9	40.5	17.6
t <sub>3</sub>	Fe <sub>6</sub> Si <sub>5</sub> Al <sub>9</sub>	42.1	36.6	21.2
t <sub>4</sub>	FeSi <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	28.9	41.9	29.1
t <sub>5</sub>	Fe <sub>6</sub> Si <sub>6</sub> Al <sub>5</sub>	38.1	46.0	16.0
t <sub>6</sub>	FeSiAl <sub>4</sub>	29.1	56.3	14.6

Tabella 2.1: Fasi ternarie in un sistema Fe-Al-Si e loro composizione chimica percentuale<sup>[14]</sup>.

In questa fase altri elementi (cromo, manganese, vanadio etc.) presenti in lega in percentuali minori precipitano a bordo grano del composto Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>. Nella fase ternaria precipitano dei composti ricchi di zinco. Si formano dei precipitati ricchi di silicio nella zona di confine tra i composti binari e quelli ternari visibili nella Figura 2.7c.

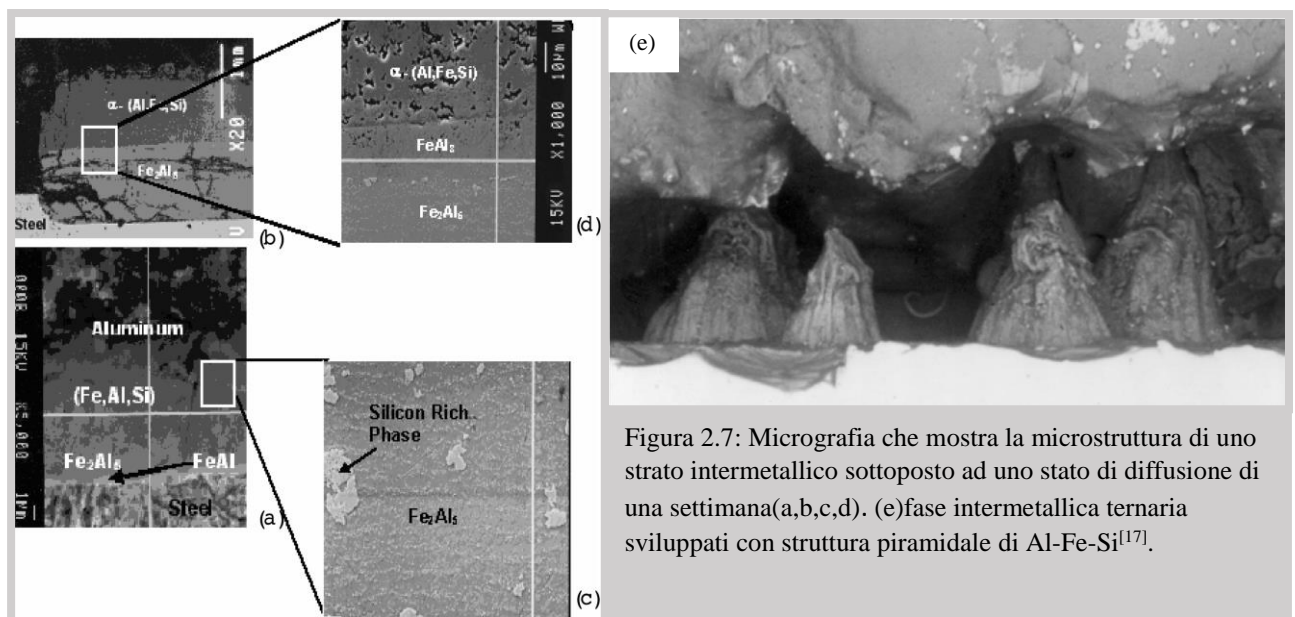


Figura 2.7: Micrografia che mostra la microstruttura di uno strato intermetallico sottoposto ad uno stato di diffusione di una settimana(a,b,c,d). (e) fase intermetallica ternaria sviluppati con struttura piramidale di Al-Fe-Si<sup>[17]</sup>.

## 2.4 Quarta fase: accrescimento del layer intermetallico ed appianamento delle cavità da pitting

L'accrescimento di strutture piramidali comporta la formazione di gap, o vuoti tra i composti intermetallici in accrescimento e cioè tra le cavità di erosione prodotte nello stampo. In questa fase gli spazi vuoti tra strutture piramidali saranno colmati e le cavità da pitting si allargheranno fondendosi tra di loro. Le regioni comprese tra pits (Figura 2.8) rappresentano gli unici punti in cui il fuso è a diretto contatto con lo stampo, dunque, in questo punto, il gradiente di concentrazione di ferro tra stampo e fuso è maggiore rispetto a quello tra alluminio liquido e composti intermetallici già formati. Poiché tanto più alto è il gradiente di concentrazione e tanto maggiore è il fenomeno diffusivo, si assiste in questa fase ad una reazione chimica tra stampo e metallo liquido e ad una migrazione di atomi di ferro e di alluminio in modo da formare composti intermetallici colmando le cavità presenti tra fasi ternarie. In questa fase si ha inoltre un accrescimento sia radiale, sia laterale dei composti ternari di  $\alpha$ -(Al-Fe-Si) come si vede in Figura 2.9. Ciò comporta un'omogeneizzazione dei pits causati inizialmente per erosione ed un appianamento della superficie dello stampo.

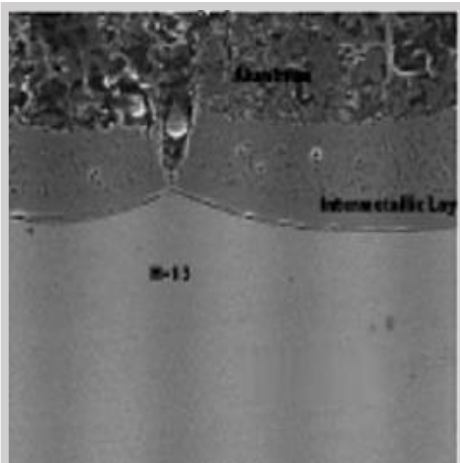


Figura 2.8: Cavità tra pits adiacenti<sup>[17]</sup>.

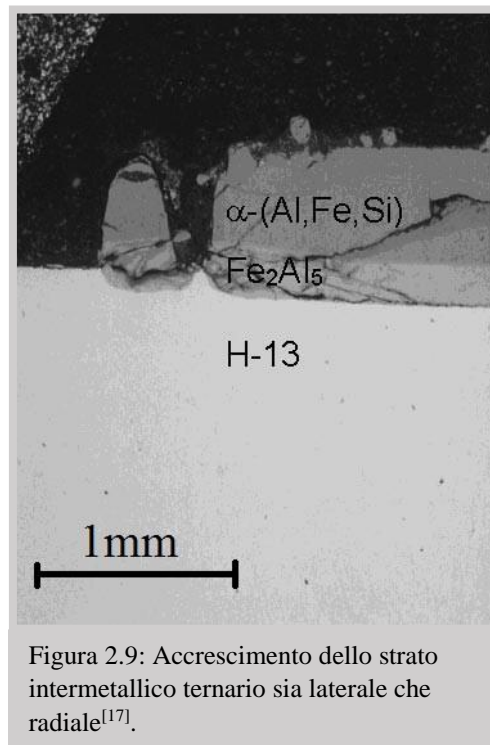


Figura 2.9: Accrescimento dello strato intermetallico ternario sia laterale che radiale<sup>[17]</sup>.

## 2.5 Quinta fase: saldatura dell'alluminio al di sopra dello strato intermetallico

Dopo che i pits adiacenti si sono fusi e dopo che i vuoti tra i composti ternari si sono colmati si ha un arresto della reazione chimica tra alluminio e ferro. La diffusione è cioè inibita sia per l'abbassamento della temperatura del metallo liquido in fase di solidificazione, sia per il minore gradiente di concentrazione di ferro tra la lega di alluminio e lo stampo. Il gradiente di concentrazione di una specie atomica è infatti il "motore" di attivazione del processo diffusivo. Una volta che la reazione chimica tra atomi di ferro e di alluminio volta a formare composti intermetallici, si arresta inizia l'incollaggio o saldatura dell'alluminio nelle fasi di ferro-alluminio e di ferro-alluminio-silicio.

Ad avvenuta solidificazione si ottiene uno strato metallizzato simile a quello riportato in Figura 2.10<sup>[16]</sup>. Questa immagine, oltre a mostrare i composti binari e ternari ricchi di ferro, l'alluminio saldato ed i precipitati di silicio, evidenzia anche la chiusura di una cavità formatasi tra due strutture intermetalliche piramidali adiacenti.

