

ALMA MATER STUDIORUM - UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

SCUOLA DI INGEGNERIA E ARCHITETTURA

Dipartimento di Ingegneria Industriale

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA MECCANICA

TESI DI LAUREA

in

SISTEMI INTEGRATI DI LAVORAZIONE M

**ANALISI DEI DIFETTI IN COMPONENTI MECCANICI PRODOTTI IN
LEGA LEGGERA MEDIANTE IL PROCESSO DI COLATA SOTTO
PRESSIONE**

CANDIDATO:

Daniele Lenzi

RELATORE:

Chiar.mo Prof. Giampaolo Campana

CORRELATORI:

Prof. Ing. Luca Tomesani

Ing. Fabio Lenzi

Anno Accademico 2016/17

Sessione III

ALMA MATER STUDIORUM - UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

SCUOLA DI INGEGNERIA E ARCHITETTURA

Dipartimento di Ingegneria Industriale

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA MECCANICA

TESI DI LAUREA

in

SISTEMI INTEGRATI DI LAVORAZIONE M

**ANALISI DEI DIFETTI IN COMPONENTI MECCANICI PRODOTTI IN
LEGA LEGGERA MEDIANTE IL PROCESSO DI COLATA SOTTO
PRESSIONE**

CANDIDATO:

Daniele Lenzi

RELATORE:

Chiar.mo Prof. Giampaolo Campana

CORRELATORI:

Prof. Ing. Luca Tomesani

Ing. Fabio Lenzi

Parole chiave: HPDC, pressocolata, alluminio, difetti, microstruttura.

Anno Accademico 2016/17

Sessione III

*A mia madre, a mio padre, a mia sorella,
ai miei amici, ai compagni di università
ed a tutti quanti hanno creduto in me e mi hanno sostenuto
dall'inizio alla fine.
Un'ultima dedica ai miei nonni che non sono più tra noi
ma che fino all'ultimo hanno sognato
la mia laurea*

Ringraziamenti

Desidero ringraziare l'Azienda FAR S.r.l., in particolare il Signor Pablo Bartolini ed il personale del laboratorio metrologico per avermi saputo ascoltare ed interpretare le mie esigenze, facilitandomi l'apprendimento delle conoscenze.

Sommario

Introduzione.....	9
1. L'alluminio.....	12
1.1. Produzione di allumina pura per via chimica.....	12
1.2. Produzione di alluminio per elettrolisi dell'allumina.....	13
1.3. Generalità sulle proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche.....	14
2. Teoria della Pressofusione in Alluminio (HPDC).....	17
2.1. Il processo.....	17
2.2. Aspetto economico del processo.....	18
2.3. Riempimento della cavità dello stampo.....	19
2.4. Fuoriuscita dell'aria dalla cavità.....	20
2.5. Tempo e modalità di riempimento della cavità.....	20
2.6. Solidificazione del metallo nello stampo.....	21
2.7. Estrazione del pezzo.....	21
2.8. Lubrificazione dello stampo.....	22
2.9. Caratteristiche della macchina per pressofusione.....	23
3. Leghe di alluminio da Pressofusione.....	24
3.1. Caratteristiche più importanti delle leghe.....	25
3.2. Influenza degli alliganti sulle leghe di alluminio.....	26
3.3. Preparazione delle leghe.....	27
3.4. Requisiti di una lega da pressocolata.....	28
3.5. Leghe di alluminio di maggior impiego.....	29
4. Macchine per la Pressofusione.....	30
4.1. Lo stampo.....	31
4.2. Circuito idraulico.....	33
4.3. Gruppo pressa.....	34
4.4. Gruppo iniezione.....	36
4.5. Parametri dell'iniezione.....	39

4.6.	Moderni dispositivi di iniezione.....	43
4.7.	Squeeze Casting.....	45
5.	Parametri e fenomeni chimico-fisici che intervengono nella Pressofusione in Alluminio.....	47
5.1.	Parametri operativi o di lavoro della macchina.....	48
5.2.	Parametri di lavoro dei forni d'attesa.....	49
5.3.	Parametri di regolazione del lubrificatore.....	50
5.4.	Dipendenze reciproche tra i parametri operativi.....	50
5.5.	Fenomeni chimico-fisici che intervengono nella Pressofusione.....	52
5.6.	Elementi e materiali presenti nel processo.....	52
5.7.	Grandezze fisiche che intervengono nel processo.....	53
5.8.	Fenomeni di disturbo.....	54
6.	Difetti e qualità.....	57
6.1.	Classificazione dei difetti.....	58
6.2.	Contenuto di gas nei pressofusi.....	62
6.3.	Difetti legati alla lega fusa.....	62
6.4.	Difetti di solidificazione.....	64
6.5.	Degassaggio.....	67
6.6.	Disossidazioni.....	67
6.7.	Modifica.....	68
7.	Controllo della Struttura.....	70
7.1.	Interazione tra struttura cristallina e proprietà meccaniche.....	71
7.2.	DAS (Dendrite arm spacing): Distanza tra i rami dei dendriti.....	72
7.3.	Forma e dimensione del grano cristallino.....	77
7.4.	Affinamento del grano.....	80
7.5.	Eutettico Al-Si.....	83
7.6.	Composti intermetallici.....	85
8.	Temperatura, pressione e velocità di iniezione dell'alluminio fuso.....	86
8.1.	Influenza della temperatura e pressione sulla formazione di porosità.....	87

8.2.	Influenza della temperatura e pressione sulla microstruttura.	89
8.3.	Influenza della temperatura e pressione sulle proprietà meccaniche.....	90
8.4.	Influenza della temperatura e pressione sulla resistenza alla Corrosione.....	90
8.5.	Influenza della velocità sull'inclusioni e formazione di porosità.	92
8.6.	Influenza della velocità sulle proprietà meccaniche.....	92
9.	Progettazione del processo HPDC con l'ausilio delle simulazioni C.A.E.....	94
9.1.	Modello numerico del processo di stampaggio.	95
9.2.	Modellazione geometrica del processo.....	95
9.3.	Pre-processing e mesh generation.	96
9.4.	Simulazione e post-process.	96
9.5.	Diagramma PQ ²	98
9.6.	Correlazione tra i parametri fondamentali.	100
10.	Corpo pompa.	105
11.	Analisi delle simulazioni.	108
11.1.	Andamento della temperatura dopo il completo riempimento della cavità.	109
11.2.	Valutazione della frazione solida a fine solidificazione.	111
11.3.	Temperature dello stampo a fine operazione.....	113
12.	Analisi termica mediante Termo-camera.....	115
12.1.	Azioni di contenimento sul processo.....	117
12.2.	Modifiche suggerite.....	119
13.	Analisi metallografica del componente.	121
14.	Influenza dei parametri regolabili tramite PLC.....	129
14.1.	Parametri tecnologici inseriti nel PLC.....	129
14.2.	Scelta del profilo di velocità del pistone al PLC.	130
	Conclusioni.....	138
	Bibliografia.....	140

Introduzione.

L'elaborato che verrà esposto in seguito si prefigge l'obiettivo di analizzare i difetti che si possono riscontrare nel realizzare prodotti in alluminio attraverso il processo di colata sotto pressione. In particolare, si studiano i parametri e i fenomeni che rivestono maggiore importanza nel processo, al fine di ottenere un prodotto finale che presenti una limitata difettosità.

Nel primo capitolo si descrive la lega leggera protagonista dell'elaborato, l'Alluminio; si espongono le modalità di produzione di tale metallo e se ne evidenziano le caratteristiche che ne indicano un utilizzo così esteso.

Il secondo capitolo è dedicato all'introduzione del processo di colata sotto pressione (più comunemente definita pressofusione), risaltando i vantaggi di tale processo nella realizzazione di particolari in Alluminio; in seguito si entra nello specifico, descrivendo le varie fasi che lo caratterizzano.

Col terzo capitolo si desidera classificare le leghe di alluminio utilizzate per il processo di pressofusione; si evidenziano le proprietà richieste e le caratteristiche più importanti sottolineando inoltre l'influenza che svolgono gli alliganti di queste leghe.

Nel quarto capitolo si esamina la macchina utilizzata per il processo di pressofusione, descrivendone le singole parti che la compongono e citando alcuni dispositivi e sistemi innovativi che hanno permesso di migliorare il processo.

Il quinto capitolo riassume la moltitudine di parametri che entrano in gioco nel processo di pressofusione, esponendone la dipendenza reciproca. Si elencano i fenomeni chimici e fisici che intervengono nel processo e si citano i vari disturbi che possono manifestarsi durante lo svolgimento della pressofusione.

Si passa poi al sesto capitolo, dove si classificano i difetti riscontrabili nei particolari ottenuti per pressofusione, correlandoli alle varie fasi del processo e esaminandoli da un punto di vista qualitativo del pezzo prodotto. In particolare, si riporta la classificazione elaborata tramite il programma *StaCast (New Quality and Design Standards for Aluminium Alloys Cast Products)*. Infine, si descrivono i trattamenti che vengono svolti sulla lega fusa di alluminio al fine di ridurre le difettosità e disturbi oggetto di questo capitolo.

Il capitolo sette esamina a livello microscopico i difetti riscontrabili, studiando la struttura cristallina che si ottiene a fine processo; in particolare si espongono i parametri più significativi per la valutazione della microstruttura, come SDAS e dimensione del grano, che rivestono un'influenza diretta sulla qualità del prodotto finale.

Nel capitolo otto si è approfondito lo studio dei principali parametri del processo: temperatura, pressione di iniezione e velocità dell'alluminio fuso. Si pone in evidenza l'influenza che assumono sulla microstruttura descritta al capitolo sette e sulle proprietà meccaniche e difetti riscontrabili nel pezzo ottenuto.

L'ultimo capitolo inserito nella parte bibliografica della tesi, il nono, è dedicato alla descrizione dei software di simulazione del processo di pressofusione; grazie al loro sviluppo si è potuto migliorare notevolmente la progettazione del processo, diminuire drasticamente i tempi e migliorare la qualità finale. Si tracciano anche le linee guida sul calcolo dei parametri fondamentali citati al capitolo otto.

Con il decimo capitolo si entra nella parte di tesi dedicata all'esperienza svolta nell'azienda Far; si è deciso di riportare l'analisi di un caso di non conformità di un prodotto (corpo pompa). In particolare, si è studiato la natura del difetto riscontrato, si sono valutate le operazioni di contenimento per ottenere il prodotto finito conforme alle aspettative del cliente e si sono svolte modifiche del processo.

Il capitolo undici riguarda l'analisi effettuata sulle simulazioni del processo di stampaggio del corpo pompa, per valutare la possibilità di prevedere le difettosità attraverso lo studio dei risultati forniti dal software.

Nel capitolo dodici si sono inserite le azioni di verifica compiute a bordo macchina; l'attività è stata svolta con l'ausilio di dispositivi tecnologici avanzati come termo-camere per rilevare le temperature degli stampi. Infine, si sono valutate le operazioni di contenimento per ottenere il prodotto finito conforme alle aspettative del cliente e si sono suggerite le modifiche da apportare alle attrezzature del processo.

Al capitolo tredici si riporta l'analisi metallografica svolta sul corpo pompa; l'indagine è stata effettuata con l'utilizzo di un microscopio ottico di ultima generazione ed ha permesso di valutare l'entità del difetto a livello microscopico, le strutture cristalline che si ottengono e comprendere al meglio i fenomeni che si verificano durante il processo.

Il quattordicesimo ed ultimo capitolo dell'elaborato è dedicato all'esposizione dei parametri di processo modificabili a bordo macchina attraverso il PLC; poiché in caso di non conformità del prodotto si procede ad intervenire tempestivamente su di essi, se ne espone l'influenza sulla presenza di vari difetti e le limitazioni alle regolazioni che la macchina impone.

Parte teorica.

1. L'alluminio.

L'Alluminio è uno degli elementi più diffusi sulla terra, essendo secondo solamente all'ossigeno e al silicio nella composizione generale della litosfera, con circa l'8% (vedi figura 1.1) [1]. Il minerale più importante per la produzione industriale del metallo, è la **bauxite**, una roccia di colore dal rosso bruno al giallo costituita principalmente da idrossidi di alluminio; in linea di massima la formula chimica di riferimento della bauxite è **$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ (allumina idrata)**. L'alta refrattarietà e l'alta temperatura di fusione dell'allumina non consente di ricavarne il metallo mediante processi di riduzione pirometallurgici. D'altra parte, non è possibile ottenere l'alluminio direttamente dalla bauxite mediante processi elettrolitici, in quanto ferro e silicio, presenti in quantità apprezzabili nel minerale, verrebbero a depositarsi sul catodo: è quindi necessario un processo preliminare per ottenere allumina della massima purezza.

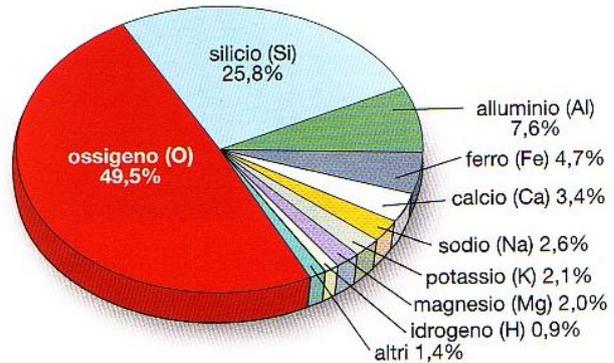


Figura 1.1 Composizione generale della litosfera.

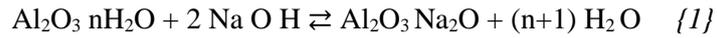
L'alluminio, scoperto dal danese Oersted nel 1835, veniva ricavato, sufficientemente puro, trattando a caldo con sodio il suo cloruro: il procedimento risultava assai costoso, tanto da far considerare l'alluminio quasi un metallo prezioso. Solo a seguito dei brevetti del francese Hérault e dell'americano Hall del 1886 che prevedevano l'elettrolisi di allumina disciolta in criolite ($3\text{NaF} \cdot \text{AlF}_3$) fusa, e dell'invenzione della dinamo, che consentiva di produrre notevoli quantità di energia elettrica necessarie nel processo elettrolitico, fu possibile ottenere alluminio a costi sufficientemente ridotti da permetterne l'utilizzo in campo industriale.

La metallurgia dell'alluminio può essere suddivisa in **due fasi**:

1. **Produzione di allumina pura per via chimica**
2. **Elettrolisi della miscela criolite-allumina (allo stato fuso).**

1.1. Produzione di allumina pura per via chimica.

Sono stati messi a punto vari processi per l'ottenimento di allumina pura; il procedimento generalmente impiegato è però il **processo Bayer**. Esso è basato sulla reazione della bauxite con una soluzione concentrata di soda caustica a pressione e temperatura relativamente elevate. La bauxite frantumata ed essiccata viene ridotta in polvere in appositi mulini fino ad ottenere la cosiddetta "farina di Bauxite". Questa viene miscelata con una soluzione concentrata di soda in ragione di 300kg per m³ di soluzione che viene quindi portata alle previste condizioni di reazione (Temperatura circa 180 ÷ 200 °C e pressione 150 ÷ 200 MPa) in apposite autoclavi; in tali condizioni, il solo alluminio solubilizza come alluminato sodico:



Una volta eliminati i fanghi rossi decantati contenenti ossidi di Fe, Si, Ti, la soluzione diluita e filtrata viene fatta stazionare in decompositori per circa 100 ore. In seguito, avviene la reazione di idrolisi con formazione di idrossido di alluminio che viene separato e calcinato in forni rotativi a 1200°C. Si ottiene così allumina di alta purezza (Al₂O₃ al 99,5 ÷ 99,6%).

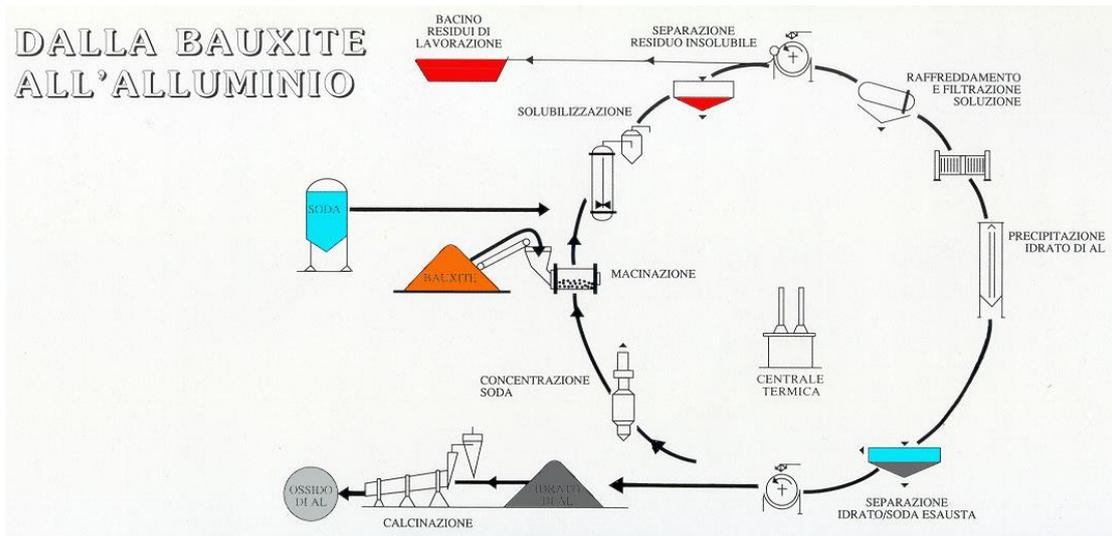


Figura 1.2 Schema del Processo Bayer.