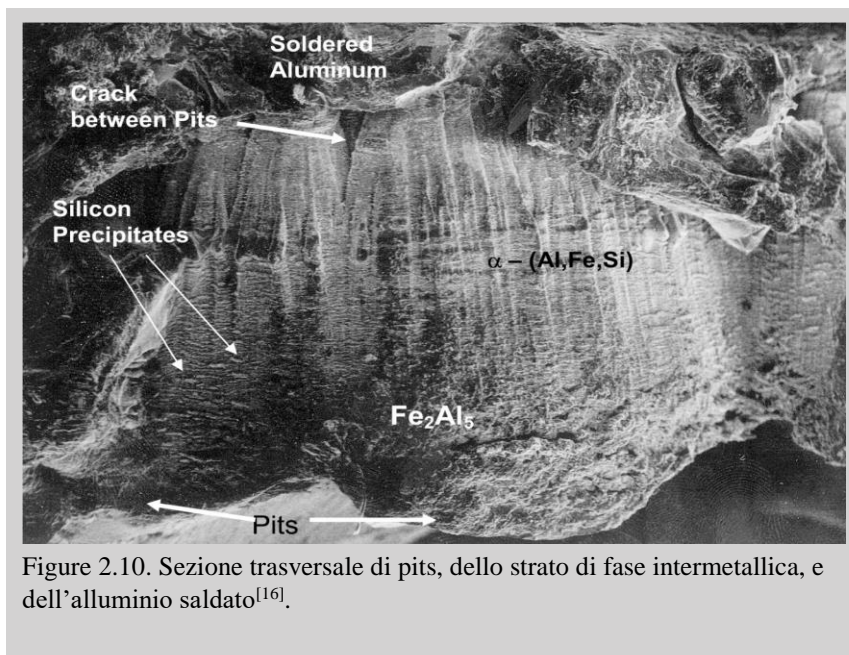


Figure 2.10. Sezione trasversale di pits, dello strato di fase intermetallica, e dell'alluminio saldato<sup>[16]</sup>.

La Figura 2.11 è una micrografia di uno strato metallizzato ottenuto per un tempo di diffusione di una settimana<sup>[17]</sup>. Le figure 2.11b, c, d sono un ingrandimento di ciascuna fase intermetallica. La Figura 2.12b mostra un ingrandimento della fase ternaria  $\alpha$ -(Al,Fe,Si). La fase  $Fe_4Al_{13}$  è compresa tra il composto ternario ed il binario  $Fe_2Al_5$  ed è visibile in Figura 2.12c. Precipitati ricchi di silicio inoltre sono riscontrati sia all'interfaccia di separazione tra le fasi binarie e ternarie, sia come precipitati a bordograno nella regione dei composti binari.

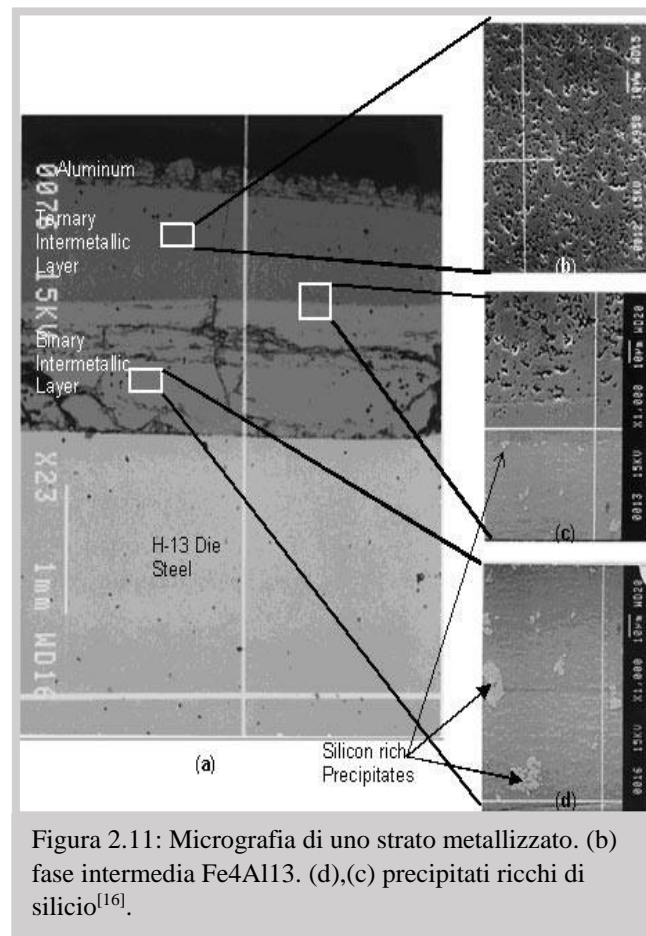
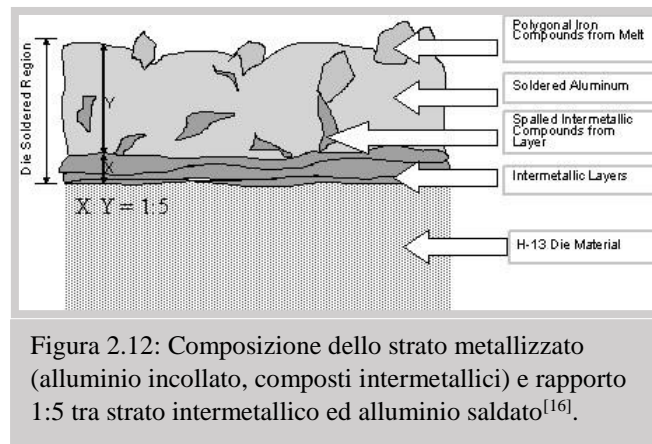


Figura 2.11: Micrografia di uno strato metallizzato. (b) fase intermedia  $Fe_4Al_{13}$ . (d),(c) precipitati ricchi di silicio<sup>[16]</sup>.



E' stato riscontrato<sup>[7]</sup> che alla fine del processo di solidificazione coesiste un rapporto di 1:5 tra lo spessore dello strato intermetallico e lo spessore dello strato saldato (Figura 2.12).



La natura dello strato intermetallico è stata analizzata<sup>[17]</sup> minuziosamente e sono stati costruiti<sup>[8]</sup> dei profili di concentrazione per gli elementi chimici del ferro, dell'alluminio, del silicio e del cromo, gli elementi maggiormente presente nello strato metallizzato. La Figura 2.13 mostra i risultati di un'analisi EDS(1) effettuata nello strato metallizzato, ossia nello spazio compreso tra l'acciaio dello stampo e l'alluminio solidificato. La concentrazione dell'alluminio cresce all'aumentare della distanza dalla matrice ferrosa dell'acciaio H-13, ed è notevolmente maggiore per composti ternari rispetto ai composti binari come si vede in Figura 2.13a, b. La concentrazione di ferro è complementare a quella dell'alluminio, diminuisce all'aumentare della distanza dalla matrice di acciaio dello stampo (Figura 2.14b).

(1): L'analisi chimica nel microscopio elettronico a scansione viene realizzata misurando l'energia e la distribuzione delle intensità dei raggi X generati dal fascio elettronico sul campione utilizzando un rivelatore a dispersione di energia (EDS).

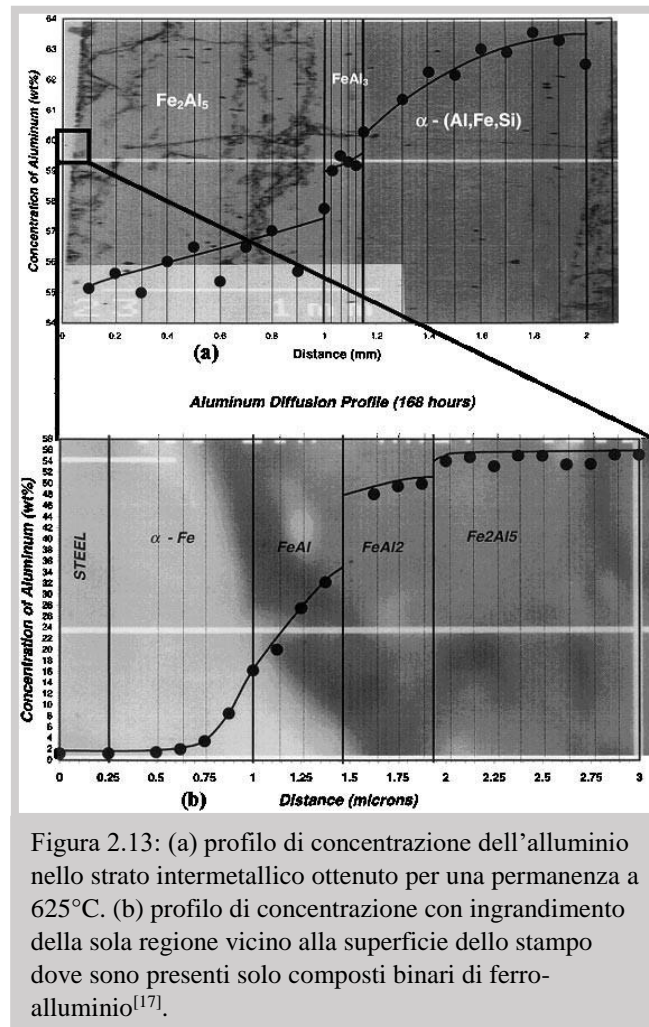


Figura 2.13: (a) profilo di concentrazione dell'alluminio nello strato intermetallico ottenuto per una permanenza a 625°C. (b) profilo di concentrazione con ingrandimento della sola regione vicino alla superficie dello stampo dove sono presenti solo composti binari di ferro-alluminio<sup>[17]</sup>.

Sono stati individuati<sup>[18]</sup> e schematizzati tramite la Figura 2.14 quattro profili di concentrazione (individuati con una linea retta) di alluminio, ferro, cromo e silicio. I profili in Figura 2.14b mostrano che il ferro si trova in percentuali maggiori negli strati intermetallici più vicini alla superficie dello stampo, viceversa l'alluminio (Figura 2.14c). Il cromo, il cui profilo è descritto in Figura 2.14e, è maggiormente presente in corrispondenza della regione di composti intermetallici binari, poiché, precipitando a bordo grano di questi forma fasi secondarie. Il silicio, la cui concentrazione è data dalla Figura 2.14d, come precipitato, si concentra nella regione della fase binaria e all'interfaccia di separazione tra fase binaria e terziaria; il silicio forma inoltre, con ferro ed alluminio, il noto composto ternario che assume morfologia

piramidale. Anche il manganese, come maggiore elemento di impurezza, forma delle fasi secondarie precipitando a bordo grano del composto ternario  $\alpha$ -(Fe,Al,Si).

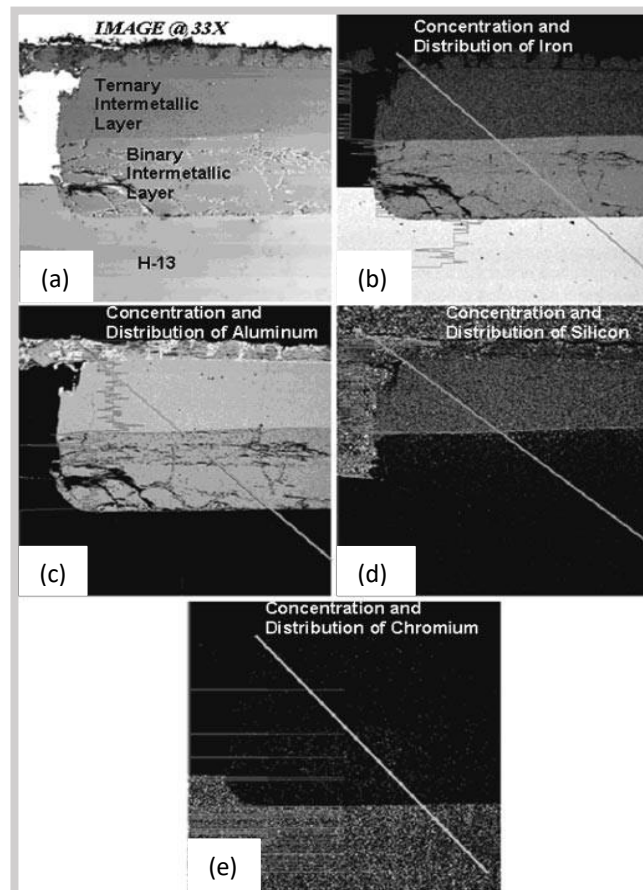


Figura 2.14: Profilo di concentrazione e distribuzione dei principali elementi in lega per un tempo di diffusione pari ad una settimana. (a) Strati intermetallici. (b) Concentrazione e distribuzione del ferro. (c) Concentrazione e distribuzione dell'alluminio. (d) Concentrazione e distribuzione del silicio. (e) Concentrazione e distribuzione del cromo<sup>[18]</sup>.



## Capitolo 3

# Metodi di valutazione della metallizzazione

Nell'industria della fonderia, la metallizzazione o *die soldering*, rappresenta tutt'oggi un forte limite al processo di pressocolata, sia in termini di qualità del prodotto finito, sia in termini di salvaguardia dello stampo. Per questo motivo avere metodi di valutazione del fenomeno di die soldering è essenziale sia per calcolare la portata del fenomeno di incollaggio in fase di produzione del pezzo sia per individuare delle leggi (di origine sperimentale e di carattere generale) che permettano di quantificare il fenomeno di metallizzazione in funzione dei diversi parametri di pressocolata.

I metodi più usati per valutare la metallizzazione sono stati ideati in modo da simulare le condizioni più critiche della pressocolata: elevate pressioni, elevate velocità di ingresso della lega di alluminio ed elevate temperature. I più comuni ed utilizzati sono tre:

- 3.1 Accelerated die soldering test with ultrasonic vibrations;
- 3.2 Accelerated pin test;
- 3.3 Die soldering tendency test.

### 3.1 Accelerated die soldering test with ultrasonic vibrations

Questa tipologia di metodo per verificare il fenomeno di die soldering fa utilizzo di un provino in acciaio a forma cilindrica, mostrato in Figura 3.1. Questo provino sarà soggetto al fenomeno dell'incollaggio e sarà poi analizzato per studiarne lo stato metallizzato, al variare dei fattori del processo di pressocolata (pressione, tempo di diffusione, tipo di lega impiegata). Questo test, illustrato ed impiegato da alcuni ricercatori<sup>[19]</sup> consiste di un'apparecchiatura volta a generare e a trasferire onde ultrasonore all'alluminio liquido contenuto in un crogiolo. Per quanto riguarda l'attrezzatura presente in Figura 3.2 il trasduttore è in grado di convertire 1.5 Kw di energia elettrica in una frequenza di 20kHz. Vibrazioni ultrasonore ad altra frequenza vengono trasmesse al bagno di alluminio nel quale è immerso il provino in acciaio simulando così uno stato di colata in pressione e ad elevate velocità. La lega di alluminio è stata posta in un crogiolo in grafite ed è stata fusa in una fornace elettrica. La temperatura del fuso era controllata e si trovava nel range di  $665\pm 15^{\circ}\text{C}$ .



Figura 3.2: Attrezzatura utilizzata per quantificare il fenomeno della metallizzazione. [1]generatore ultrasonico, [2]comandi per fornace elettrica, [3]indicatore della temperatura del fluido, [4]dispositivo ad azionamento pneumatico, [5]apertura d'aria, [6]trasduttore, [7]ripetitore, [8]antenna, [9]provino, [10]forno<sup>[19]</sup>.

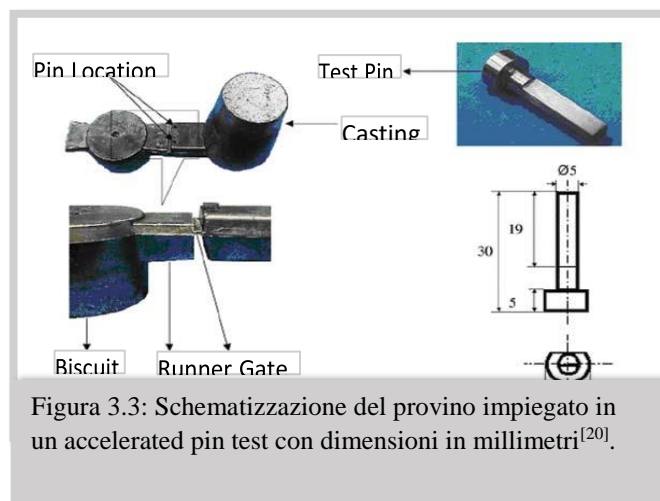
Durante il test il provino è stato immerso nella lega d'alluminio liquida per un certo periodo di tempo e poi è stato temprato in aria compressa. Dopo la tempra, il provino viene esaminato tramite microscopio ottico ed elettrico a scansione, in particolare viene analizzata la regione più superficiale del provino che presenterà lo strato "incollato" di alluminio e composti intermetallici. E' stato stimato<sup>[19]</sup> infatti che la velocità massima relativa tra il generatore di vibrazioni sonore ed il metallo liquido è di 2m/s. Questo valore coincide con il valore medio della velocità di iniezione del fuso nelle applicazioni industriali in cui la velocità di ingresso dell'alluminio varia da 0,5 a 10m/s. La velocità con cui il metallo liquido impatta nelle pareti dello stampo varia a seconda della zona di impatto, ma generalmente è minore della velocità di iniezione. Per questo motivo, il metodo di analisi del fenomeno di die soldering con vibrazioni ultrasonore permette di estrapolare dati ed informazioni molto vicini a quelli ottenuti nei casi applicativi reali aziendali



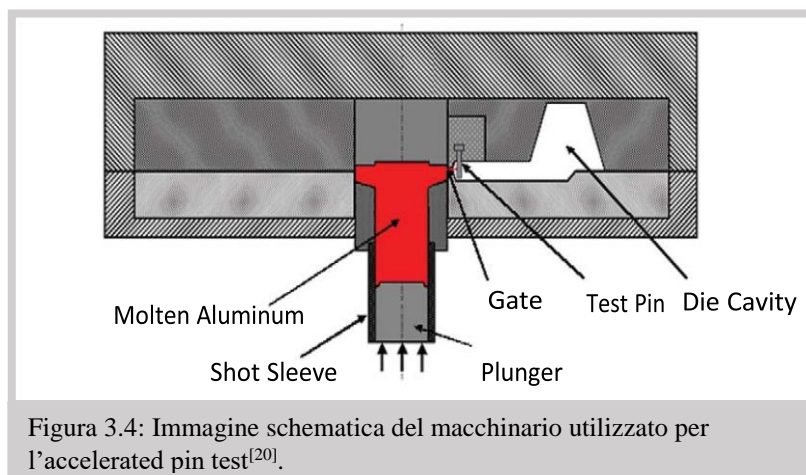
Figura 3.1: provino in acciaio utilizzato nei test per metallizzazione con vibrazioni ultrasonore<sup>[19]</sup>.