1.2. Produzione di alluminio per elettrolisi dell'allumina.

Il processo prevede l'elettrolisi dell'allumina sciolta in ragione dell'8 ÷ 10% in criolite fusa [1]. Questo fondente è necessario per ridurre la temperatura di funzionamento della cella elettrolitica a valori accettabili (960 ÷ 980°C).

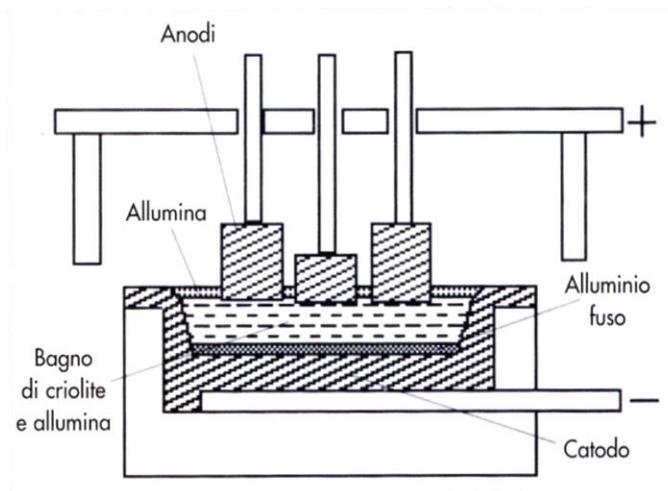


Figura 1.3 Schema di una cella elettrolitica per la produzione di Alluminio.

La cella di elettrolisi è costituita da una vasca di refrattario su cui è disposta una suola di materiale carbonioso collegata al polo negativo di un generatore a corrente continua; l'anodo è realizzato con elettrodi di carbone. Regolando la distanza tra gli elettrodi (circa 5cm) [1] la corrente elettrica che attraversa il bagno fuso consente di mantenere la temperatura a valori voluti ($960 \div 980^\circ\text{C}$) per effetto Joule. Durante l'elettrolisi della Al_2O_3 il metallo si deposita al catodo, ossia sul fondo della vasca, mentre l'ossigeno si sviluppa all'anodo provocandone il progressivo consumo per combustione: poiché le impurezze dell'anodo passano nel bagno, è necessario che esso sia costruito con carbone assai puro. Normalmente si opera con una tensione fra gli elettrodi di circa $5\text{V} \div 6\text{V}$. Industrialmente, per ragioni economiche, vengono poste in serie $100 \div 150$ celle per formare un gruppo alimentato in corrente continua di $500\text{-}900\text{ V}$. La corrente che attraversa ogni cella giunge oggi giorno a valori di 100.000 A . L'alluminio che si ottiene fuso sul fondo della vasca viene periodicamente prelevato (ogni 24 ore circa) mediante un sistema di aspirazione a vuoto che consente il prelievo senza inopportuni rimescolamenti. Va infatti ricordato che la differenza di peso specifico fra alluminio e l'elettrolita è assai limitata (dell'ordine di $0,3\text{ kg/dm}^3$). L'alluminio prodotto dalle celle elettrolitiche ha un titolo attorno al $99,6\%$: le principali impurezze sono costituite da Fe e Si. Il metallo fuso prelevato dalle celle può essere inviato a forni di attesa, alla fabbricazione di leghe, o colato in pani. Per la produzione di 1 kg di alluminio col processo elettrolitico, in pratica sono necessari $17 \div 20\text{ kWh}$ di energia (oltre a quella impiegata per il processo Bayer); ne deriva la forte dipendenza del costo di tale metallo dal costo dell'energia, essendo relativamente importante il costo della materia prima. [1]

In definitiva, per la produzione di 1 kg di alluminio con titolo $99,6\%$ sono necessari circa $20 \div 25\text{ kWh}$ e 4 kg di bauxite. Per ottenere una successiva raffinazione si procede a un secondo processo elettrolitico su alluminio fuso in elettrolita, costituito da una miscela di cloruri e fluoruri a 750°C ; la cella è simile a quella impiegata in precedenza, ma in essa l'elettrodo superiore è il catodo e la suola l'anodo. In tal modo si raggiungono titoli superiori anche al $99,9\%$. [1]

1.3. Generalità sulle proprietà fisiche, meccaniche e tecnologiche.

L'Alluminio è un metallo bianco-argenteo che cristallizza nel sistema cubico a facce centrate con dimensione reticolare in condizioni normali di $\lambda = 4,04\text{ \AA}$. Ha numero atomico 13 e peso atomico 26.98; la sua temperatura di fusione è di circa 659°C e bolle a 2300°C circa. L'alluminio è caratterizzato soprattutto da:

- **Basso potere specifico;**
- **Ottima conducibilità termica;**
- **Elevata plasticità.**

Sono da ricordare anche la buona resistenza agli agenti atmosferici ed in generale buona resistenza alla corrosione. Inoltre, l'alluminio è uno dei metalli più elettronegativi: il suo potenziale di elettrodo rispetto all'idrogeno è di $1,66\text{ V}$. La resistenza dei manufatti in alluminio o sua lega è dovuta allo strato di ossido

compatto che si forma rapidamente in ambiente ossidante e che lo protegge da ulteriore attacco; poiché l'ossido formatosi è assai stabile e non tende ad attaccare il metallo sottostante, esso ha effetto passivante. Nella tabella in figura 1.4 sono riportate anche le caratteristiche di una lega di alluminio, presa a campione. Queste leghe, similmente al metallo puro, possiedono basso peso specifico e, generalmente, buona conducibilità termica. Sono comunemente chiamate leghe leggere. In virtù però della elevata resistenza raggiungibile, presentano, a differenza del metallo puro, una resistenza specifica particolarmente elevata.

	Unità di misura	Alluminio	G-AlSi2MnMg	Magnesio	Rame	Ferro	Titanio
Densità D	Mg/m ³	26,4	26,4	16,6	87,2	77,3	44,1
Coefficiente medio di dilatazione termica lineare	nm/m °K	24	23	26	16,5	12	8,5
Conducibilità termica	$\frac{MW}{m \times ^\circ K}$	22,2	16,7	15,5	38,9	8,8	1,9
Carico di rottura (di snervamento) R _m (R _s)	MPa	70 (30+40)	230+300 (200+280)	180	220	250	540 (280)
Allungamento percentuale A ₅	%	50	1+3	10	50	50	20
Durezza Brinell	HB	18	90+105	35	50	60	—
Modulo di Elasticità: E	MPa	67500	72000	4200	125000	210000	107500
Resistenza specifica $\left(\frac{R_m}{D}\right)$	—	2,6	11	10,8	2,5	3,2	10

Figura 1.4 Proprietà fisiche e meccaniche di alcuni metalli.

È da notare l'alto coefficiente di dilatazione lineare (doppio del ferro); il modulo elastico delle leghe di alluminio dipende dagli elementi contenuti. Ni, Fe, Cu, Si, Mn danno luogo ad un aumento di E nella lega, proporzionale al rispettivo modulo elastico. Il magnesio (Mg), che normalmente fa diminuire il modulo elastico della lega, ha effetto opposto quando questa venga sottoposta a particolari trattamenti. Nella figura sotto sono riportati i diagrammi σ - ϵ di due leghe di alluminio. È da rilevare l'assenza di un vero e proprio snervamento, per cui questo viene definito, come sempre in questi casi, come il carico che, applicato, causa una deformazione permanente dello 0,2%. In maniera analoga, il carico al limite di proporzionalità è quello che dà luogo alla deformazione permanente dello 0,02%. Il tratto iniziale del diagramma pur se non rettilineo, se ne discosta relativamente poco, per cui è possibile rilevarne il modulo elastico ($E = \text{tg } \alpha$) con buona approssimazione.

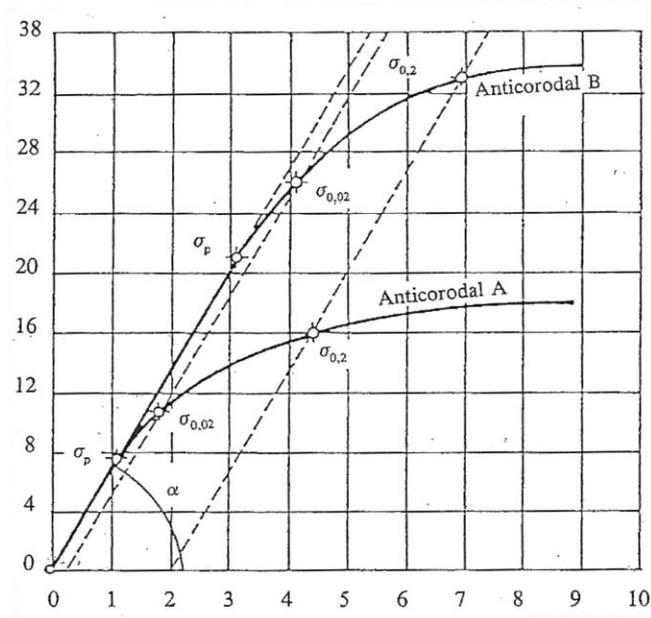


Figura 1.5 Diagrammi σ - ϵ di leghe di alluminio.

In virtù del reticolo cristallino dell'alluminio, esso presenta un comportamento favorevole per gli impieghi a basse temperature. Infatti, al diminuire della temperatura, la resilienza sia dell'alluminio che delle sue leghe, non varia apprezzabilmente mentre la duttilità e la resistenza meccanica crescono per quasi tutti questi materiali. Altra caratteristica notevole dell'alluminio è l'alta conducibilità elettrica misurata in 62 unità IACS (International Annealed Copper Standard); ciò, a causa del suo basso peso specifico, porta ad un valore della conducibilità elettrica specifica doppia di quella del rame che, come è noto, è il migliore conduttore per impieghi tecnici. L'alluminio, e le sue leghe in varia misura in funzione dei leganti introdotti, presenta notevoli caratteristiche di imbutibilità, duttilità, malleabilità. Esso cioè si presta in modo particolare a tutte le operazioni di lavorazione plastica sia a freddo che a caldo; così i lingotti ottenuti in fonderia possono essere estrusi in barre, profilati o tubi, o laminati a caldo per ottenere lamiere o altre forme di grosso spessore. Altre operazioni di formatura alle quali si presta l'alluminio senza difficoltà, sono: a caldo, come fucinatura e lo stampaggio; a freddo, l'imbutitura, l'estrusione per urto, l'imbutitura al tornio. Una caratteristica interessante di questo metallo, è la lucidabilità sia per lavorazione plastica (metallo puro) sia per lavorazione all'utensile (particolarmente nelle leghe indurite). La lavorazione all'utensile dell'alluminio non presenta difficoltà: debbono però essere impiegate velocità di taglio elevate, per cui si richiedono macchine robuste. La caratteristica tecnologica meno vantaggiosa di questo materiale, collegata alla sua affinità per l'ossigeno e alle caratteristiche del suo ossido, è la saldabilità, tale che l'unione di lamiere di AL è tuttora eseguita preferenzialmente tramite chiodatura. La colabilità dell'alluminio è tale che questi metalli costituiscono una classica categoria da fonderia. A questo processo tecnologico, in virtù anche del maggior coefficiente di ritiro che esso presenta (1,8% analogo all'acciaio), l'alluminio puro si presta meno delle sue leghe.

2. Teoria della Pressofusione in Alluminio (HPDC).

Le leghe di alluminio costituiscono una classe importantissima di materiali da fonderia, come già visto, per la loro relativa facilità di colata, per le basse temperature in gioco, per la fusibilità caratteristica di questi materiali. Le leghe che meglio si adattano alla tecnologia della pressofusione sono le Al-Si (con alti tenori di leganti) e Al-Si-Cu con tenori di ferro opportunamente controllati.

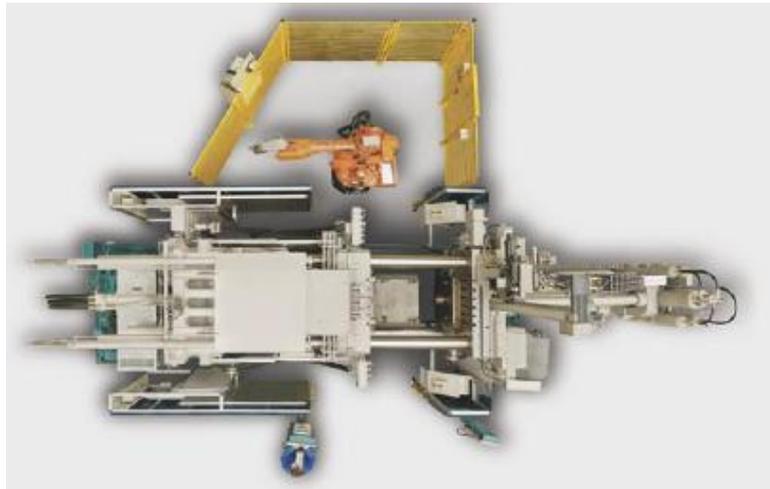


Figura 2.1 Foto aerea di un'isola da pressofusione.

2.1. Il processo.

Il processo di colata in alta pressione (High pressure die casting) è una tecnica relativamente giovane (le prime presse sono state costruite in questo secolo), ma ha avuto un'evoluzione molto rapida. In certe condizioni essa è il mezzo più rapido ed economico per trasformare metalli in manufatti aventi un elevato grado di finitura. L'evolversi della pressofusione è stato determinato dal modello di sviluppo della nostra società, rivolto alla produzione di beni di consumo in grandi e grandissime serie, e trova applicazione in tutti i campi di fabbricazione di prodotti e apparecchiature complesse che si avvalgono di componenti metallici non ferrosi. Le attrezzature necessarie alla produzione di pezzi pressofusi sono specifiche del processo e sono le macchine di pressofusione o, più semplicemente, presse. Il termine pressofusione è l'abbreviazione di fusione sotto pressione e sinonimo di presso-colata; esso definisce il processo secondo il quale la lega fusa viene colata in una forma metallica (stampo) e soggetta a pressione, che provoca i seguenti effetti:

- Velocissimo riempimento della cavità dello stampo;
- Alimentazione compensativa del ritiro di solidificazione;
- Perfetto e totale riempimento della cavità dello stampo;
- Conferimento al pezzo di una fine struttura cristallina.

In ordine di importanza rispetto ai volumi di manufatti prodotti, i materiali correntemente pressofusi tutti appartenenti alla famiglia dei metalli e delle leghe non ferrose sono:

- Alluminio e le sue leghe (AlSi, AlSiCu, AlMg);
- Zinco e le sue leghe (zama);
- Rame e le sue leghe (ottone, bronzo);
- Magnesio e le sue leghe (AZ);
- Stagno e le sue leghe.

A causa delle maggiori difficoltà di manipolazione dell'alluminio, la pressofusione delle leghe di questo metallo ha sempre presentato il maggior numero di problemi e, allo stesso tempo, offre il più ampio ventaglio di soluzioni per risolverli. Per questa ragione essa può considerarsi a buon diritto, la tecnologia trainante di questo processo.

2.2. Aspetto economico del processo.

Abbiamo detto che il processo della pressofusione è il mezzo più rapido ed economico (in certe condizioni) per la fabbricazione di alcuni manufatti. Queste condizioni sono determinate principalmente dagli elevati investimenti in macchine e attrezzature e dall'elevato costo degli stampi, fattori che determinano alti costi di ammortamento, i quali diventano via via meno incidenti sulla realizzazione di numeri crescenti di pezzi dello stesso tipo che debbono essere prodotti. La fabbricazione di pezzi pressofusi è quindi economicamente valida e conveniente quando le serie da produrre sono dell'ordine minimo delle decine di migliaia di pezzi. Gli elementi che concorrono e interagiscono nel processo per ottenere risultati finali uniformi su grandi e grandissime serie, debbono essere strettamente controllati nei loro valori e è necessario che le variabili interessate siano il più possibile rese costanti. Essi sono molteplici e di natura varia:

trattasi di fattori di natura fisico-chimica, metallurgica, termica, meccanica (cinematica e dinamica) idraulica, fattori che debbono essere tra di loro armonizzati per la riuscita dei pezzi. Oggi possono essere ottenuti pezzi con elevati standard di qualità e di conformità alle specifiche di fabbricazione, con geometrie molto complesse, minimi spessori, tolleranze dimensionali molto ristrette, alte caratteristiche meccaniche, tenuta a pressione, elevate finiture superficiali, avanfori e/o forature pronti per la filettatura, minimi sovrametalli per successive lavorazioni all'utensile ecc.