### 3.2 Accelerated pin test

Il ricercatore J. F. Wallace illustrò<sup>[20]</sup> ed utilizzò questo metodo per simulare le condizioni di pressocolata e calcolare la profondità dello strato metallizzato in un provino in acciaio. Questo test impiega degli speciali tipi di provini le cui dimensioni in millimetri sono espresse in Figura 3.3. I provini sottoposti a die soldering e successivamente analizzati e confrontati sono due. In Figura 3.4 è schematizzata una tipica macchina che effettua un accelerated pin test. Il procedimento di questo test di simulazione consiste in un flusso di metallo fuso che incontra, ad una velocità di circa 20 m/s, i due provini (test pin).



Dopo la solidificazione dell'alluminio attorno ai provini, questi verranno estratti e pesati. La quantità dell'alluminio saldato viene quantificata pesando il provino prima e dopo la rimozione dello strato saldato. L'alluminio incollato viene rimosso immergendo il provino in un bagno contenente il 20% di idrossido di sodio (NaOH) a circa 55°C per un tempo sufficiente.



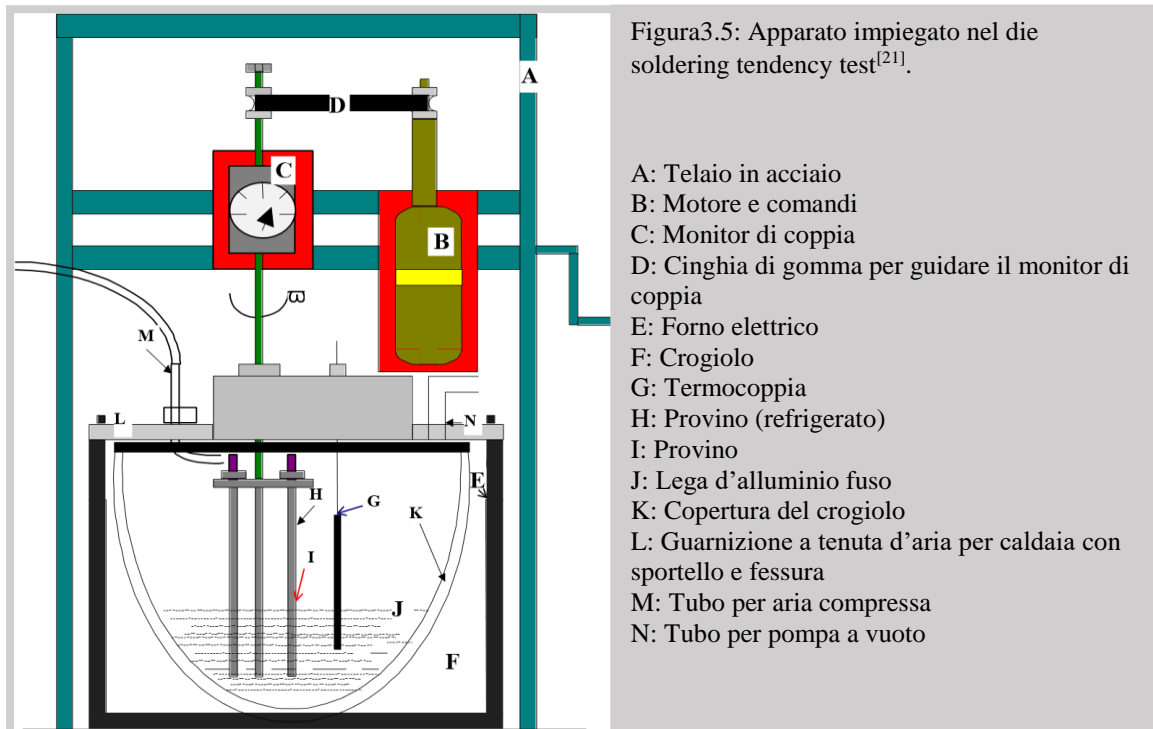


### 3.3 Die soldering tendency test

L'apparecchio schematizzato in Figura 3.5 è utilizzato per simulare le condizioni di pressocolata. Come spiegano gli studiosi Makhlouf ed Apelian<sup>[21]</sup>, un albero motorizzato regge tre provini realizzati in acciaio che sono immersi nell'alluminio fuso e posti in rotazione con una velocità angolare elevata. La turbolenza del fuso nei pressi dei provini è comparata a quella registrata in corrispondenza dello stampo in un comune processo di pressocolata.

Le condizioni di test impiegate nel caso si cerchi di prevedere la portata del fenomeno di metallizzazione subite da uno stampo in acciaio H-13 investito da una portata di alluminio liquido A.380 sono le seguenti:

- |   |          |
|---|----------|
| ➤ Materiale del provino                       | H-13     |
| ➤ Temperatura di preriscaldamento del provino | 325°C    |
| ➤ Temperatura dell'alluminio colato           | ≈630°C   |
| ➤ Velocità di rotazione del provino           | 4000 rpm |
| ➤ Tempo di test                               | 120 sec  |





## Capitolo 4:

# Discussione dei dati sperimentali e formulazione di modelli analitici

Nella colata in pressione delle leghe di alluminio su stampi d'acciaio si verifica la formazione di uno strato di alluminio saldato e di uno strato di materiale intermetallico composto da ferro (proveniente dallo stampo) e da alluminio (proveniente dalla lega liquida). Questi strati, formati in fase di solidificazione, si “incollano” alla superficie dello stampo e rimangono ad essa aderente anche dopo l'estrazione del pezzo dalla conchiglia.

### 4.1 Effetti della composizione chimica della lega di alluminio

La formazione dello strato di *die solering* avviene conseguentemente a numerosi e complessi fenomeni chimici fra materiali ed elementi coinvolti in questo particolare processo di formatura dei materiali. Lo strato metallizzato ha una composizione chimica prevalentemente composta da alluminio e ferro<sup>[19]</sup> ed evidenziata in Figura 4.1; la concentrazione delle specie atomiche è variabile a seconda della profondità dello strato incollato. Come già mostrato precedentemente, l'elevata affinità che atomi di ferro e di alluminio hanno tra di loro e la presenza di elementi

secondari (quali silicio e zinco) concorrono nel verificarsi o meno del fenomeno di die soldering.

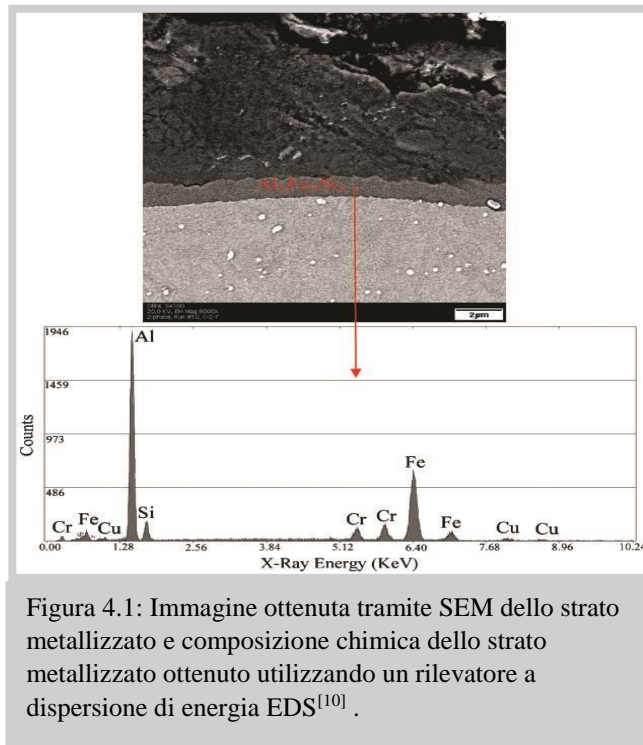


Figura 4.1: Immagine ottenuta tramite SEM dello strato metallizzato e composizione chimica dello strato metallizzato ottenuto utilizzando un rilevatore a dispersione di energia EDS<sup>[10]</sup>.

La composizione chimica dello stampo e della lega fusa sono quindi dei fattori non trascurabili ed essenziali da considerare per valutare la portata del fenomeno di die soldering. Apelian ed Makhoulouf<sup>[21]</sup> effettuarono una serie di test su sei diversi tipi di alluminio liquido, ossia su sei leghe di alluminio con composizione chimica differente riportate in Tabella 4.1. Per ogni lega, prepararono tre provini, sottoposti a die soldering tendency test, e successivamente analizzati. La profondità dello strato intermetallico sulla superficie del provino è stato considerato come un indice della tendenza di quella specifica lega a metallizzare. Calcolando i valori degli spessori di strato intermetallico (Tabella 4.2) hanno potuto dedurre come i diversi elementi alliganti influenzino la formazione di uno strato di composti di alluminio e ferro e precipitati di fase secondaria.

Lega (#)	Composizione (%)										
	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Ni	Cr	Zn	Ti	Sr	Altri elementi
1	13.0	5.0	1.6	0.25	0.50	0.25	0.05	3.0	0.20	<0.02	0.50
2	7.0	1.25	0.7	0.50	0.05	0.05	0	3.0	0.20	0.02	0.50
3	13.0	5.0	1.2	0.50	0.25	0.25	0.05	3.0	0.20	<0.02	0.50
4	7.0	1.25	0.7	0	0.05	0.25	0.15	0.50	0	<0.02	0.50
5	7.0	1.25	0.7	0.25	0.05	0.05	0	3.0	<0.2	<0.02	0.50
A380.0	7.5-9.5	3.0-4.0	1.3	0.50	0.10	0.5	-	3.0	-	-	0.50

Tabella 4.1: Composizione chimica delle leghe utilizzate nel die soldering tendency test condotto da Apelian e Makhlof <sup>[21]</sup>.

Lega (#)	Spessore dello strato intermetallico ( $\mu\text{m}$ )
1	0
2	11.5
3	15.8
4	44.5
5	14.0
380.1	18.0

Tabella 4.2: Misure dello spessore dello strato intermetallico per ciascuna lega di alluminio considerata<sup>[21]</sup>.

Holz <sup>[22]</sup> dimostrò che la tendenza di una lega di alluminio con 0,8% di Fe a metallizzare è maggiore rispetto a quella di una lega con l'1,1% di Fe. In base ai dati riscontrati notò che lo strato metallizzato è nullo, e dunque il fenomeno di die soldering è inibito nella pressocolata della lega #1. Questa lega è caratterizzata da quantità percentuali di ferro maggiori di tutte le altre leghe. La percentuale di ferro di questa lega è di circa 1.6%, questo valore coincide con la massima solubilità del ferro nell'alluminio per temperature di circa 600-650°C, ossia per temperature di pressocolata. Si è dedotto dunque che, in fase di riempimento dello stampo e solidificazione, nonostante l'alta affinità tra gli atomi di alluminio e di ferro, non vi è alcuna formazione di composti intermetallici e dunque non vi è diffusione atomica degli atomi di ferro verso l'alluminio, poiché nella lega #1 la quantità di ferro raggiunge già il suo livello di saturazione.

Il ferro non è tuttavia l'unico elemento dal quale dipende lo spessore dello strato metallizzato, se così fosse, infatti, le leghe #2, #4 e #5 avrebbero lo stesso spessore di strato intermetallico. Contrariamente le dimensioni misurate sono ben differenti tra loro poiché anche elementi alliganti secondari influenzano il processo di die casting. Nel caso in cui la percentuale di ferro non sia elevata, (0,7% come per le tre leghe sopracitate) la presenza di manganese compensa la parziale assenza di ferro, limitandone il fenomeno di metallizzazione. Rifacendosi alla Tabella 4.1 e 4.2 si può vedere che la lega #2 che ha la maggiore quantità di manganese, presenta uno strato di die soldering minore tra le tre leghe, e, al contrario, la lega #4 con lo 0% di manganese ha la maggiore profondità di strato intermetallico (44,5 µm).

Il nichel è un altro elemento chiave nella metallizzazione, minore è la sua concentrazione e minore è lo spessore finale dello strato intermetallico. Il nichel infatti limita la capacità che ha il manganese di sopperire alla mancanza di ferro nella lega di alluminio.

La quantità di silicio è elevata nello strato intermetallico poiché il silicio si libera dalla lega di alluminio e forma particelle dure di silicio. Questo accade quando si ha una lega di partenza

con più del 12% di silicio. Inoltre in una lega a basso tenore di ferro, riducendo il contenuto di silicio fino a circa 7% aumenta l'efficacia del ferro e del manganese per prevenire la metallizzazione.

Il titanio è un elemento che generalmente si trova in piccolissime, o addirittura nulle, quantità. E' stato stimato<sup>[21]</sup> che per valori pari allo 0,1% di titanio in lega vi sia una riduzione dell' 85% del fenomeno di die soldering. La lega #4 e la lega A-380 sono prive di titanio, infatti sono quelle che fanno registrare uno strato di incollaggio maggiore.

Tra gli altri elementi secondari inoltre il cromo, aggiunto in proporzioni dal 2-20%, riduce del 60% la profondità dello strato intermetallico. Allo stesso modo, il berillio, riduce del 7% lo spessore dello strato incollato se si trova in quantità del 0.3-2%. Il rame invece non ha alcun affetto sul fenomeno della metallizzazione <sup>[18]</sup> .

## 4.2 Correlazione tra il fenomeno dell'erosione e la formazione dello strato metallizzato

L'erosione delle pareti dello stampo durante il riempimento di quest'ultimo è stato spesso considerato un meccanismo di deterioramento per la conchiglia nel processo di pressocolata. Tuttavia, in letteratura, non esistono formule analitiche e studi approfonditi sull'argomento. Gli unici studi che comprendano un'analisi sperimentale atta a dimostrare il legame tra erosione e die soldering sono stati condotti e pubblicati da Chen ed Jahedi<sup>[23]</sup>. Questi studiosi fecero delle considerazioni mettendo in gioco le variabili tipiche per un processo di pressocolata (ossia densità del fluido, temperatura, velocità e pressioni di impatto dell'alluminio) ed analizzarono come queste influenzino la formazione di cavità da erosione e l'accrescimento del layer intermetallico. Questi ricercatori studiarono l'influenza che l'erosione ha sulla metallizzazione distintamente per i due maggiori processi che causano l'erosione nello stampo:

- Erosione dovuta all'impatto del liquido.
- Erosione dovuta a particelle solide.

### 4.2.1 Erosione dovuta all'impatto del liquido

La prima considerazione prodotta dai due ricercatori parte dalla più importante teoria formulata per comprendere il fenomeno dell'erosione dovuta all'impatto del liquido: teoria del G.A.S, ossia guide acoustic shock<sup>[24-25]</sup>. Questa teoria descrive l'impatto di una goccia di liquido su una superficie solida sulla quale si formeranno cavità da erosione e calcola la pressione media  $P_{avg}$  di scontro della particella di liquido come [4.1]:

$$P_{avg} = \rho C V_i \quad [4.1]$$

dove  $\rho$  è la densità del liquido,  $C$  è la velocità acustica del liquido  $V_i$  è la velocità d'impatto del liquido. I dati ottenuti suggerirono che  $P_{max}/ P_{avg} \approx 2$  La costante  $C$  per l'alluminio liquido raggiunge all'incirca i valori del 1000-2800 m/s<sup>[26]</sup>. Per un processo di pressocolata, e considerando  $C=2500$  m/s vale la [4.2]:

$$P_{avg} = \rho C V_i = 2700 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \times 2500 \frac{\text{m}}{\text{s}} \times 50 \frac{\text{m}}{\text{s}} = 338\text{MPa} \quad [4.2]$$



Da cui si deduce la [4.3]:

$$P_{\max} = 2P_{\text{avg}} = 676\text{MPa} \quad [4.3]$$

Inizialmente è opportuno confrontare la  $P_{\max}$  calcolata con il valore di tensione massima supportabile dal materiale dello stampo. La resistenza a snervamento per un acciaio H-13 decresce con l'aumentare della temperatura, ma si mantiene su valori prossimi a 800 MPa per temperature prossime a quelle del metallo liquido in fase di riempimento dello stampo (Figura 4.2).

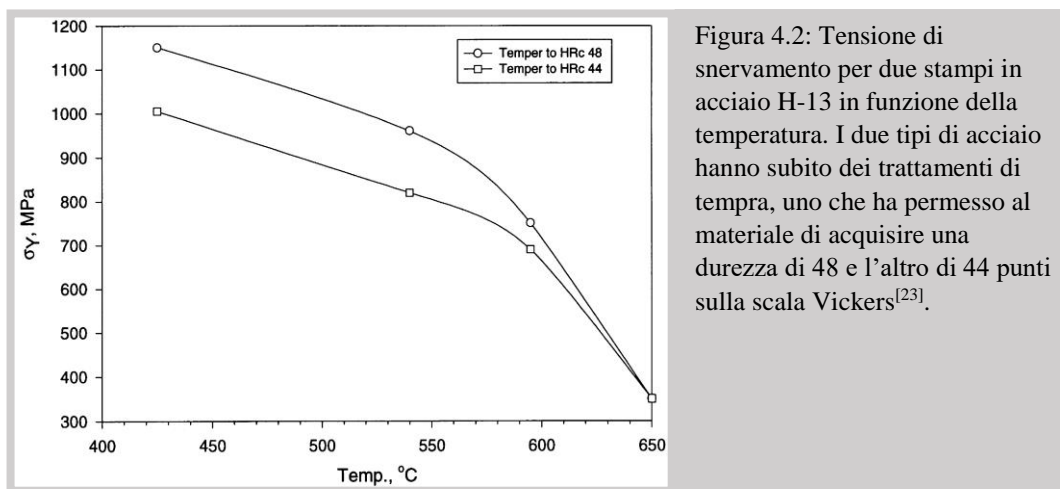


Figura 4.2: Tensione di snervamento per due stampi in acciaio H-13 in funzione della temperatura. I due tipi di acciaio hanno subito dei trattamenti di tempra, uno che ha permesso al materiale di acquisire una durezza di 48 e l'altro di 44 punti sulla scala Vickers<sup>[23]</sup>.