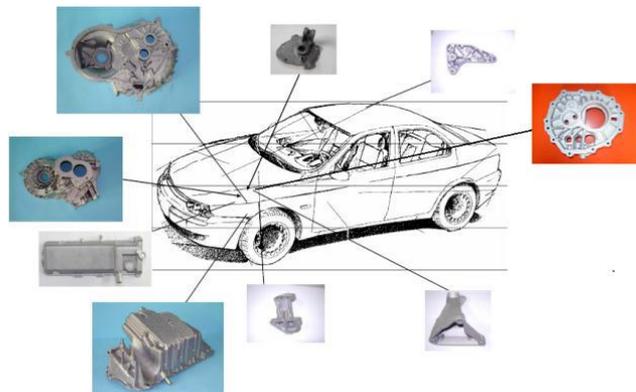


Figura 2.2. Utilizzo dell'alluminio nei componenti nel campo automotive.

2.3. Riempimento della cavità dello stampo.

Sono state formulate varie teorie circa il modo con cui il getto di metallo riempie la cavità dello stampo (figura 2.3: a) alimentazione contenitore; b) prima fase di iniezione del metallo nella cavità e fuoriuscita dell'aria; c) seconda e terza fase: riempimento della cavità dello stampo e applicazione di pressione di compensazione ritiro; d) sforno ed espulsione del getto).

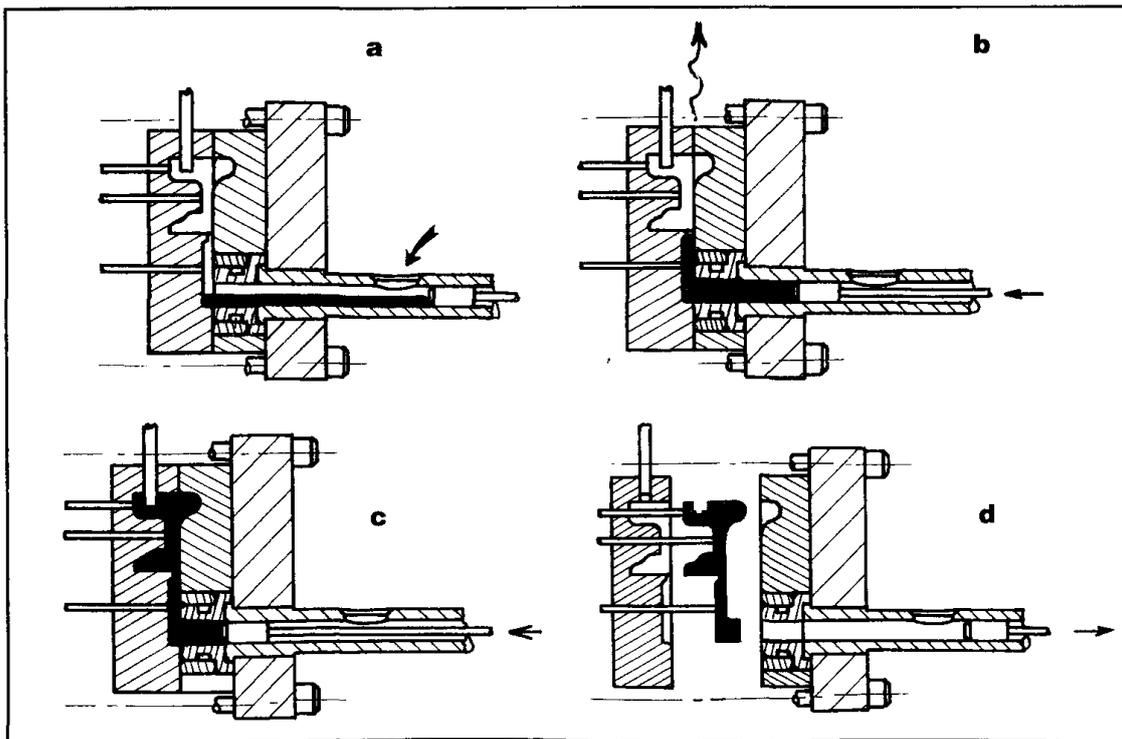


Figura 2.3. Riempimento dello stampo.

La più vicina alla realtà è quella enunciata da L. Frommer, il quale intuì che il modo nel quale una cavità si riempie è del tipo indicato nella figura 2.4 [3]. Questa ipotesi è stata verificata di recente, filmando ad alta velocità il comportamento in stampi trasparenti di un getto di sostanze aventi peso specifico e viscosità pari a quelle dell'alluminio. Il getto di metallo, a partire dall'attacco, viene proiettato all'estremità opposta della cavità e quindi rifluisce seguendo percorsi preferenziali dati dalle vie di minor resistenza ritornando verso l'attacco stesso. Si comprende perciò come forma, posizione, dimensioni dell'attacco di colata e configurazione geometrica di quest'ultimo influiscano sulla riuscita del getto. Non essendo prevedibili in forma analitica la geometria ed il punto di attacco della colata in un getto, l'esperienza e l'abilità del progettista sono determinanti nella previsione delle modalità di svolgimento di questa fase.

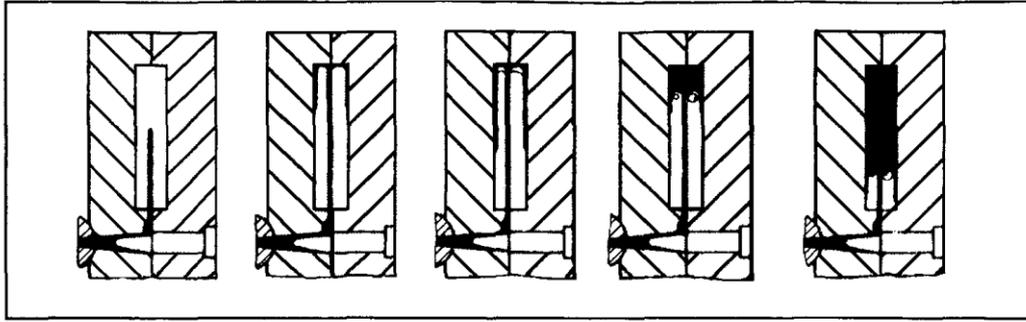


Figura 2.4. Riempimento della cavità dello stampo secondo Frommer.

2.4. Fuoriuscita dell'aria dalla cavità.

Il modo e il tempo di riempimento della cavità dello stampo sono a loro volta condizionati dalla possibilità di far uscire l'aria contenuta nello stampo e nel contenitore. Teoricamente il processo dovrebbe avvenire in modo tale che il metallo entrante spinga a vanti a sé l'aria che deve fuoriuscire (vedi figura 2.3b) attraverso aperture create appositamente nello stampo (sfoghi o tirate d'aria). Avremo un pezzo pressofuso sempre più o meno poroso a seconda delle modalità con le quali l'aria verrà sfogata o dell'influenza di fattori di disturbo che esamineremo in seguito.

2.5. Tempo e modalità di riempimento della cavità.

Il tempo di riempimento della cavità non può avere valore casuale ne può essere fissato arbitrariamente. Per ottenere un buon pezzo pressofuso infatti è necessario che la cavità sia riempita completamente prima che avvenga la solidificazione. Ciò è legato ai seguenti fattori: **intervallo di solidificazione** (differenza di temperatura fra inizio e fine solidificazione propria di ciascuna lega); **temperatura del metallo, temperatura dello stampo, spessore dei pezzi**. Di seguito esemplifichiamo alcuni tempi di solidificazione in funzione dello spessore delle pareti di un determinato getto. Come si può constatare, sono tempi estremamente brevi, e il fatto che essi siano compresi entro un intervallo determinato dipende da fattori quali tipo di lega, condizioni termiche del metallo in entrata e altri parametri di processo.

spessore (in mm)	tempo (in secondi)
1,50	0,01÷0,03
1,77	0,02÷0,04
2,00	0,02÷0,06
2,30	0,03÷0,07
2,60	0,04÷0,09
3,00	0,05÷0,10
3,80	0,05÷0,12
5,00	0,06÷0,20
6,35	0,08÷0,30

Figura 2.5. Tempo di solidificazione di un getto pressofuso in alluminio, per giunzione degli spessori di parete. [3]

2.6. Solidificazione del metallo nello stampo.

Una delle caratteristiche peculiari della pressofusione è l'ottenimento di pezzi aventi tolleranze dimensionali molto ristrette; questo è possibile grazie all'uso di una forma metallica (stampo) e dal fatto che, durante la solidificazione, il metallo non può ritirarsi spontaneamente in quanto è costretto dalla pressione applicata ad aderire alle pareti dello stampo. Essendo però il ritiro inevitabile (vedi schema di solidificazione in figura 2.6.), questo avviene con la formazione di risucchi, cavità interne nel pezzo o di incrinature. In particolare, in questa figura la linea **bt** è la linea del **baricentro termico**, in **tm** invece abbiamo una temperatura del metallo di circa 670° , in **ts** abbiamo la temperatura dello stampo di circa 200° .

Analizzando i vari strati, in **A** abbiamo lo **strato corticale**, di spessore 0,1/0,3 mm, funzione del gradiente termico tra lega e stampo, con grano metallico molto fine e compatto; nella zona **B** abbiamo la **zona dendritica** (ramificazioni cristalline procedenti dall'esterno verso l'interno), con grano metallico più grossolano e presenza di vuoti interdendritici e porosità; nella zona **C**, **zona di baricentro termico**, abbiamo l'ultima solidificazione; grano metallico grossolano con vuoti interdendritici fra gli individui della struttura cristallina; presenza di porosità e formazione di cavità da ritiro. Nel fenomeno di ritiro gioca un ruolo importante il metallo ancora liquido proveniente dalla materozza; esso, passando nel getto, lo alimenta durante la fase di solidificazione ed elimina o riduce i ritiri, le cavità o le incrinature che tendono a formarsi in corrispondenza dei punti caldi e più massicci. Perché questa alimentazione del pezzo avvenga durante la solidificazione, occorre che la pressione applicata sul metallo ed il ciclo di riempimento della cavità si completino entro tempi ristretti e ben precisi. Pertanto, il tempo di riempimento della cavità è determinante per ottenere pezzi sani e di elevata qualità.

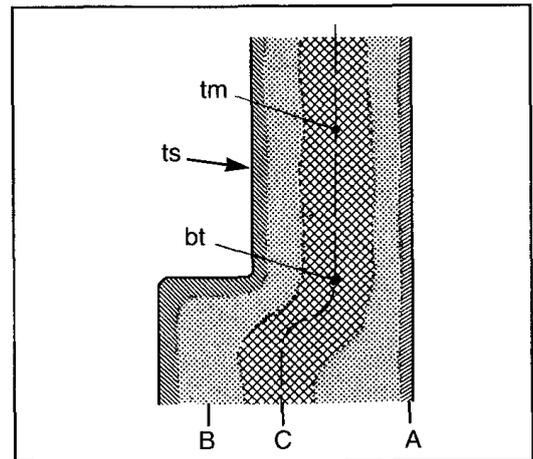


Figura 2.6. Schema morfologico della struttura di solidificazione del metallo all'interno di uno stampo metallico.

2.7. Estrazione del pezzo.

Quando il getto è solidificato e dimensionalmente stabile, esso deve essere estratto dallo stampo nel più breve tempo possibile. L'estrazione può essere fatta quando la solidificazione è completa e la temperatura media del pezzo è scesa a un valore compreso fra i 350°C e i 250°C [3]. Affinché il metallo scenda alle suddette temperature occorre un certo tempo, comunemente chiamato tempo di raffreddamento o di solidificazione, che è in relazione alla temperatura metallo/stampo, alle caratteristiche della lega impiegata, a quelle dello stampo in funzione della sua capacità di smaltire calore. Il valore di questo intervallo di tempo è uno dei fattori che determinano la cadenza di produzione, il raffreddamento deve essere il più breve possibile, ma non può essere fissato arbitrariamente. Infatti, se il pezzo viene estratto a una temperatura più elevata di quella ottimale, la lega si troverà in uno stato di fragilità e si potranno verificare distorsioni o incrinature. Altri inconvenienti

potranno verificarsi se questo intervallo di tempo è troppo lungo: in tal caso la temperatura media del pezzo sarà scesa a valori troppo bassi, prossimi alla temperatura dello stampo, e il ritiro del metallo ne renderà difficile l'estrazione, specialmente quando la geometria del medesimo preveda sottosquadri e/o fori; in questi casi infatti, i risalti della figura e le spine dello stampo creeranno nel loro intorno zone di contrastato ritiro e dunque particolare resistenza all'estrazione. Per rendere possibile l'estrazione del pezzo, lo stampo è costruito in modo da presentare adeguati sformi e le spine saranno dotate di un'adatta conicità. L'entità degli sformi è fissata in base alla funzionalità del pezzo ed alle sue caratteristiche geometriche nonché agli spessori. Questi accorgimenti non sono però sufficienti e l'estrazione del pezzo non è possibile se non si ricorre alla lubrificazione dello stampo.

2.8. Lubrificazione dello stampo

Per poter effettuare l'estrazione del pezzo senza che si verifichino alterazioni dimensionali e strutturali sul medesimo, è necessario che sulle impronte venga steso un velo di lubrificante; questo favorisce appunto il distacco del pezzo al momento della sua estrazione dalla forma. Il lubrificante deve conservare le sue caratteristiche essenziali dopo il contatto col metallo fuso. Qualunque tipo di lubrificante, portato a questa temperatura, brucia e lascia residui sulla superficie dello stampo e/o del pezzo. Le sostanze più largamente usate allo scopo sono grafite, ossidi di alluminio, talco, disperse in acqua, grassi, oli o cere. Abbiamo detto che, per l'azione combinata di velocità, temperatura, pressione, il metallo tenderebbe a saldarsi sullo stampo; è dunque il lubrificante che, con le sue proprietà distaccanti e il velo disteso sulla superficie dello stampo, impedisce questa saldatura. Oltre a questa proprietà distaccante, il lubrificante svolge anche un'altra importante funzione; il metallo infatti incontra una certa resistenza a scorrere nella cavità dello stampo. A causa della propria viscosità potrebbe anche raffreddarsi prematuramente e rallentare o fermare il metallo che sopraggiunge alle sue spalle; è ancora il film di lubrificante che, essendo poco conduttore di calore, favorisce lo scorrimento del metallo. Riassumiamo dunque le caratteristiche richieste a un buon lubrificante:



Figura 2.7. Operazione di lubrificazione dei semistampi.

- permettere l'estrazione del pezzo dallo stampo;
- impedire, con la sua funzione schermante, l'intima saldatura del metallo con lo stampo (attaccature, erosioni);
- favorire il riempimento della cavità;
- agire da vero e proprio lubrificante delle parti mobili dello stampo.

Il veicolo in cui sono dispersi gli agenti chimico-fisici caratterizzanti il prodotto deve evaporare, ad opera del calore accumulato dallo stampo, quando viene in contatto con esso, e comunque prima che arrivi il metallo; se ciò non avviene o avviene in modo incompleto, non appena i residui di lubrificante entrano in contatto col metallo fuso si sviluppano dei gas. Questi gas si espandono con volumi molto superiori al volume della cavità e debbono poter sfogare, altrimenti inducono o accentuano porosità nel pezzo o generano vere e proprie soffiature che ne determinano lo scarto.

2.9. Caratteristiche della macchina per pressofusione.

Le macchine sono state costruite e perfezionate (in particolare la parte dell'iniezione) tenendo conto di tutti quei fattori che influiscono il processo. Il riempimento della cavità dello stampo può schematicamente suddividersi nelle fasi seguenti illustrate nella già citata figura 2.3. (le considerazioni riportate negli schemi sono riferite a una macchina a camera fredda orizzontale, ma possono ritenersi sia pure con qualche variante, valide anche per una macchina a camera fredda verticale ove, come è intuitivo, non è necessario che la prima velocità sia prossima a 0,25 m/s) [2] [3]:

- preriempimento della cavità;
- riempimento vero e proprio;
- pressione sul metallo in fase di solidificazione.

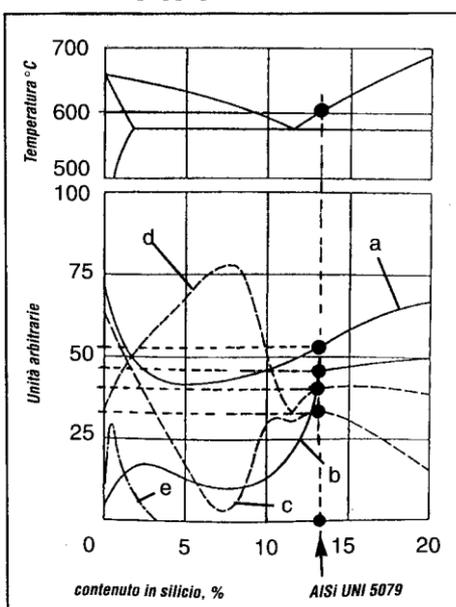
Il metallo viene dunque introdotto nel contenitore man mano che questo si riempie; nella parte iniziale del suo spostamento, il pistone espelle l'aria che si trova nel contenitore e porta il metallo in prossimità dell'attacco di colata dello stampo. Perché l'aria non resti intrappolata nel contenitore, occorre che la velocità del pistone non sia superiore a 0,25 m/s [2][3]; se questa velocità è superiore, il metallo rigurgita e l'aria rimane intrappolata; successivamente introdotta nello stampo, essa creerà soffiature o porosità eccessive. Con lo spostamento del pistone si ha il riempimento dell'impronta dello stampo. Questa fase deve completarsi nel più breve tempo possibile compatibilmente con lo spessore delle pareti del getto visto l'ordine di grandezza di questi intervalli di tempo. La velocità del pistone sarà perciò elevata, e sarà determinata dalla quantità di metallo da introdurre nello stampo in quel dato tempo; in genere l'ordine di grandezza di questa velocità varia nell'intervallo da 1 a 2 m/s [2][3]. Quando il pistone si arresta perché ha completato il riempimento della cavità, viene esercitata la pressione sul metallo; essa può essere aumentata anche da un moltiplicatore di pressione. Questa pressione si trasmette attraverso il metallo ancora liquido nella cavità, comprimendo il medesimo e alimentando il pezzo in via di solidificazione. L'ordine di grandezza di questa pressione va da un minimo di 3000 a un massimo di 1000 kg/cm³ (30 ÷ 100 MPa nel S.I.) [2][3]. Lo stampo dev'essere progettato tenendo conto di questo valore; la pressione, sarà scelta in relazione a forma, dimensione e caratteristiche strutturali proprie del pezzo. Oltre alle caratteristiche strutturali è spesso richiesto che un pezzo pressofuso abbia anche un soddisfacente aspetto estetico, e questo fattore a volte può essere quello principale. Sono stati eseguiti vari esperimenti per vedere

quali sono i fattori che caratterizzano l'aspetto delle superfici del pezzo. È stato accertato che uno dei fattori determinanti è la velocità del getto di metallo che entra nello stampo, unitamente al tempo di riempimento. La velocità del metallo fuso viene denominata velocità all'attacco di colata e deve essere dell'ordine di grandezza di $30 \div 45 \text{ m/s}$ [2][3]. Questa velocità è a sua volta determinata dalla sezione dell'attacco di colata e dalla sezione e velocità del pistone di iniezione. Possiamo dunque riassumere che la riuscita del pezzo pressofuso, agli effetti della sua integrità strutturale e della sua presentazione estetica, è legata ai seguenti fattori:

- ❖ **configurazione dell'attacco di colata;**
- ❖ **spessore e sezione dell'attacco di colata;**
- ❖ **tempo di riempimento della cavità dello stampo;**
- ❖ **velocità del metallo all'attacco di colata;**
- ❖ **caratteristiche fisiche e tecnologiche della lega;**
- ❖ **velocità e pressione del metallo alle quali il pezzo è stato ottenuto;**
- ❖ **rapporto fra le temperature del metallo e dello stampo.**

3. Leghe di alluminio da Pressofusione.

Ogni lega a seconda del tipo e della qualità dei suoi costituenti, impartisce al pezzo, particolari caratteristiche fisiche, meccaniche e tecnologiche. Le leghe di alluminio più comunemente impiegate per la fabbricazione di getti sono quelle riportate nella tabella di figura 3.2. In figura 3.1. invece vengono riportate, in funzione del tenore di silicio, varie proprietà delle leghe binarie Al Si; schema basato su prove condotte da Froudy Institute di Aachen. [3][4]



- a) Fluidità
- b) Capacità di alimentazione
- c) Suscettibilità al ritiro
- d) Uniformità di ritiro
- e) Tendenza alla cricatura a caldo

Essa fornisce utili indicazioni sui criteri di scelta della lega più appropriata per la progettazione e la realizzazione di un pezzo.

Figura 3.1. Proprietà di fonderia delle leghe Alluminio-Silicio in relazione al diagramma di stato binario Al-Si.

3.1. Caratteristiche più importanti delle leghe.

Le caratteristiche fisiche prese maggiormente in considerazione nella progettazione di un getto pressocolato sono:

- Densità, Kg/dm³;
- Temperatura di inizio liquefazione, °C;
- Temperatura di inizio solidificazione, °C;
- Temperatura ottimale di colata, °C;
- Ritiro lineare di solidificazione.

In sede di progettazione di un getto pressocolato invece si tiene conto normalmente delle seguenti caratteristiche meccaniche:

- carico di rottura Rm, in Kg/mm²;
- carico al limite dello snervamento Rp_{0,2}, in Kg/mm²;
- allungamento percentuale, %;
- durezza, unità Brinell.

Per l'utilizzo di queste leghe per i vari processi tecnologici, vengono valutati i seguenti parametri:

- colabilità;
- lavorabilità all'utensile;
- lucidabilità;
- caratteristiche meccaniche a caldo;
- fragilità di ritiro;
- tenuta alla pressione;
- resistenza alla corrosione.

Designazione della lega	Designazione abbreviata	Norma UNI	Composizione chimica percentuale in peso											Caratteristiche meccaniche minime							
			Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Impurezze			Stato di trattam.	Rm MPa	Rp _{0,2} MPa	A %	HB	
													tranne	totale	ciasc.						
GD-ALSi13	GD AS13	4514	0,70	12,00-13,50	0,10	0,10	0,10	0,40	0,10			0,15	Fe+Mn+Ti	0,30		GD	180	120	150		
GD-ALSi9MgFe	GD AS9GF	5074	1,30	9,00-10,00	0,50	0,40	0,40-0,60	0,35	0,50		0,15	0,15	0,15	Ti	1,80	0,10	GD	200	150	2,00	70
GD-ALSi8,5Cu3,5Fe	GD AS8,5C3,5F	5075	1,10	8,00-9,50	3,00-4,00	1,00	0,30	0,40	0,30		0,15	0,10	0,10	Ti	1,60	0,10	GD	220	150	1,0	85
GD-ALSi12Cu2Fe	GD AS12C2F	5076	1,10	11,00-12,50	1,75-2,50	0,90	0,30	0,50	0,30		0,15	0,10	0,15	Ti	1,80	0,10	GD	270	160	1,0	85
GD-ALSi5Fe	GD ASSF	5077	1,20	4,50-6,00	0,50	0,50	0,20	0,30	0,30		0,15	0,10	0,15	Ti	1,60	0,10	GD	180	100	2,5	50
GD-ALSi13Fe	GD AS13F	5079	1,10	11,50-13,00	0,80	0,50	0,30	0,30	0,20		0,15	0,10	0,15	Ti	2,00	0,10	GD	230	130	1,5	75
GD-ALMg7,5Fe	GD AG7,5F	5080	1,00	0,50	0,08	0,20	6,50-8,00	0,50	0,05		0,05	0,05	0,20	Ti+Mn+Si	0,30	0,05	GD	200	120	1,5	60
GD-ALNi2Mn2	GD AN2M2	6253	0,70	0,70	0,20	0,03	1,90-2,10	1,90-2,10					0,10-0,20	Fe+Si+Cu	0,50	0,10	GD	200	100	4,0	50

Figura 3.2. Leghe di Alluminio da pressofusione. [4]

3.2. Influenza degli alliganti sulle leghe di alluminio.

Elenchiamo qui di seguito gli effetti esercitati da diversi elementi (alliganti) [5]/[6] sulle leghe a matrice alluminio.

- *Il ferro* è sempre presente nell'alluminio come impurità, in genere indesiderata nella fonderia; è invece molto utile nella pressocolata perché diminuisce l'aggressività dell'alluminio nei riguardi degli stampi; il *ferro* riduce infatti il rischio di attaccature; migliora inoltre la resistenza meccanica a caldo, favorendo l'estrazione del getto dallo stampo; se la sua presenza non supera l'uno per cento, esso affina il grano metallico e riduce la fragilità di ritiro.
- *Il silicio*, fino al valore eutettico, migliora la colabilità, riduce la fragilità di ritiro e permette di ottenere getti compatti; non riduce in modo sensibile la resistenza alla corrosione ma peggiora la lavorabilità all'utensile.
- *Il rame* aumenta il carico di rottura, la durezza e la resistenza a caldo e migliora la lavorabilità all'utensile. Per contro, esso riduce notevolmente la resistenza alla corrosione, anche se presente in piccole quantità.
- La presenza di *zinco* in una lega migliora la resistenza meccanica, la plasticità e la lavorabilità all'utensile; peggiora invece decisamente la resistenza alla corrosione e induce una sensibile fragilità a caldo.
- *Il magnesio* aumenta il carico di rottura e la durezza, mantiene buona la lavorabilità all'utensile; migliora la resistenza alla corrosione e la lucidabilità; esso riduce invece la colabilità e aumenta la fragilità al ritiro; perciò getti in leghe al *magnesio* possono presentare incrinature che diventano via via più frequenti man mano che aumenta il quantitativo di questo elemento nella lega.

Nella pratica fusoria il metallo per fabbricare un dato getto è ottenuto a partire da pani, boccame e pezzi scarti della stessa lega, fuso con forni distinti e trasportato con siviere diverse per ogni tipo di lega. Il miscuglio di boccame, pani e scarti di leghe differenti, o l'impiego di forni che hanno contenuto leghe diverse e che non sono stati ben ripuliti, porta a inquinare la lega e, in certi casi, ad alterarne profondamente le caratteristiche, anche se le quantità in gioco non sono rilevanti. Questa alterazione può portare a una maggior difficoltà nello stampaggio dei getti, alla

Fenomeni che si verificano nel bagno	Fattori inquinanti	Precauzioni e rimedi
Inquinabilità con altre leghe	Mescolamento bagni, pani e ritorni estranei	Rispetto nella distinzione delle partite di materiale
Inquinabilità con ferro	Attrezzi non protetti, eccessiva temperatura del bagno	Diluizione con metallo a basso tenore di ferro
Sedimentazione di elementi pesanti	Attese prolungate del bagno metallico	Rinnovo e movimento del bagno, pescaggio sufficientemente alto
Reazione con l'umidità atmosferica	Attese prolungate, surriscaldi della lega	Degasaggio (sali, azoto, vuoto)
Inquinabilità con ossidi, con idrogeno	Immissione materiale ossidato, oleato, ad alto rapporto superficie/volume (pelli, torniture, scoria)	Controllo delle cariche immesse nel forno
Cristallizzazione grossolana	Surriscaldi, inquinamento da ferro (vedi)	Rapidità di fusione e colata, affinazione

Figura 3.3. Fattori inquinanti nel bagno e rimedi.

produzione di un maggior numero di scarti o a inconvenienti e contestazioni quando i getti ottenuti con leghe inquinate vengono successivamente lavorati e/o impiegati. Altre alterazioni delle caratteristiche delle leghe si possono avere se durante la fusione non si è portato il metallo alla temperatura prescritta: così se la temperatura massima di colata sarà superata, si avrà formazione di ossidi e perdite di alcuni componenti, come *magnesio e zinco*. Se la temperatura di stampaggio non viene rispettata, ed è troppo bassa, si può verificare nel forno di attesa che i composti intermetallici a base di Fe, Si ed elementi più pesanti contenuti nella lega precipitino sul fondo del crogiolo sotto forma di cristalli. In assenza di adeguato mescolamento o di insufficienti moti convettivi, prevarranno fenomeni di sedimentazione tali da provocare segregazioni nel bagno. Quest'ultimo si separerà in strati sempre più densi man mano che ci si avvicina al fondo del crogiolo, in quanto aventi un maggior contenuto in elementi più pesanti della matrice di *alluminio*. Se si lavora in una siffatta condizione, la composizione della lega non sarà più quella prescritta e quando si pesca il metallo da colare in fondo al crogiolo, dove si raccolgono questi elementi in percentuali elevate si avranno difficoltà, come scarsa colabilità e presenza di attaccature nello stampo, rottura di utensili e inconvenienti in sede di lavorazione. Le difficoltà di lavorazione derivanti dalla presenza di punti duri denunciano il fatto che la lega non è stata trattata alla temperatura prescritta o che non si è operato con la dovuta attenzione alla "igiene del metallo", nel senso che in esso si trovano elevate percentuali di ossidi o composti intermetallici perché le operazioni di depurazione non sono state effettuate secondo le prescrizioni. La presenza di questi punti duri declassa la qualità dei getti e la fonderia che li ha prodotti, oltre a provocare scarti e contestazioni. Qui di seguito riportiamo una elencazione delle principali norme che debbono essere osservate per un corretto ciclo operativo.

3.3. Preparazione delle leghe.

Le leghe impiegate per la produzione dei pezzi pressocolati sono generalmente ottenute dalla fusione di pani in lega titolati e della fusione contemporanea di ritorni di fonderia (boccami, colate, scarti, materozze di tracicimazione). Mediamente la percentuale dei ritorni di fonderia presenti in lega è dell'ordine del 30%÷ 40%, e nella fusione per la fabbricazione dei pezzi, se la carica del forno non è costituita da soli pani (come può avvenire ad inizio produzione), la percentuale dei ritorni non deve superare le suddette percentuali; se tali limiti vengono superati aumenta l'incertezza nella composizione chimica della lega finale e inevitabilmente si

introducono in essa sensibili aliquote di composti indesiderati, come ossidi, composti intermetallici complessi, ecc. Orbene, l'utilizzo di una carica mista pani e ritorni se da un lato è dettato da ragioni di economia, non manca di dare anche vantaggi da un punto di vista metallurgico; difatti i ritorni hanno alle loro spalle una certa "lavorazione" che i pani di metallo primario non hanno ancora subito,



Figura 3.4. Scarti interni riutilizzati (boccami).

"lavorazione" che si traduce in una cristallizzazione minuta e più vicina alla struttura finale del getto. D'altra parte, è rischioso ricorrere a soli ritorni, che di solito hanno una composizione chimica alterata rispetto a quella originaria; possono difatti mancare di elementi volatili, come *il magnesio*, ovvero presentare elevate aliquote di elementi più pesanti, come *ferro, manganese, ecc.* Pertanto, la composizione ideale della lega presente nel forno di servizio alla macchina di pressocolata è una mescolanza di pani titolati e boccami in percentuali predeterminate e costanti. Naturalmente pani e ritorni debbono essere della medesima lega. Durante le fasi di fusione, mantenimento allo stato fuso e manipolazione delle leghe, si debbono adottare precauzioni atte ad evitare inquinamenti e degradi delle leghe stesse. Nella precedente figura 3.3 sono riportate per alcuni fattori inquinanti, le precauzioni e i rimedi da adottare per evitare indesiderati fenomeni metallurgici legati a questo particolare aspetto.

3.4. Requisiti di una lega da pressocolata.

I requisiti che una lega deve presentare per ottenere dei buoni getti pressocolati sono legati alla **colabilità, stabilità a caldo e basso punto di fusione.**

La **colabilità**, cioè l'attitudine del metallo a riempire e ad assumere la forma dello stampo riproducendo anche i minimi dettagli dell'impronta, è il primo requisito per ottenere getti sani, compatti e con buona rifinitura. Una lega a buona colabilità darà pezzi senza giunzioni (falde fredde), porosità e risucchi, e permetterà di ottenere caratteristiche meccaniche buone, spesso anche migliori di quelle ottenibili con leghe aventi caratteristiche meccaniche più elevate ma con minor colabilità.

È desiderabile una buona **stabilità a caldo** per permettere all'operatore di estrarre il pezzo a una temperatura elevata, consentendo così una maggior velocità di produzione senza che si verificino incrinature dovute alle inevitabili sollecitazioni che il pezzo subisce all'apertura dei semistampi, e in particolare all'espulsione.

Un **basso punto di fusione** è desiderabile perché, oltre a permettere una maggiore velocità di produzione, consente una più lunga durata degli stampi in conseguenza della minore entità delle sollecitazioni termiche cui questi vengono assoggettati. Un ampio **intervallo di solidificazione** è desiderabile perché permette un più lento riempimento della cavità, consentendo all'aria di sfogare e mantenere aperti per un tempo maggiore gli attacchi di colata, così che la pressione del pistone possa trasmettersi al getto e alimentarlo durante la solidificazione. Questo fatto attenua la caratteristica propria di queste leghe che, solidificando, cristallizzano in modo più grossolano, favorendo risucchi e cavità.