La risposta del materiale dello stampo alle sollecitazioni provocate dipende largamente dalla resistenza intrinseca del materiale. Affinché si creino dei pits, o cavità da erosione sulla superficie dello stampo è necessario che la pressione di impatto deformi plasticamente la superficie dello stampo, e cioè che la pressione massima calcolata sia maggiore della tensione di snervamento del materiale. La temperatura che approssimativamente ha la lega nel riempimento dello stampo è di circa 570°C e, come detto precedentemente la tensione di snervamento dell'acciaio H-13 è maggiore di 800 MPa a 570°C. Per 130 cicli di pressocolata ad una temperatura di circa 570°C è stato individuato<sup>[27]</sup> uno strato di metallizzazione evidente in corrispondenza della cavità di colata, zona sottoposta al flusso del metallo liquido per un secondo ogni ciclo. Questo significa, per questa zona, un'esposizione a 570°C per circa 130 secondi. Questo breve tempo non è sufficiente per portare a deterioramento le proprietà meccaniche del pezzo in modo da rendere la sua superficie facilmente erodibile. Si può concludere allora che

lo strato saldato si formi prima che si verifichi erosione dello stampo dovuto all'impatto del liquido. Sembra invece, anche se la letteratura scarseggia in quanto ad analisi e dimostrazioni, che ripetuti impatti possano produrre erosione causata da un processo a lungo termine di decadimento delle proprietà dello stampo per fatica [28].

#### 4.2.2 Erosione dovuta a particelle solide

Vankatesan e Shivpuri<sup>[29]</sup> pubblicarono degli esperimenti sull'erosione nella pressocolata e giunsero alla conclusione che l'erosione era causata dall'impatto di particelle solidificate durante il riempimento dello stampo. Recentemente Chu estese le analisi<sup>[10]</sup> condotte dai due precedenti ricercatori allo studio dell'erosione dovuta a particelle solide per una lega d'alluminio A-380 che contiene circa 7.5-9.5% di silicio. Per questa lega, la fase  $\alpha$ -Al solidifica prima della reazione eutettica, quindi sarebbe corretto ipotizzare che particelle di  $\alpha$ -Al pre-solidificate possano comportare deformazione plastica nello stampo e formazioni di cavità da erosione. Chu concluse tuttavia che queste particelle non possono essere la causa dell'erosione dello stampo, poiché la durezza dell'acciaio H-13, alla temperatura di riempimento dello stampo, è maggiore (> 300HV) della durezza dell'alluminio (< 20HV) come si vede in Figura 4.3.

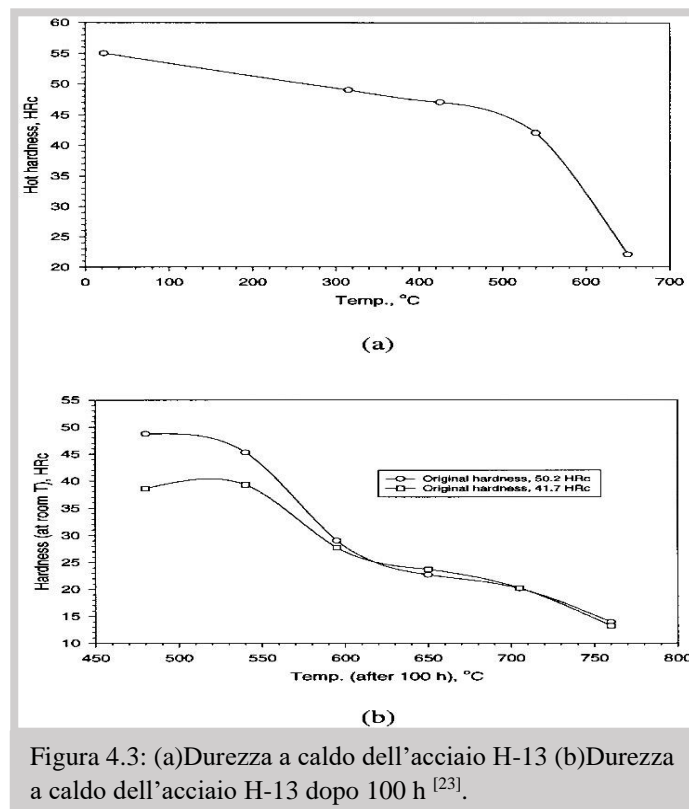


Figura 4.3: (a)Durezza a caldo dell'acciaio H-13 (b)Durezza a caldo dell'acciaio H-13 dopo 100 h [23].

Chu analizzò anche le particelle di silicio come potenziali particelle in grado di erodere la superficie dello stampo. Tuttavia giunse alla conclusione che le particelle solidificate di silicio hanno una durezza inferiore dell'acciaio H-13 in fase di riempimento dello stampo e che quindi non sono le responsabili della formazione di cavità da erosione. Dalla Figura 4.3 si deduce infatti che la durezza dell'acciaio H-13 va dai 22 HRc a 650°C fino ai 35 HRc a 570°C; dalla Figura 4.4 invece si vede che la durezza del silicio va dai < 20 HRc a 650°C fino ai 3 HRc a 570°C.

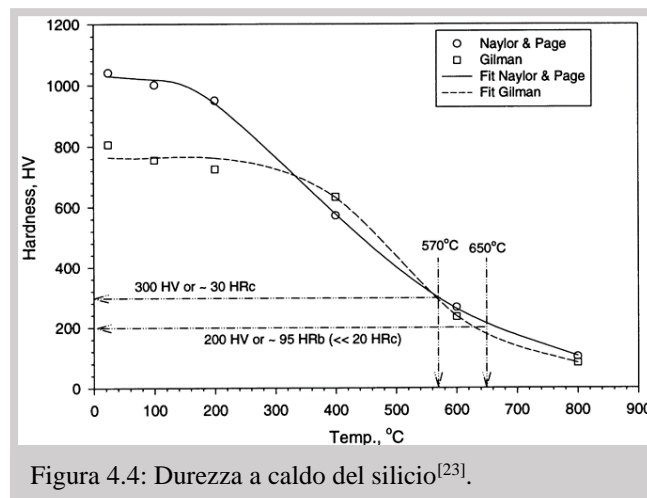


Figura 4.4: Durezza a caldo del silicio<sup>[23]</sup>.

Chu effettuò dei test di pressocolata su due provini sottoponendoli ad un numero diverso di cicli di colata sotto pressione. Se il fenomeno di erosione si fosse prodotto anche per cicli relativamente bassi (50-100) di pressocolata allora sulla superficie di entrambi i provini si sarebbero dovuto riscontrare delle cavità dovute a deformazione plastica ed una conseguente variazione della rugosità superficiale rispetto a quella iniziale, prima cioè dei test svolti. La rugosità superficiale iniziale era  $R_a=0.1\mu\text{m}$ , svolti i test, notò che nelle aree in cui non si era verificato metallizzazione la rugosità non era variata; ciò significa che non si era verificato alcun fenomeno erosivo nel provino. Chu verificò che le zone del provino soggette ad un flusso di materiale fuso più intenso tendono a metallizzare senza però produrre un intenso fenomeno di erosione. Concluse che un intenso fenomeno di erosione si sarebbe riprodotto sul provino se questo fosse stato soggetto a cicli di pressocolata a lungo termine, al contrario, per cicli di pressocolata bassi ma intensi la formazione di cavità da erosione è inizialmente piuttosto blanda e

necessita di un periodo di incubazione prima della formazione di nette cavità da deformazione plastica.

### 4.3 Temperatura dello stampo e dell'alluminio liquido

La temperatura dell'alluminio e dello stampo giocano un ruolo critico nel causare metallizzazione. Temperature elevate dello stampo (preriscaldato) e dell'alluminio liquido facilitano la formazione dello strato intermetallico di metallizzazione. Con temperature elevate infatti (Figura 4.3) la durezza dell'acciaio è fortemente compromessa, e dunque è compromessa anche la sua resistenza meccanica e ad erosione. Molto spesso, negli attuali processi di fonderia, lo stampo è rivestito con un sottile strato di materiale protettivo, elevate temperature in gioco rendono questo film meno resistente agli attacchi chimici e corrosivi del liquido o addirittura ne provocano la rottura. Alte temperature di stampo ed alluminio inoltre incentivano il fenomeno di diffusione atomica di ferro ed alluminio favorendo la crescita dello strato intermetallico. Avere invece una temperatura troppo bassa dello stampo comporterebbe una solidificazione troppo repentina, rischiando di arrivare a solidificare l'alluminio ancor prima del riempimento omogeneo della cavità dello stampo. Poiché non è possibile modificare arbitrariamente la temperatura di iniezione dell'alluminio, che è di circa 650°C, si può stimare la temperatura ottimale a cui si decide di riscaldare lo stampo tenendo conto che minori sono le temperature in gioco e maggiore è la probabilità di limitare metallizzazione. La temperatura a cui si preriscalda lo stampo deve essere quindi compresa nel range di 570°F e 625°F (ossia 300°C e 330°C).

### 4.4 Modelli analitici di previsione della metallizzazione

Da un punto di vista produttivo non è possibile effettuare una serie di test sperimentali per ciascun tipo di lega di alluminio, per ciascun tipo di materiale dello stampo ed al variare dei parametri di pressocolata quali temperatura di stampo ed alluminio, pressioni e velocità in gioco. E' necessario uno strumento analitico di validità universale per la previsione istantanea del fenomeno di die soldering in pressocolata, in modo da non rallentare i processi produttivi aziendali.