3.5. Leghe di alluminio di maggior impiego.

I tipi di lega maggiormente impiegati nella pressocolata 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 e alligati con le necessarie aggiunte per portare la lega alla richiesta specifica di composizione. Le cataste di pani debbono essere siglate con l'indicazione del tipo di lega e la relativa fornitura deve essere corredata da certificato di analisi. Ognuno dei tipi di lega summenzionati ha una propria fisionomia e determinate caratteristiche fisiche, meccaniche, tecnologiche; le caratteristiche proprie di una determinata lega debbono essere scelte e messe a profitto in relazione a tipo e requisiti del pezzo da produrre. Il tipo di lega da impiegare per un determinato pezzo, se non espressamente prescritto dal cliente, deve essere scelto e/o consigliato dal pressofonditore in relazione ai requisiti del pezzo e alla corrispondenza delle proprietà fisiche, meccaniche, tecnologiche proprie della lega. Sintetizzare, sia pure a grandi linee, i campi di impiego dei vari tipi di lega, non è facile, tuttavia citiamo alcuni indirizzi generali:

- pezzi dotati di resistenza alla corrosione richiedono leghe del tipo AlSi e AlMg
- per pezzi ad elevate caratteristiche meccaniche si richiedono leghe del tipo AlSiCu, o autotempranti Al-Zn-Mg
- la brillantezza delle superfici nei getti richiede l'impiego di leghe del tipo AlMg, AlSiMg e AlNiMg
- per pezzi dotati di resistenza al calore si richiedono invece leghe del tipo AlNiMn.



Figura 3.5. Lingotti di Alluminio 4600 per pressofusione.

4. Macchine per la Pressofusione.

Le macchine da presso-colata si dividono in due tipologie:

- *Macchine di pressocolata a camera calda;*
- *Macchine di pressocolata a camera fredda.*

Le prime sono adatte alla pressofusione di leghe a basso punto di fusione (zinco, stagno) e al magnesio; le seconde sono adatte alle leghe a più alto punto di fusione (alluminio, rame). Le macchine a camera fredda poi si distinguono ulteriormente in macchine a camera fredda verticali e orizzontali. Queste sono composte da una **pressa**, uno **stampo** e un **sistema di iniezione**; la differenza sostanziale tra le due macchine è data da diversi sistemi di iniezione, come evidenziato nella figura 4.1. e figura 4.2. Le macchine a camera fredda sono di gran lunga le più diffuse e per questa ragione faremo riferimento sempre ad esse.

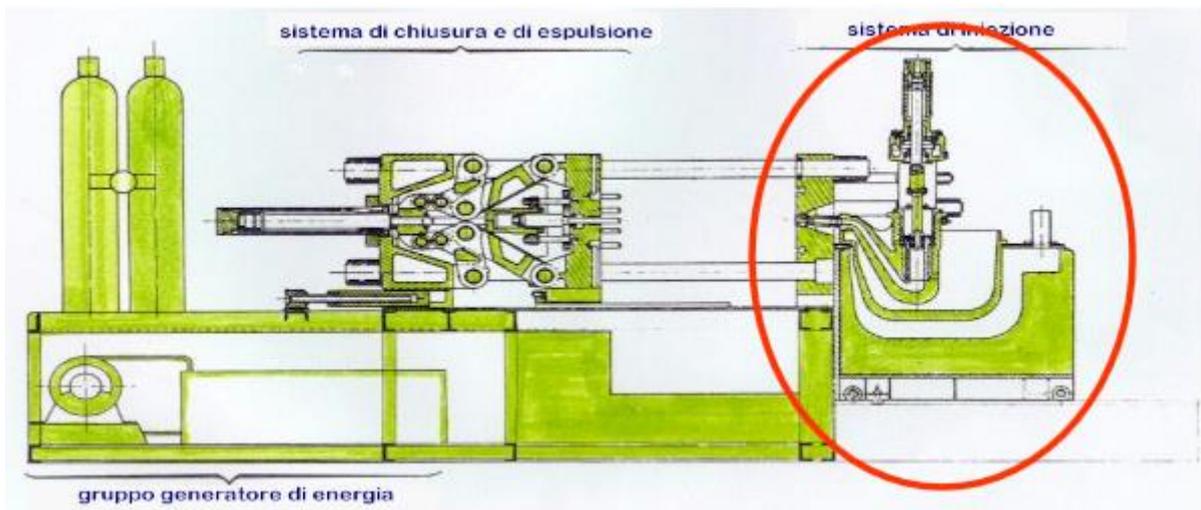


Figura 4.1. Schema di una macchina da pressocolata a camera a caldo.

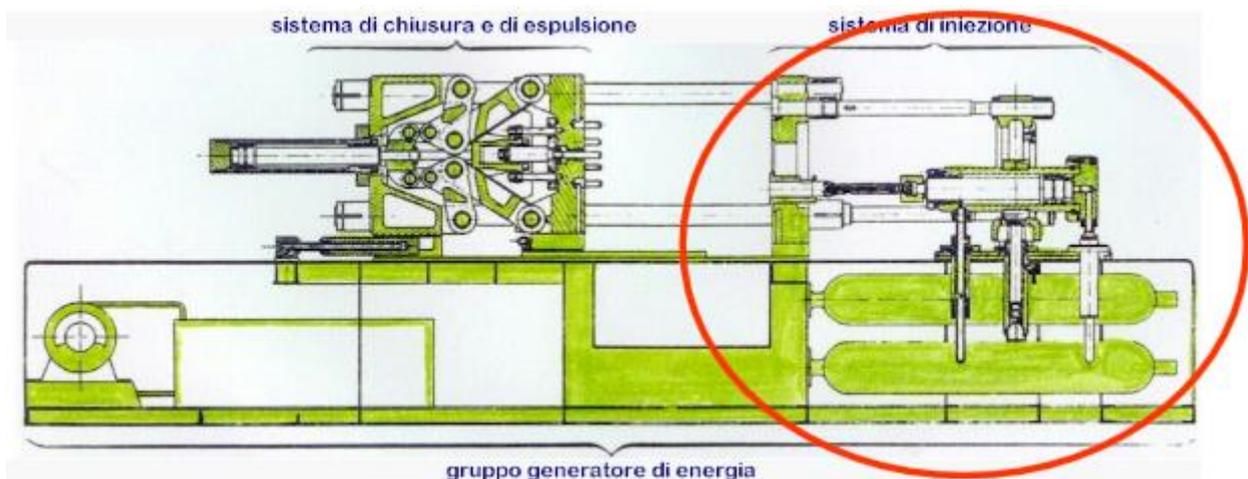


Figura 4.2. Schema di una macchina da pressocolata a camera a freddo.

Le macchine da pressofusione sono azionate per mezzo di energia idraulica; questa viene conferita a un fluido tramite pompe azionate da motori elettrici. Il fluido viene scelto in funzione di determinate proprietà del medesimo, che elenchiamo:

- Incomprimibilità;
- Bassa viscosità;
- Rapporto viscosità/temperatura ben determinato;
- Buone caratteristiche antiossidanti;
- Buone caratteristiche antischiuma;
- Buone caratteristiche anticorrosive;
- Idrorepellenza;
- Buone caratteristiche di demulsificazione;
- Alto punto di infiammabilità;
- Basso potere di inquinamento all'ambiente.

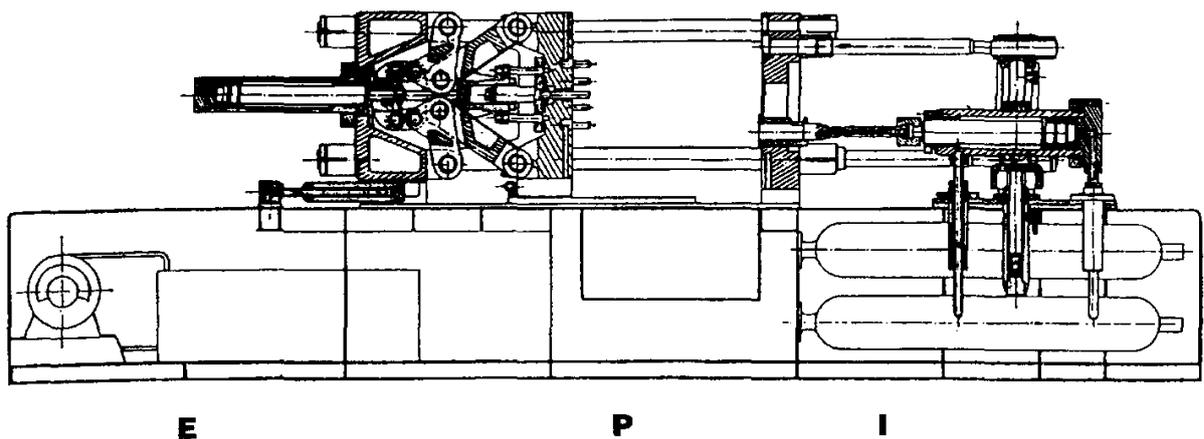


Figura 4.3. La macchina da pressofusione: E) Gruppo generatore di energia idraulica. P) Gruppo pressa. I) Gruppo iniezione.

Analizziamo in seguito i componenti della macchina.

4.1. Lo stampo.

Lo stampo è il mezzo che direttamente conferisce forma al pezzo. La precisione e il pregio di un buon pezzo pressofuso dipendono dall'accuratezza di esecuzione dello stampo oltre che dal corretto impiego di questo sulla macchina. Lo stampo è un insieme di elementi in acciaio costruiti e assemblati con precisione; il complesso rende così possibile la fabbricazione di pezzi in grandi e grandissime serie. Le dimensioni dello stampo dipendono sostanzialmente alla forma e dalla dimensione del pezzo che si vuole ottenere; tuttavia queste sono influenzate da altri fattori in ordini di sollecitazioni meccaniche, termiche e di usura.

L'assemblaggio degli elementi costituenti lo stampo, in posizione di chiusura, realizza una cavità avente la forma del pezzo da produrre e dei diversi condotti del sistema di alimentazione attraverso i quali viene iniettato il metallo fuso. Questo assemblaggio deve soddisfare diverse esigenze, le più importanti elencate in seguito:

- i. Riprodurre esattamente forma e dimensioni del pezzo;
- ii. Assicurare, alla temperatura di esercizio, i movimenti relativi fra le parti mobili e l'estrazione del getto;
- iii. Resistere alle sollecitazioni termiche e agli sforzi meccanici derivanti dall'iniezione e dalla pressione esercitata dal metallo fuso;
- iv. Permettere, dopo la solidificazione del metallo, l'estrazione del pezzo senza subire e/o senza ingenerare rotture o deformazioni nello stampo così come nel pezzo.

Nella sua forma più semplice lo stampo è costituito da due parti principali (figura 4.4):

- **Parte fissa:** essa è ancorata alla piastra fissa della macchina;
- **Parte mobile:** essa è ancorata al piano mobile della macchina.



Figura 4.4. Semistampo fisso e semistampo mobile.

Sulla parte mobile, ma talvolta anche su quella fissa, possono trovarsi dei tasselli radiali, per particolari conformazioni del pezzo (presenza di sottosquadri) e/o per la necessità di creare nel pezzo stesso dei fori che non siano attraversati dal piano di divisione fra i due semistampi fisso e mobile. L'impiego di pressioni elevate, da 40 a 100 MPa [3], esercitate sul metallo fuso, determinano la necessità di mantenere unite nella posizione di chiusura le vari parti che compongono lo stampo. La realizzazione di ogni stampo è un problema diverso da pezzo a pezzo in quanto comprende diversi aspetti: figura e dimensioni, sollecitazioni termiche, necessità di raffreddamento dimensioni e configurazione rapportate alla macchina sulla quale opera lo stampo. Tuttavia, nei vari stampi ritroviamo elementi comuni sia come forma che come funzione, che rientrano in tipologie standardizzate: espulsori, spine e bussole di guida, spine di assemblaggio, ecc. (vedi Figura 4.5).

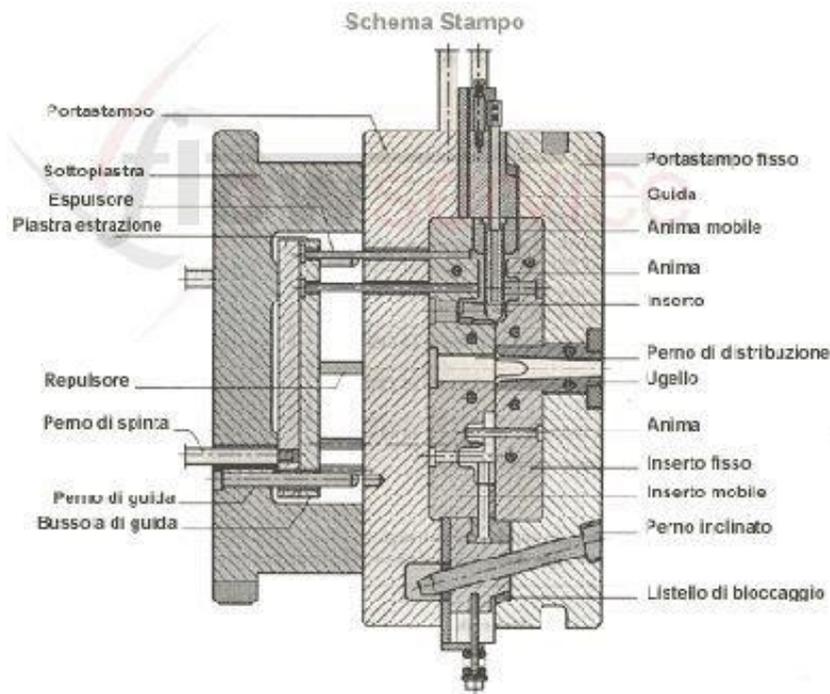


Figura 4.5. Schema di uno stampo da Pressofusione.

4.2. Circuito idraulico.

si può parlare di circuito idraulico e non oleodinamico in quanto le macchine non funzionano più con olio, ma con fluidi idraulici. Qualunque circuito può considerarsi formato da due parti distinte:

- una parte preposta a conferire energia al fluido;
- una parte che utilizza l'energia posseduta dal fluido.

L'energia idraulica viene ottenuta convertendo altre forme di energia: nel nostro caso convertiamo energia meccanica fornita dal motore elettrico (che a sua volta ha trasformato energia elettrica in energia meccanica) in energia idraulica per mezzo di pompe erogatrici di fluido, caratterizzato da una certa portata e pressione. Un circuito idraulico semplice può essere essenzialmente composto da:

- serbatoio;
- filtro;

- pompa;
- regolatore di pressione.

Il circuito idraulico di una macchina per la pressofusione dell'alluminio è molto più complesso e sofisticato; esso è composto normalmente da:

- serbatoio del fluido;
- filtro di aspirazione;
- pompa di bassa pressione;
- filtro di mandata;
- pompa di alta pressione;
- regolatore di bassa pressione;
- regolatore di alta pressione;
- valvola di ritegno fra bassa e alta pressione;
- valvola di partenza in scarico delle pompe;
- scambiatore di calore per il raffreddamento del fluido idraulico.

Sulla macchina di pressofusione la parte che utilizza l'energia idraulica è composta essenzialmente da cilindri idraulici e accumulatore idropneumatici.

4.3. Gruppo pressa.

Il gruppo pressa è formato da tre piani uniti fra di loro da quattro colonne che costituiscono anche la guida sulla quale scorre il piano (o piastra) mobile.

Questo è il dispositivo preposto alla chiusura e all'apertura dello stampo; esso è costituito da:

- piano fisso (o della piastra);
- piano (o piastra) mobile.

Fra di essi è montato lo stampo.

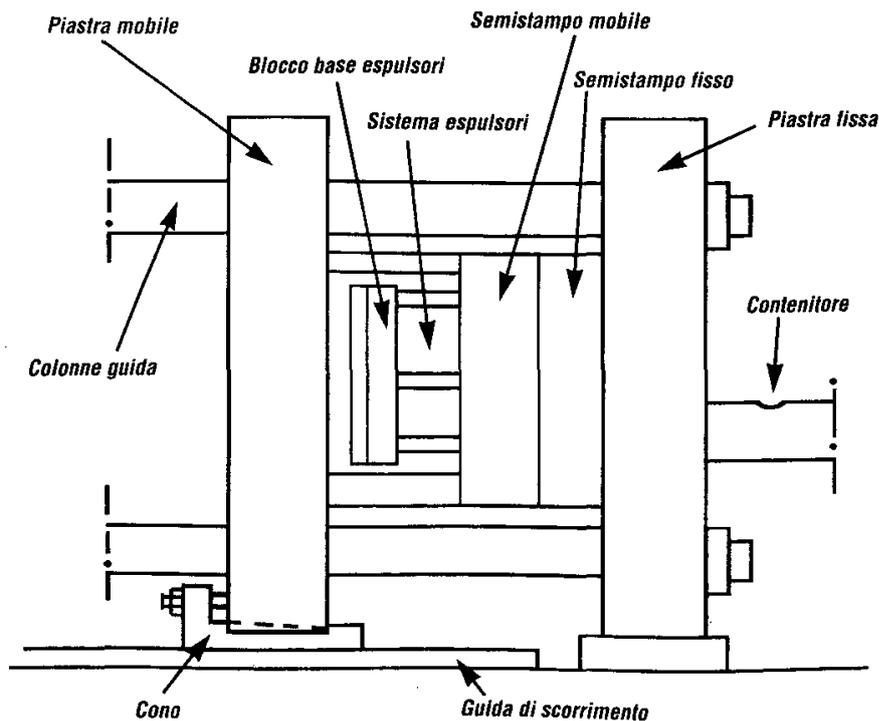


Figura 4.6. Piastra mobile, sezione.