#### 4.4.1 Modello analitico statico

La profondità dello strato intermetallico è il parametro ideale per valutare la portata del fenomeno di metallizzazione. In letteratura Shankar ed Apelian <sup>[15]</sup> individuarono una formulazione analitica che spiega come il fenomeno di accrescimento dello strato metallizzato segua una legge parabolica e sia strettamente connesso con il fenomeno della diffusione atomica:

$$y = k\sqrt{t} + c \quad [4.4]$$

y è lo spessore dello strato metallizzato, t è il tempo di contatto del fuso con la superficie dello stampo, k,c sono costanti. Nella Figura 4.5 si può calcolare la profondità dello strato intermetallico al variare del tempo per dei materiali con diversi rivestimenti.

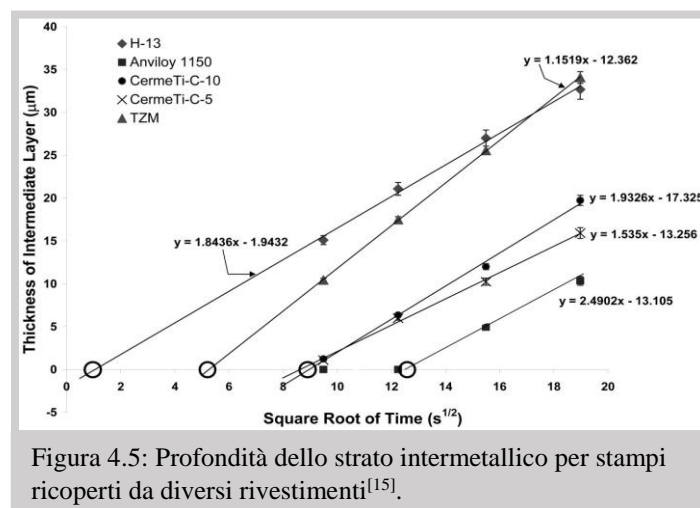


Figura 4.5: Profondità dello strato intermetallico per stampi ricoperti da diversi rivestimenti<sup>[15]</sup>.

Come si può dedurre dalla rappresentazione grafica, esiste un periodo di incubazione ( $t_0$ ) che coincide con il periodo compreso tra il riempimento dello stampo e la formazione di cavità da erosione dalle quali inizierà l'accrescimento dello strato intermetallico. Una volta formati i pits da erosione il layer metallizzato inizia a crescere istantaneamente e tanto più velocemente quanto meno è resistente il rivestimento di cui è stato dotato il materiale. Si può notare che l'acciaio H-13 non rivestito ha un tempo  $t_0$  di incubazione minore di tutti gli altri, l'assenza di un rivestimento anticipa la metallizzazione. Il valore di  $t_0$  nel grafico corrisponde all'intercetta tra l'asse x del tempo e la retta che identifica l'equazione della profondità del layer intermetallico.

Dalla Figura 4.5, focalizzando l'attenzione sull'acciaio H-13 non rivestito, si può calcolare che il tempo di incubazione è minore di un secondo e che dunque lo si può trascurare. Ipotizzando allora che l'accrescimento dello strato intermetallico avvenga sin dal momento in cui l'alluminio riempie lo stampo è possibile riscrivere la legge [4.4] riportata sopra come:

$$L = k\sqrt{t} \quad [21] \quad [4.5]$$

$$k = \sqrt{4D} \times \operatorname{erf}^{-1}(1 - c_L) \quad [21] \quad [4.6]$$

L rappresenta lo spessore dello strato intermetallico, t il tempo e k una costante dipendente da due parametri. D è il coefficiente diffusivo e  $c_L$  è invece la concentrazione di ferro nella lega liquida.

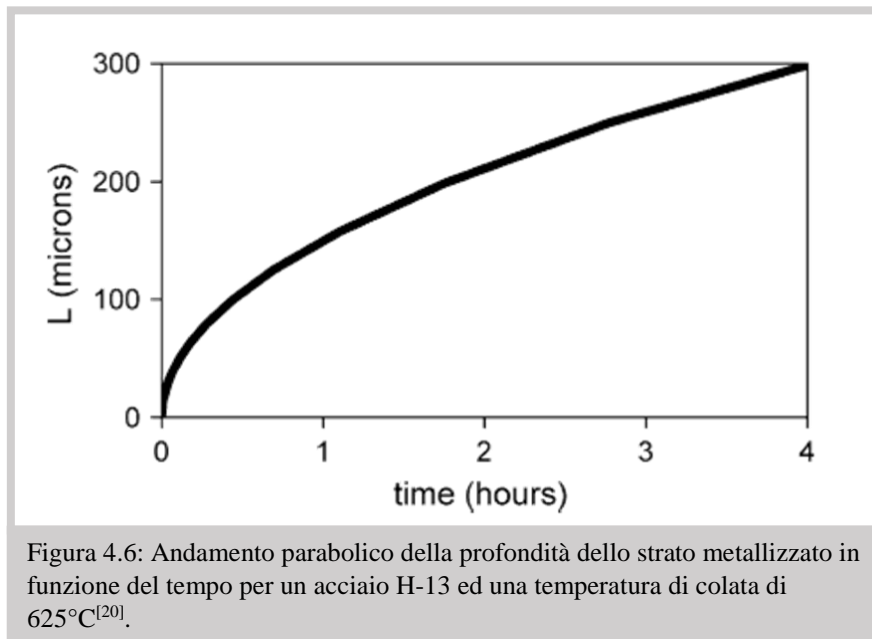
Se la concentrazione di ferro nell'alluminio è troppo bassa il valore k aumenta, e di conseguenza aumenta lo strato metallizzato. La concentrazione di ferro nella lega liquida è un parametro fondamentale per inibire ed intervenire sul fenomeno di metallizzazione.

Per quanto riguarda il coefficiente diffusivo:

$$D = D_0 \times \exp\left(\frac{\Delta E}{RT}\right) \quad [4.7]$$

$\Delta E$  rappresenta l'energia di attivazione per il processo di diffusione, T è la temperatura di esercizio.  $D_0$  è il coefficiente di diffusione atomica del ferro nell'alluminio ed R è una costante dei gas che vale  $R=8,314\text{J/K mol}$ . Si può dedurre allora che maggiore è la temperatura T e maggiore è il coefficiente diffusivo D, ciò comporta un aumento dello spessore intermetallico L. La legge sopra riportata ha un andamento parabolico in

funzione del tempo  $t$  visibile in Figura 4.6. A fronte delle semplificazioni apportate rispetto alla legge [4.4] il tempo di incubazione, ossia il tempo che il materiale impiega prima della formazione di uno strato metallizzato è nullo.



#### 4.4.2 Modello analitico dinamico

Il modello precedente non tiene conto tuttavia di alcune variabili fondamentali nel processo di pressocolata, quali la pressione di iniezione, la velocità della lega liquida o la temperatura, che non si mantiene costante, ma, nel processo di solidificazione varia sia nel tempo, sia a seconda delle zone dello stampo. Una formulazione analitica più complessa ma che tenga conto di questi parametri è stata sviluppata da John e Wallace<sup>[20]</sup>. Il criterio proposto da questi due studiosi calcola la portata della metallizzazione come il rapporto tra due superfici, ossia come il rapporto tra l'area realmente a contatto con l'alluminio, cioè l'area non interessata da metallizzazione e l'area apparentemente a contatto con l'alluminio; caso in cui, quest'ultimo non si verifica metallizzazione:

$$\frac{A_r}{A_a} = \exp \left[ - \frac{2c\rho(b_M + b_m)\Delta U}{2c\rho R(b_M T_M + b_m T_m) + R b_M c_d^2 \cos^2 \beta P} + \frac{\Delta U}{RT_0} \right] \quad [4.8]$$

Nella formulazione  $\Delta U$  è l'energia di attivazione della reazione,  $R$  è la costante dei gas.  $T_m, T_M$  sono rispettivamente le temperature dello stampo e dell'alluminio liquido,  $T_0$  è la temperatura critica.  $\beta$  è l'angolo di inclinazione tra getto di liquido e la superficie, ossia l'angolo di impatto dell'alluminio rispetto lo stampo.  $c$  è il calore specifico dell'alluminio.  $c_d$  è una costante (~0.8),  $P$  è la pressione di iniezione ed infine,  $\rho$  è la densità dell'alluminio.

Si può evincere dalla formulazione che per pressioni di colata elevata il rapporto tra le due aree diminuisce, favorendo la metallizzazione. Per angoli di inclinazione del flusso di metallo liquido che si approssimano sempre più a zero ho un decremento del rapporto  $A_r/A_a$ , favorendo la metallizzazione. Temperature di stampo e metallo liquido elevato aiutano la metallizzazione a formarsi.

Nonostante la complessità di questa formulazione, e non esistendo in letteratura formulazioni più semplici, si presta molto bene ad essere impiegata per prevedere il problema della metallizzazione poiché mette in gioco delle variabili che, nella formulazione analitica non vengono considerate, ma che sono di notevole importanza in un comune processo di pressocolata. Per questo motivo, questa formulazione viene spesso implementata in alcuni software di calcolo (come MAGMAsoft).



---

## Conclusioni

---

E' stato analizzato come il fenomeno della metallizzazione possa variare in funzione di alcuni parametri che entrano in gioco in un tipico processo di pressocolata, è stato individuato in che modo, queste variabili influenzano la formazione di uno strato metallizzato.

Il tipo di lega impiegata nella pressocolata è un fattore decisivo; sono stati condotti dei test di previsione dello stato di metallizzazione per sei leghe di composizione chimica differente, ed i dati ottenuti mostrano che in una lega con percentuali di ferro prossime all'1,6% il fenomeno della metallizzazione è bloccato. Nel caso in cui il ferro non si trovi in quantità sufficienti esistono altri elementi che sono in grado di inibire la metallizzazione: il manganese è in grado di compensare il ferro, nel caso in cui questo sia debolmente presente. Poche percentuali di Titanio, circa 0,1% sono in grado di ridurre la metallizzazione anche dell'85%. Allo stesso modo, il cromo, in percentuali dal 2-20% riducono lo strato saldato del 60% circa. Al contrario il nichel si comporta in modo tale da limitare la capacità del manganese di sopperire all'assenza di ferro, minore è la presenza di nichel e minore è lo strato metallizzato. In conclusione, per limitare il fenomeno della metallizzazione è opportuno scegliere una lega di alluminio con tenore di ferro prossimo all' 1.6% oppure con percentuali di manganese comprese tra 0.25-0.5%. Le percentuali di nichel devono essere prossime allo 0, il silicio non deve superare il 7%, in modo da favorire l'efficacia del ferro e del manganese e prevenire la metallizzazione. Ho una riduzione dello strato incollato anche mantenendo la concentrazione del cromo in un range tra il 2% ed il 20% ed il berillio tra 0,3% e 2% di concentrazione.

E' stata indagata la connessione tra fenomeno erosivo e formazione dello strato metallizzato. Poiché nello studio del fenomeno della metallizzazione da un punto di vista metallurgico, si è visto che l'accrescimento dei layer intermetallici avviene a partire dalle cavità, o pits, formati per erosione, si è ipotizzato che i due fenomeni, erosione e metallizzazione, fossero strettamente connessi. In realtà si è dimostrato che per un basso numero di cicli di pressocolata (100 cicli circa) si realizza metallizzazione senza la produzione di un intenso fenomeno erosivo.

Il fenomeno della metallizzazione è calcolabile utilizzando due formulazioni analitiche. I termini che compongono queste formulazioni sono i parametri tipici di un processo di pressocolata. La prima formulazione è statica, non tiene conto cioè delle pressioni e delle

---

velocità del metallo liquido e definisce che lo spessore di strato metallizzato è proporzionale al quadrato del tempo di solidificazione e ad un fattore  $k$  che racchiude al suo interno diversi fattori tra i quali la temperatura di esercizio e la concentrazione di atomi di ferro nella lega di alluminio. Maggiore è la temperatura di colata e tanto maggiore è lo strato metallizzato, viceversa per la concentrazione di ferro nell'alluminio. La seconda formulazione è invece dinamica e sicuramente più accurata poiché tiene conto di innumerevoli fattori che concorrono nel processo di pressocolata: elevate pressioni di iniezione aiutano la metallizzazione, piccoli angoli di inclinazione del getto di colata favoriscono la metallizzazione. Temperature dello stampo e del fluido molto elevate favoriscono l'incollaggio.

In conclusione è possibile affermare che, per limitare il fenomeno di metallizzazione è necessario controllare alcuni parametri tipici dei processi di pressocolata in modo da limitare la comparsa dello strato metallizzato. Scegliere, se possibile, una lega di alluminio con composizione chimica ricca di ferro o manganese può favorire la limitazione di fenomeni di incollaggio. E' consigliato preriscaldare lo stampo ad una temperatura compresa tra i 300°C ed i 330°C e scegliere temperature di colata, diverse per ciascuna lega di alluminio, non troppo elevate. Le pressioni in gioco inoltre devono essere tali da garantire il riempimento completo dello stampo da parte del metallo liquido, ma senza comportare rottura o deformazione del pezzo.

---

## Bibliografia

---

- [1] <http://it.wikipedia.org/wiki/Alluminio>.
- [2] D. Colombo, Pressocolata delle leghe di alluminio,  
<http://www.ing.unitn.it/colombo/PRESSOCOLATA DELLE LEGHE DI ALLUMINIO/>.
- [3] [http://www.ing.unitn.it/colombo/RIVESTIMENTI ACCIAI PER UTENSILI/  
manuale/CAPITOLO\\_I-CVDA.htm](http://www.ing.unitn.it/colombo/RIVESTIMENTI ACCIAI PER UTENSILI/manuale/CAPITOLO_I-CVDA.htm)
- [4] S. Kalpakjian, S. R. Schmidt, “Tecnologia Meccanica”, Pearson edition 2014, pp. 206-208.
- [5] G. Timelli, “Materiali Metallici e Trattamenti Termici, Trattamenti termici delle leghe leggere”, Università degli Studi di Padova, pp. 19-21.
- [6] [www.raffmetal.it/scarica\\_file.asp/dati/SearchAlloy/ITA/EN46000.pdf](http://www.raffmetal.it/scarica_file.asp/dati/SearchAlloy/ITA/EN46000.pdf).
- [7] [www.raffmetal.it/scarica\\_file.asp/dati/SearchAlloy/ITA/EN46100.pdf](http://www.raffmetal.it/scarica_file.asp/dati/SearchAlloy/ITA/EN46100.pdf).
- [8] [www.raffmetal.it/scarica\\_file.asp/dati/SearchAlloy/ITA/EN46500.pdf](http://www.raffmetal.it/scarica_file.asp/dati/SearchAlloy/ITA/EN46500.pdf).
- [9] M. Makhoulf, D. Apelian, “Casting Characteristics of Aluminum Die Casting Alloys”, Advanced Casting Research Center Worcester Polytechnic Institute Worcester, Massachusetts, February 5, 2002, pp. 1-46.
- [10] Chu YL, Balasubramaniam S. Rajan R, Shivpuri R. Transactions of the 19<sup>th</sup> International Die Casting Congress and Expositions, North American Die Casting Association, Minneapolis, 1997, paper 75.
- [11] Kosel TH. In: ASM handbook, vol. 18. ASM International, 1992:109-213.
- [12] Finnie I. Wear 1995; 186-187:1-10.
- [13] 10. K. Wladyslaw and F. Alexander: Transactions of the North American Die Casting Association (NADCA) Congr. and Exp., NADCA, Rose-mont, IL, 1993, p. 34.
- [14] L.A. Norström and B. Klarenfiord: Transactions of the North American Die Casting Association (NADCA) Congr. and Exp., NADCA, Rose-mont, IL, 1993, p. 75.

---

[15] S. Shankar, D. Apelian, “Mechanism and Preventive Measures for Die Soldering during Al Casting in a Ferrous Mold”, 2002 August, pp. 48, samples from GM Powertrain, Bedford, Indiana; from the ACRC diffusion-couple experiments; and from samples obtained from Cambridge Tool and Manufacturing, Burlington, Massachusetts.

[16] S. Shankar, D. Apelian, “Mechanism and Preventive Measures for Die Soldering during Al Casting in a Ferrous Mold”, 2002 August, pp. 47-54.

[17] S. Shankar, D. Apelian, “Die Soldering: Mechanism of the Interface Reaction between Molten Aluminum Alloy and Tool Steel”, Metallurgical and Materials Transactions, Volume 33B, June 2002, pp. 465-476.

[18] S. Shankar, D. Apelian, “Die Soldering: Mechanism of the Interface Reaction between Molten Aluminum Alloy and Tool Steel”, Metallurgical and Materials Transactions, Volume 33B, June 2002, pp. 465-476, profile taken on JEOL 840 SEM using the KeveX-Sigma software.

[19] Q. Han, H. Xu, P. P. Ried e P. Olson, “Accelerated method for testing soldering tendency of core pins”, International Journal of Cast Metals Research 2010 vol 23 no5, pp. 296-302.

[20] F. John, F. Wallace, “A Guide to Correcting Soldering”, NADCA North American Die Casting Association, Publication:527, pp. 1-21.

[21] M. Makhlof, D. Apelian, “Casting Characteristics of Aluminum Die Casting Alloys”, Advanced Casting Research Center Worcester Polytechnic Institute Worcester, Massachusetts, February 5, 2002, pp. 1-46.

[22] E. K. Holz, “Trouble-Shooting Aluminum Die Casting Quality Problems” Transactions of 7th. SDCE International Die Casting Congress, 1972, Paper No. 4372.

[23] Z.W. Chen, M.Z. Jahedi, “Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminium alloys”, CSIRO Manufacturing Science and Technology, Preston, Victoria, Australia, Received 22 March 1999 accepted 22 April 1999, pp. 304-309.

[24] Lesser M. Wear 1995;186-187:28-34.

[25] Poulson B. Proceedings of the 4th International Charles Parsons Turbine Conference. Newcastle upon Tyne: Institute of Materials, 774-783.

---

[26] Schaafs W. Atomic and molecular physics, Molecular acoustics, 5. New York: Springer-Verlag New York Inc, 1967.

[27] Chen ZW, Jahedi MZ. J Int Cast Metals Res 1998;11:129-138.

[28] Heymann FJ. In: ASM handbook, vol. 18. ASM International, 1992:221-232

[29] Venkatesan K, Shivpuri R. J Mater Eng Performance 1995; 42:166-174.