Un dispositivo che agisce sui dadi delle colonne permette di adeguare la luce fra i suddetti piani all'altezza dello stampo (figura 4.6.). La chiusura dello stampo avviene con una certa forza ed è questa forza che caratterizza la grandezza della macchina; così quando parliamo di una macchina da 500t, questo significa che la macchina è in grado di chiudere lo stampo con una forza di 500t cioè 500.000 Kg (5MN nel S.I.). Le quattro colonne della macchina sono dimensionate in funzione di questa forza; infatti il cilindro idraulico che esercita la forza per la chiusura dello stampo aziona un sistema di leverismi a ginocchiera che sollecita a trazione le colonne della macchina. Per meglio chiarire questa funzione della macchina facciamo seguire alcune elementari definizioni. La *forza di chiusura* è quella forza che occorrerebbe esercitare per allontanare i semistampi combacianti in posizione di chiusura; funzione della forza di chiusura è contrastare la forza determinata dalla pressione agente sul metallo fuso ad opera del dispositivo di iniezione entro la cavità dello stampo, che si traduce in una forza tendente ad allontanare i due semistampi (forza di apertura). Pertanto, questa forza (antagonista rispetto alla forza di apertura determinata dall'iniezione) deve essere superiore a quest'ultima per impedire che lo stampo si apra e il metallo, pressato entro la cavità dello stampo, venga proiettato all'esterno. Per questa ragione la forza di chiusura deve essere superiore in ragione del 15 ÷ 20 % rispetto alla corrispondente forza di apertura. La *forza di apertura* è data dal prodotto della pressione esercitata sul metallo fuso per la superficie frontale della cavità dello stampo. Nella figura 4.7. sono schematizzate le forze che agiscono. [3]

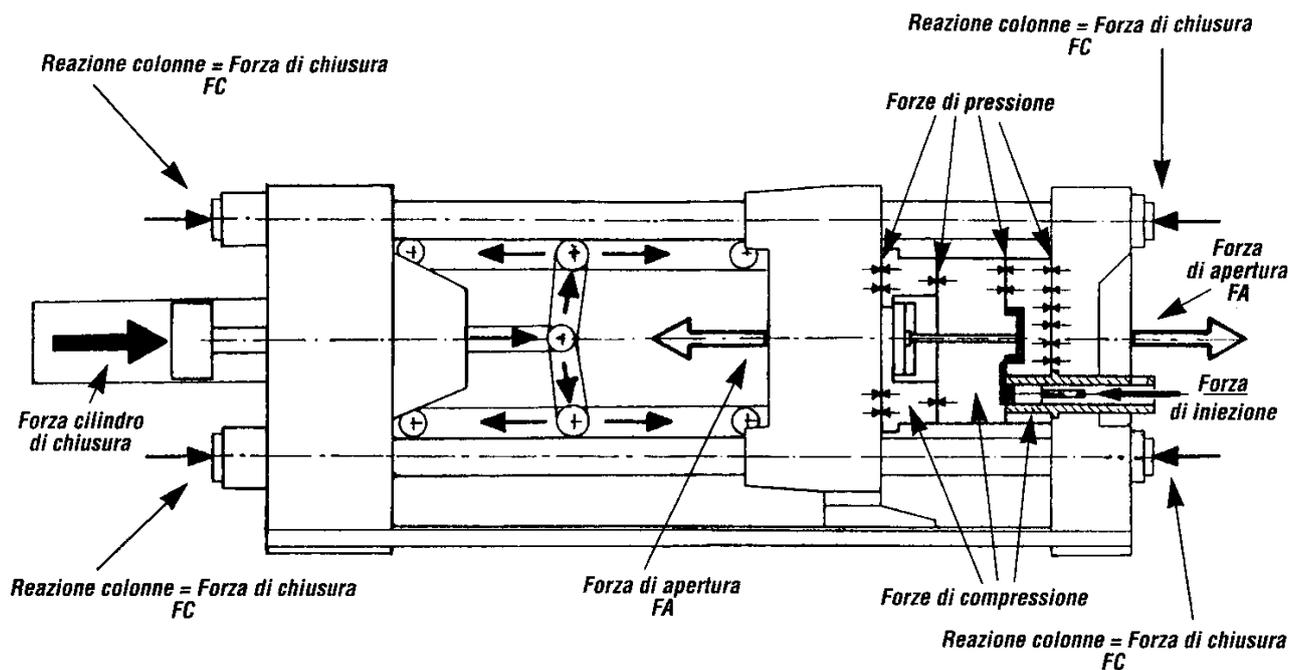


Figura 4.7. Forze interagenti in una macchina da pressofusione.

4.4. Gruppo iniezione.

Comprende:

- accumulatore di iniezione;
- cilindro di iniezione;
- accumulatore moltiplicatore;
- cilindro moltiplicatore;
- cilindro di posizionamento del gruppo di iniezione.

Su alcuni stampi sono montati anche dei cilindri, sia sulla parte mobile che sulla parte fissa, che azionano i tasselli laterali degli stampi stessi. Su alcune macchine che montano il dispositivo automatico di sfilamento e riposizionamento delle colonne e il dispositivo di bloccaggio automatico dei semistampi troviamo altri cilindri preposti a questi azionamenti. Questi organi attuatori assorbono energia idraulica e la convertono in movimenti e forze meccaniche. Per l'azionamento di questi attuatori sono necessarie altre apparecchiature di comando e regolazione quali:

- distributori o controlli direzionali;
- regolatori di velocità;
- regolatori di forza.

Su alcune macchine queste apparecchiature di comando sono abbastanza complesse e sofisticate, come nel caso in cui si debbano realizzare variazioni di velocità su tratti del percorso di un cilindro, come nei sistemi di iniezione “Parashot” e “Progression”, che più avanti esamineremo.

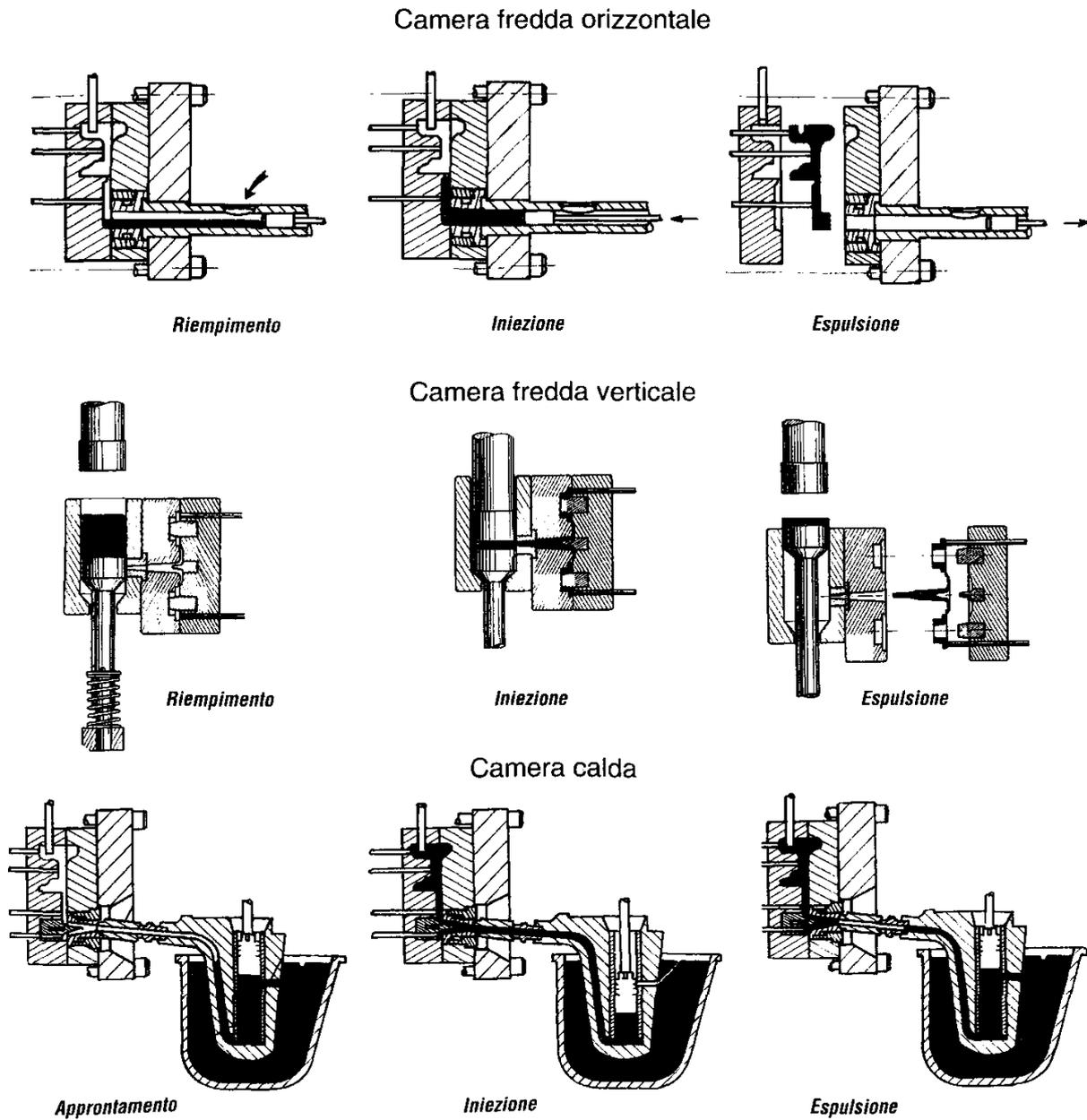


Figura 4.8. Sistemi di iniezione comparati.

Il dispositivo di iniezione è il cuore della macchina di pressofusione; per mezzo di esso infatti si ottiene il riempimento della cavità dello stampo in un tempo e con una velocità determinati dai parametri funzionali che lo regolano. Anche l'alimentazione del ritiro di solidificazione del getto è determinata dalle modalità del suo riempimento. Il dispositivo di iniezione è essenzialmente formato da un aggregato solidale con il piano fisso della macchina sul quale è montato il cilindro di iniezione alimentato da pompe e da accumulatori di pressione attraverso un complesso sistema di elettrovalvole e regolatori di pressione. Sull'asta che fuoriesce dal cilindro di iniezione è montata una prolunga (asta portapistone) sulla quale è a sua volta montato il pistone di iniezione; il suo compito è spingere il metallo fuso entro la cavità dello stampo, come in figura 4.9. Spesso, al cilindro di iniezione è collegato il moltiplicatore di pressione: questo, una volta che la cavità è stata riempita, ha la funzione di moltiplicare la

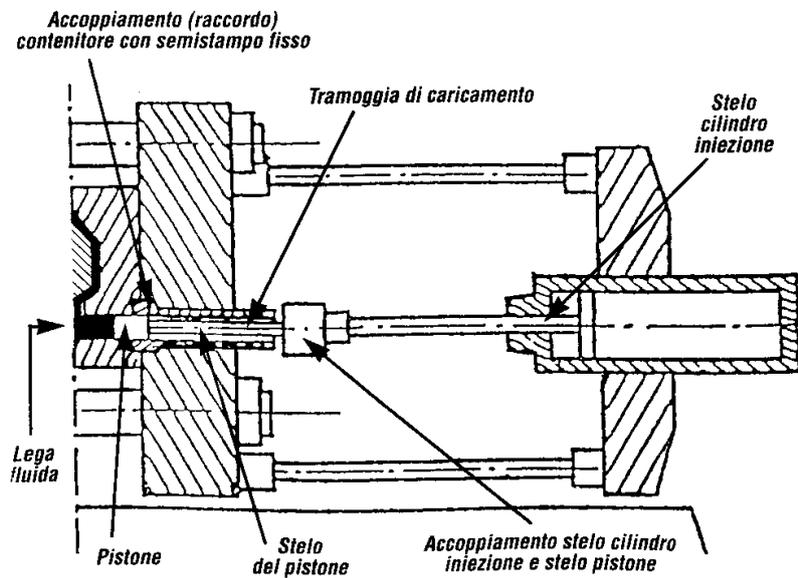


Figura 4.9. Schema del sistema base di iniezione.

pressione che ha spinto avanti il cilindro di iniezione e costipare il metallo alimentando nella cavità il ritiro dello stesso mentre solidifica. Il dispositivo di iniezione non agisce direttamente sul metallo per riempire lo stampo, ma il riempimento avviene per tramite del contenitore e del pistone. Il riempimento avviene in tre fasi:

1. **prima fase:** preriempimento, con avanzamento lento del pistone lungo il cilindro di iniezione;
2. **seconda fase:** riempimento vero e proprio della cavità lungo il cilindro di iniezione ad opera del pistone che avanza in modo veloce;
3. **terza fase:** alimentazione del ritiro di solidificazione; la pressione sul metallo viene esercitata dal pistone e aumentata dall'eventuale moltiplicatore.

A seconda delle caratteristiche del pezzo da produrre, la pressione può essere più o meno elevata. Notevole importanza ha la modalità con cui il pistone di iniezione riempirà la cavità dello stampo; infatti esso deve spingere il metallo nello stampo in modo da non intrappolare aria e in un intervallo di tempo compatibile con lo spessore del pezzo. Per questa ragione il dispositivo di iniezione è stato definito il cuore della macchina in quanto ne caratterizza le prestazioni; dalle sue possibilità di regolazione, dal tempo e dal modo dello stabilirsi della pressione finale sul metallo, dalla costanza e ripetitività del suo ciclo, dipendono direttamente le qualità del pezzo. Nella figura 4.10 è illustrato quanto esposto: si notino l'andamento perturbato e i picchi di pressione che avvengono con e senza moltiplicatore.

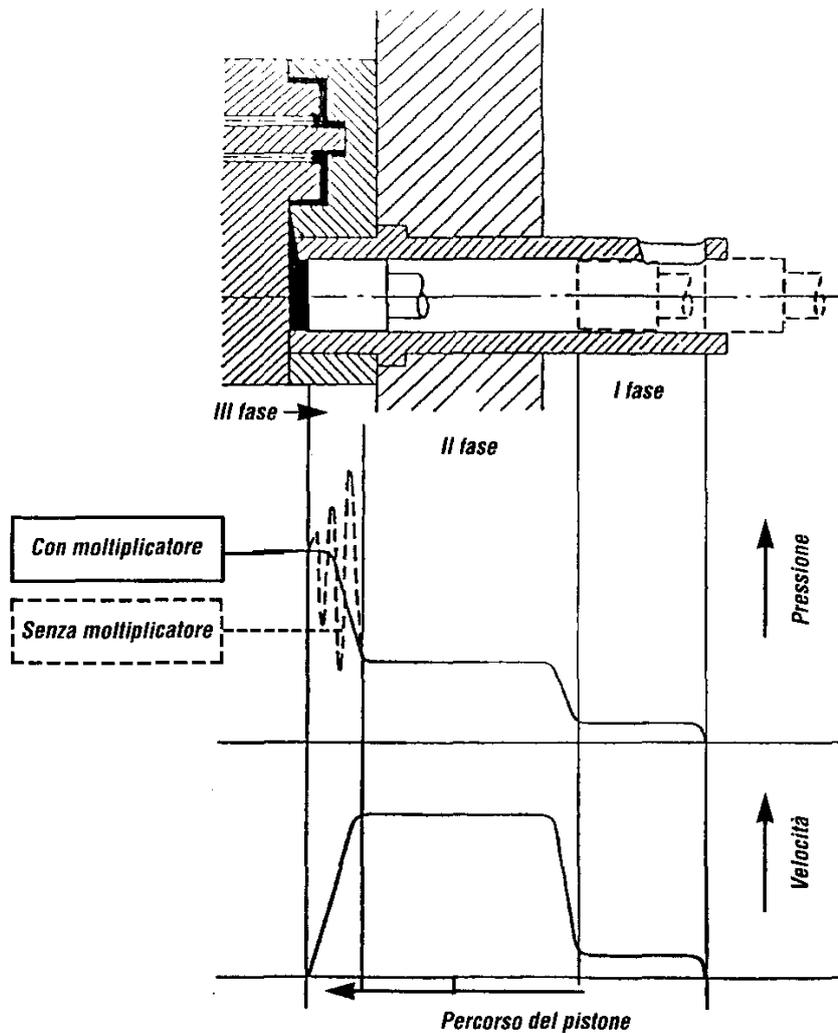


Figura 4.10. Funzione del Moltiplicatore nelle 3 fasi di iniezione.

4.5. Parametri dell'iniezione.

La velocità alla quale il cilindro avanza è determinata dalla portata di fluido in entrata ed è proporzionale al volume del cilindro. La corsa e la velocità di spostamento del cilindro nella prima fase di iniezione è caratterizzata da bassa velocità. Queste velocità sono dell'ordine di $0.15 \div 0.25$ m/s o più elevate nei sistemi di iniezione a velocità progressivamente accelerate. La velocità è determinata dal rapporto pressione/portata della pompa e dalla luce di apertura della valvola di regolazione della velocità della prima fase di iniezione. La portata di fluido idraulico del sistema è caratterizzata dal diagramma P/Q. La seconda fase, preposta al riempimento rapido della cavità dello stampo, è caratterizzata da elevate velocità del cilindro di iniezione (fino a 6m/s), avvalendosi dell'accumulatore, che eroga il fluido idraulico in grandi portate che si aggiungono a quelle della prima fase. La portata di fluido nella seconda fase è determinata dal rapporto pressione/portata dell'accumulatore e dalla luce di apertura della valvola di regolazione della velocità della seconda fase di iniezione. La portata del fluido erogata dall'accumulatore è anch'essa determinata dal diagramma P/Q, il quale

riporta dunque tutte le caratteristiche idrauliche della macchina. La **velocità di avanzamento del pistone** di iniezione è così in funzione dei seguenti parametri:

- pressione;
- portata del fluido idraulico;
- volume del cilindro di iniezione.

Nel caso della seconda fase, dove l'avanzamento rapido del pistone di iniezione è determinato dalla portata del fluido prelevato dall'accumulatore, dobbiamo tener conto che, prelevando il fluido, la pressione nell'accumulatore si abbassa e proporzionalmente diminuisce la portata del fluido erogato e, di conseguenza, la velocità di spostamento del pistone di iniezione. Da questo emerge la necessità che la caduta di pressione nell'accumulatore sia contenuta entro valori ristretti, e questo dipende dal rapporto dei volumi fra gas e fluido idraulico.

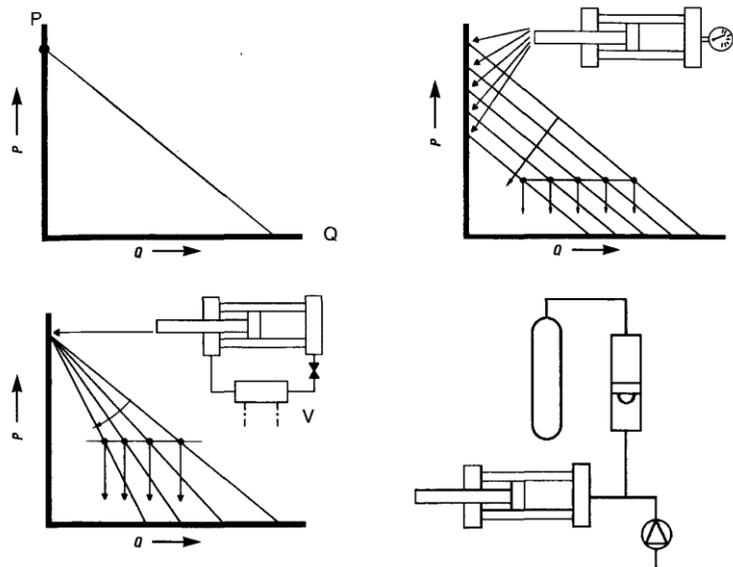


Figura 4.11. Diagrammi pressione - portata - velocità.

Viene denominato tasso di riempimento del contenitore il rapporto percentuale:

$$t = \frac{\text{volume della camera del contenitore}}{\text{volume della lega versata}} \quad \{2\}$$

Il volume del contenitore è determinato dalle sue dimensioni: L (lunghezza utile) x S (area del pistone). Il volume della lega è dato da:

$$\frac{\text{peso della lega}}{\text{densità di volume della medesima}} = \frac{P}{d} \quad \{3\}$$

Rapporto che, nell'impiego di leghe di alluminio, è pari a P/2,5. Il tasso di riempimento del contenitore è generalmente espresso in %. È importante tener conto del tasso di riempimento del contenitore in quanto il grosso problema della pressofusione è l'evacuazione dell'aria in tempo molto ristretti; per questo si preferisce lavorare con tassi di riempimento elevati. Tuttavia, nella pratica quotidiana si lavora con bassi tassi (20 ÷ 30%) e questo porta sovente a difettosità e difficoltà, come l'ottenere pezzi affetti da porosità eccessiva, prodotti mediante corse troppo lunghe della prima fase e troppo corte della seconda fase (Figura 4.12).

La lunghezza della **corsa della prima fase di iniezione** (che teoricamente deve portare il metallo fuso in prossimità dell'attacco di colata) è data da:

$$\text{Lunghezza utile del contenitore} \times \text{tasso di riempimento} = L \times t. \quad \{4\}$$

Alla fine della corsa di prima fase di iniezione troviamo quello che viene generalmente denominato punto di intervento della seconda fase di iniezione. Tale punto deve essere determinato con attenzione, al fine di evitare difetti di porosità o tempi di riempimento troppo lunghi; sulla macchina questa posizione si fissa con un contatto elettrico di fine corsa, azionato dal movimento dell'iniezione o con sistemi elettronici, azionati da resolver, che controllano in continuo questo punto. Il mantenimento della posizione ottimale del punto di intervento della seconda fase presuppone che la quantità di lega fusa immessa nel contenitore sia pressoché costante.

La **corsa della seconda fase di iniezione** è determinata dal volume della lega necessaria a riempire la cavità dello stampo in rapporto con la sezione del pistone:

$$\frac{\text{volume di lega}}{\text{sezione del pistone}} \quad \{5\}$$

Il quantitativo di lega versata nel contenitore è sempre maggiore di quello necessario a riempire la cavità, per cui la corsa della seconda fase è inferiore a quella data dalla lunghezza utile del contenitore. La lega eccedente solidifica nel contenitore costituendo la cosiddetta materozza o biscotto, ed è dal volume di questa che nella fase di

pressione finale sul metallo (**terza fase di iniezione**) viene attinto e spinto verso la cavità il quantitativo di metallo necessario ad alimentare il ritiro di solidificazione della lega che si trova nell'interno della cavità.

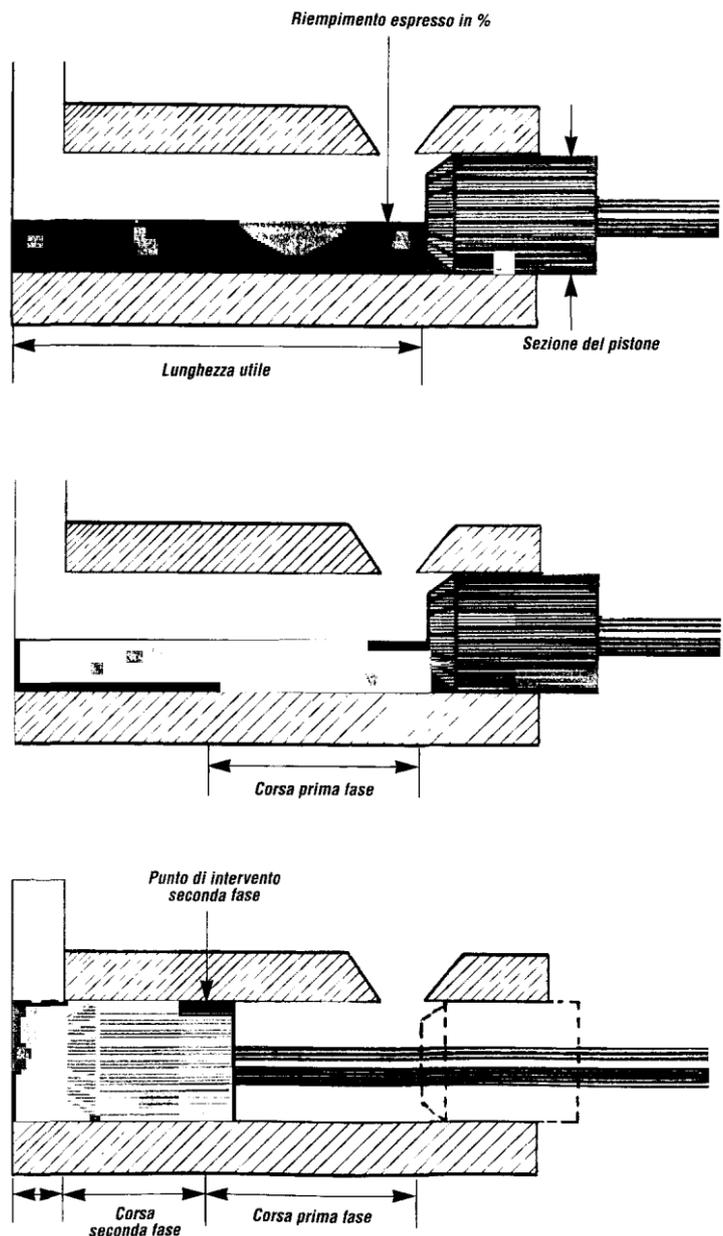


Figura 4.12. Riempimento del contenitore e corsa del pistone.

Il dispositivo di iniezione, oltre a trasferire nei tempi e nei modi più adatti la lega fusa dal contenitore alla cavità dello stampo, al termine del riempimento della cavità stessa deve esercitare sulla lega fusa una pressione. La pressione finale serve appunto a far affluire parte della lega eccedente la quantità strettamente richiesta dal volume della cavità che si trova nel contenitore verso il fronte di solidificazione del pezzo, compensando il ritiro. Nella maggioranza delle macchine, la pressione in questa **terza fase** è incrementata da un sistema di moltiplicazione (moltiplicatore di pressione). Il principio di funzionamento del moltiplicatore di pressione è quello del martinetto idraulico; il rapporto fra la sezione maggiore e minore del cilindro è generalmente 1:3 per cui è possibile triplicare la pressione del fluido. I dati e i rapporti di moltiplicazione fra cilindro di iniezione e diametro del pistone sono generalmente forniti dai costruttori delle macchine sotto forma di diagrammi e nomogrammi di iniezione che permettono di stabilire rapidamente la regolazione dei parametri della macchina per ottenere la pressione specifica finale desiderata.

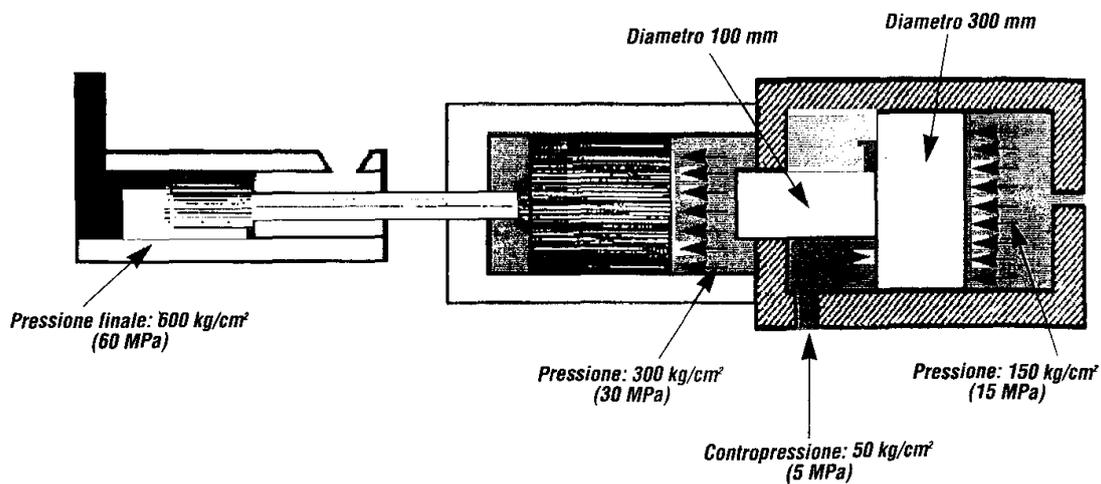


Figura 4.13. Iniezione con moltiplicatore.

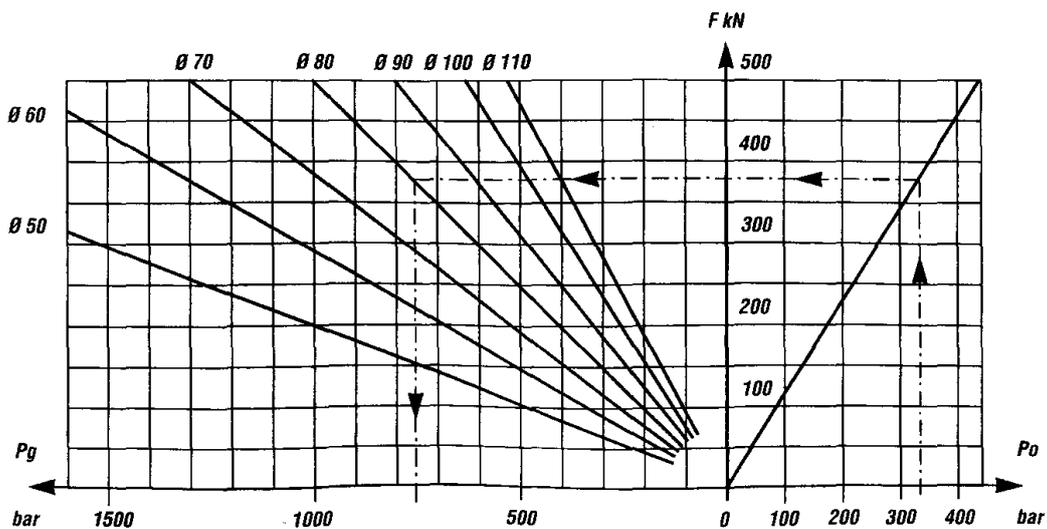


Figura 4.14. Determinazione della pressione finale sul metallo.

4.6. Moderni dispositivi di iniezione.

Il **sistema Parashot** consiste essenzialmente in un dispositivo di controllo della prima fase di iniezione; questo viene realizzato da una speciale valvola idraulica ad apertura progressivamente variabile. Il movimento del pistone del cilindro di iniezione nel tratto della prima fase avviene, anziché con moto accelerato, con moto incrementale variabile. Questo tipo di movimento è in grado di evitare la riflessione dell'onda provocata nel metallo liquido all'interno del contenitore che va ad ostruire la possibilità di sfogo dell'aria (presente nel contenitore, stante il suo parziale riempimento) verso il dispositivo di colata. L'aria imprigionata nel contenitore si emulsiona con il metallo dando origine a pulsazioni in fase di riempimento e sarà trasportata nel getto aumentandone la porosità. Dunque, questo sistema, è in grado di ridurre la porosità dei pezzi. Il vincolo della prima velocità di iniezione a $0,25 \div 0,30$ m/s [3], destinato a evitare la riflessione dell'onda, viene superato consentendo tempi più brevi con minore caduta di temperatura del metallo fuso. Questo è un particolare vantaggioso quando la conformazione di particolari pezzi richiede di portare il metallo oltre l'attacco di colata facendo un parziale preriempiimento della cavità già durante la prima fase. Le differenze fra il sistema Parashot e i sistemi convenzionali sono riportati in figura 4.15; le macchine con questo sistema possono venire dotate di un apparecchio mobile, detto Flashtrol, per l'eliminazione dei picchi di pressione al termine del riempimento dello stampo; questi picchi di pressione sono responsabili della formazione di bave che richiedono lavorazioni meccaniche aggiuntive e determinano un accorciamento della vita dello stampo.

Il **sistema Progression**, messo a punto dalla Idra, consiste nella possibilità di variare la velocità della prima e della seconda fase mentre queste si stanno attuando. Questo sistema è inseribile a richiesta, così che la macchina possa avere un'iniezione di tipo tradizionale o un sistema analogo al sistema Parashot se, nella prima fase, viene inserito il Progression. A fronte del Parashot può essere inserito questo sistema anche nella seconda fase; va comunque detto che, con l'inserimento del Progression, l'iniezione avviene per mezzo dell'accumulatore anche nella prima fase, fatto che può, in qualche caso, far scendere la pressione residua per il moltiplicatore a valori troppo bassi. La variazione di velocità nella prima e nella seconda fase viene ottenuta aprendo a velocità variabile le relative valvole, così che la portata verso il cilindro varia in relazione della luce che viene via via creandosi sulla valvola. Il movimento di apertura e chiusura delle valvole è ottenuto a mezzo di un motore elettrico a controllo elettrico.

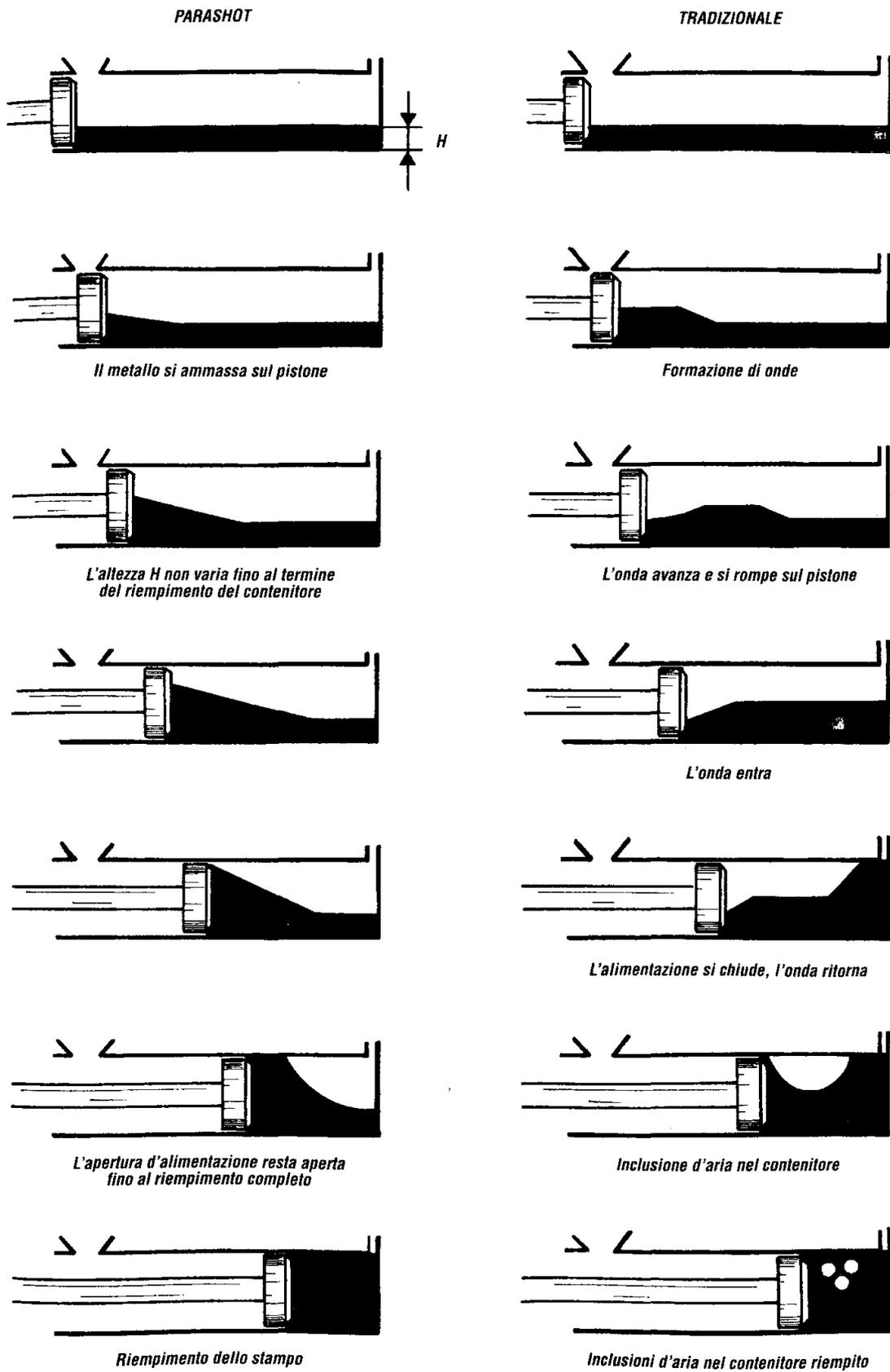


Figura 4.15. Confronto di riempimento nel sistema tradizionale e nel Parashot.

4.7. Squeeze Casting.

Il processo di **squeeze casting**, nella pressofusione, sostituisce all'iniezione del metallo fuso nello stampo chiuso, il colaggio del fuso nello stampo aperto: solo dopo il riempimento del semistampo inferiore viene chiuso lo stampo esercitando una pressione sul liquido costringendolo prima a riempire tutta la cavità e poi a solidificare (Figura 4.16). È un processo che combina la colata alla forgiatura; vengono adottate pressioni inferiori alla forgiatura ma superiori al die casting.

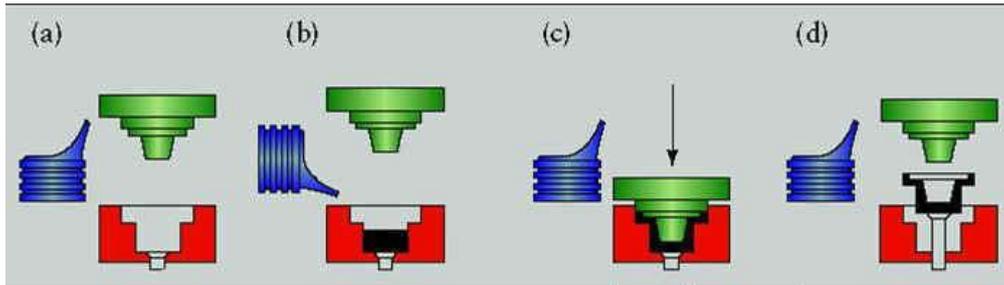


Figura 4.16. Fasi dello Squeeze casting

Le fasi del processo sono essenzialmente:

- Colata di una quantità prefissata di metallo fuso nella cavità di uno stampo preriscaldato montato sul piano di una pressa idraulica.
- Chiusura della cavità e rapida messa in pressione del metallo liquido.
- Mantenimento del metallo sotto pressione fino a solidificazione completa.
- Ritiro del punzone ed espulsione del getto.

Esistono due tipologie fondamentali di squeeze casting, a seconda che la pressione venga direttamente applicata al pezzo in solidificazione dal punzone, **direct squeeze casting**, o venga applicata per il tramite di un sistema di alimentazione intermedio, **indirect squeeze casting**. La caratteristica del processo è evidentemente l'applicazione di pressione mentre la lega sta solidificando. L'effetto dell'applicazione della pressione durante la solidificazione si può determinare con l'equazione di Clausius-Clapeyron:

$$P = P_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_f}{R \cdot T_f}\right) \{6\}$$

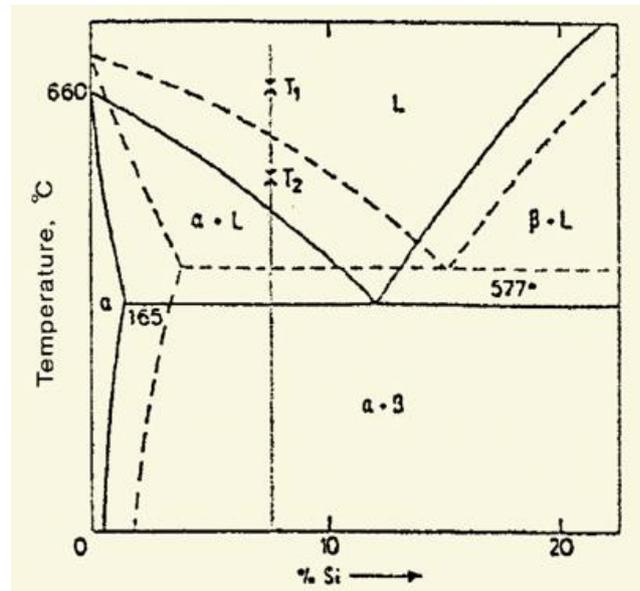


Figura 4.17. Effetto del rapido raffreddamento e dell'applicazione di pressione (1000 bar) sul diagramma di fase Al-Si.

Queste previsioni teoriche sono state verificate sperimentalmente, trovando che la temperatura del liquidus sale di 98 °C per leghe binarie pure Al-Si sotto una pressione di 150 MPa; inoltre, il punto eutettico si sposta verso sinistra, cioè verso tenori più alti di Si. Il diagramma di fase Al-Si modificato dalla pressione è riportato nella figura 4.17. Il flusso di calore viene notevolmente accelerato; infatti, la pressione genera un ottimo contatto tra il getto di lega e la parete dello stampo. Il risultato è un maggiore coefficiente di trasmissione termica, ossia l'aumento della velocità di raffreddamento. Un esempio è riportato nella tabella di figura 4.18, dove sono messi a confronto i tempi di solidificazione della lega AA7050 colata a gravità e per squeeze-casting. La conseguenza ovvia è l'affinamento del grano. In seguito all'applicazione di pressione in solidificazione, i provini da squeeze-casting hanno microstruttura più fine (le dimensioni medie del grano passano da 48 a 12 μm), senza cavità da micro-ritiro, porosità o altri difetti. Inoltre, la pressione contribuisce significativamente ad evitare porosità da micro- e macro-ritiro per via di un'alimentazione più efficiente durante la solidificazione. Va detto anche che si possono avere effetti positivi sulla porosità da gas: la pressione fa aumentare la solubilità dei gas in leghe e metalli allo stato solido. Riassumendo, l'applicazione sul getto di una pressione ben distribuita durante la solidificazione fa migliorare la qualità metallurgica del componente e conseguentemente le caratteristiche meccaniche. Vi sono comunque altri vantaggi.

Gravity casting						
Middle section thickness [mm]	Solidification time after melt pouring [s]			Solidification time After the onset of solidification [s]		
	Base	Middle	End	Base	Middle	End
20	52.2	29.7	18.2	45.4	25.2	15.0
10	53.0	n.a.	20.5	47.8	n.a.	17.6
5	50.4	21.0	24.7	45.7	18.6	23.4
2	43.8	12.4	43.6	40.0	11.2	41.1
Squeeze Casting						
Middle section thickness [mm]	Solidification time after melt injection [s]			Solidification time After the onset of solidification [s]		
	Base	Middle	End	Base	Middle	End
20	12.7	7.8	5.7	12.2	7.3	5.2
10	19.3	6.3	10.2	17.7	6.0	8.9
5	11.0	2.6	3.7	9.8	2.4	3.5
2	8.9	1.3	3.5	7.5	1.1	3.2

Figura 4.18. Effetto del rapido raffreddamento e dell'applicazione di pressione (1000 bar) sul diagramma di fase Al-Si.

Anzitutto, questa buona qualità metallurgica (e particolarmente l'assenza di porosità) consente il trattamento termico dei getti, impossibile su componenti pressocolati con metodologie convenzionali, e il loro impiego in strutture saldate. L'uso della pressione, con il suo effetto positivo sull'alimentazione del metallo, permette inoltre di impiegare in fonderia leghe generalmente non adatte ai getti. In altri termini, come risulta d'altronde dagli esempi già illustrati, è possibile colare leghe dei gruppi 2xxx, 6xxx e 7xxx, rendendo così disponibili getti in lega leggera ad alta resistenza. L'effetto positivo della pressione sulla qualità metallurgica migliora anche la resistenza a usura della lega. La limitazione di questo processo consiste nella realizzazione di pareti sottili, a causa dei lunghi tempi di riempimento; un limite della parete realistico è di circa 5mm.

5. Parametri e fenomeni chimico-fisici che intervengono nella Pressofusione in Alluminio.

La macchina da pressofusione possiede un suo ciclo operativo di base che viene integrato da interventi esterni. Il ciclo di base potrebbe essere il seguente:

1. chiusura della macchina;
2. caricamento del metallo;
3. iniezione;
4. solidificazione;
5. apertura della macchina;
6. ritorno del pistone di iniezione;
7. espulsione del getto;
8. lubrificazione dello stampo;
9. ciclo che riprende dalla prima stazione.



Figura 5.1. Tazzaggio meccanico.

Le operazioni su questo ciclo-base possono essere realizzate con comando manuale o in sequenza automatica.

Oggi le sequenze del ciclo base sono più numerose in relazione alle accresciute esigenze richieste dai produttori che vendono fabbricati. Le macchine moderne sono equipaggiate e/o predisposte per eseguire cicli complessi e, mediante la programmazione, la successione delle varie fasi può essere modulata di conseguenza. Il ciclo operativo di una macchina così adattata evidenzia una serie di consensi e comandi interni e una serie di comandi esterni diretti da e verso le apparecchiature ausiliarie, quali ad esempio:

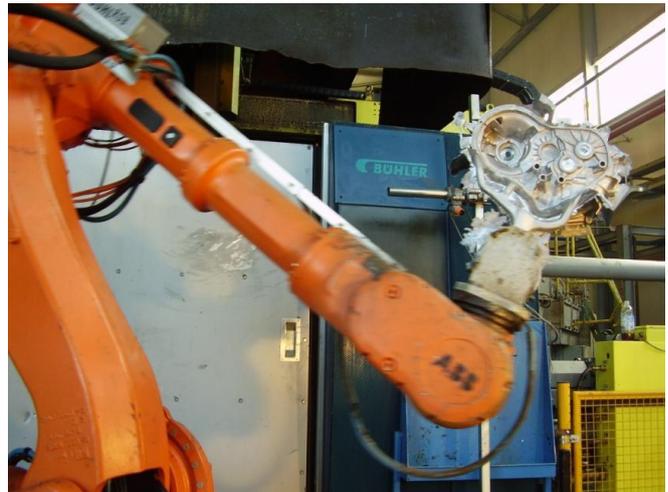


Figura 5.2. Prelievo del pezzo tramite robot.

- tazza meccanica o forno dosatore;
- lubrificatore dello stampo;
- braccio-robot del prelievo del pezzo.

Con essi si integra il ciclo interno della macchina; pertanto esse vengono progettate per eseguire molteplici programmi allo scopo di soddisfare le diverse esigenze degli stampi: sono questi ultimi quindi a determinare la scelta della macchina e del programma di corredo con essi compatibile. Gli stampi infatti sono suddivisi in un numero di componenti in relazione alla complessità della geometria del pezzo.

5.1. Parametri operativi o di lavoro della macchina.

Questi parametri sono quei valori, controllabili e regolabili, delle grandezze fisiche, termiche, meccaniche che concorrono alla realizzazione di un pezzo pressofuso; nella pressofusione sono sostanzialmente **termici e fisici**. Infatti, per eseguire tutte le operazioni necessarie occorre che si tenga conto dei parametri interessanti la fusione della lega nel forno di fusione e, dopo aver trasferito la medesima nel forno di attesa, di quelli di solidificazione in quantità dosata all'interno di uno stampo ove essa assume la forma del pezzo. Infatti, è necessario che il metallo abbia una temperatura adeguata, superiore al punto di fusione perché parte del suo contenuto termico andrà persa nelle operazioni di:

- i. tazzaggio e versamento nel contenitore;
- ii. permanenza del metallo fuso nel contenitore;
- iii. riempimento dello stampo, che si trova a temperature inferiori al punto di solidificazione
- iv. permanenza nello stampo fino a solidificazione ultimata.

In questo istante dovremo aprire lo stampo e rimuovere il pezzo che tuttavia dovrà trovarsi a temperatura sempre più alta dello stampo stesso, per evitare che le forze di ritiro facciano resistenza all'espulsione del pezzo. Se ci fosse eccessiva resistenza allo sforno (le temperature correnti si trovano nell'intorno dei 300÷350°C) si potrebbero verificare deformazioni e incrinature nel pezzo siccome la resistenza meccanica propria della lega è ancora bassa. D'altra parte, se venisse estratto troppo tardi, al momento dell'espulsione opporrebbe una resistenza tale che sarebbe lo stampo a risentirne con la possibile rottura di espulsori e/o spine. Riportiamo qui di seguito la sequenza di verifiche e regolazioni utili al pressofonditore per ottenere getti di qualità con la massima resa della macchina, ottenibile per mezzo di una rigorosa messa a punto dei suoi parametri di lavoro:

- ❖ **regolazione geometrica della macchina:** è l'adeguamento della macchina per portare l'asse del cilindro di iniezione a coincidere con l'asse della bocchetta di ingresso del metallo nello stampo.
- ❖ **Regolazione di chiusura della macchina:** è la regolazione che porta la forza di chiusura dello stampo a valori adeguati.
- ❖ **Programma - ciclo della macchina:** è il programma della giusta sequenza di chiusura e apertura dei semistampi ed eventuali tasselli laterali.
- ❖ **Regolazione della velocità di movimento dei tasselli:** provvede a movimentare i tasselli laterali in modo armonico, evitando martellamenti.
- ❖ **Velocità di chiusura/apertura della macchina:** occorre che la velocità di queste fasi sia dolce, in modo che i semistampi non subiscano sbattimenti o strappi.
- ❖ **Sicurezza dello stampo:** la forza di accostamento dei semistampi dev'essere contenuta e occorre che non venga applicata tutta la forza se gli stampi non combaciano, per evitare che bave o materozze rimaste dal ciclo precedente danneggino lo stampo.

- ❖ **Ritardo di espulsione** a mezzo di timer: questa fase deve avvenire con ritardo rispetto all'apertura dello stampo, in accordo con l'eventuale robot di prelievo del pezzo.
- ❖ **Corsa e velocità di espulsione:** valori regolati in modo che gli espulsori agiscano con delicatezza evitando deformazioni e alterazioni del pezzo.
- ❖ **Ritorno di espulsione:** può essere regolato il ritorno degli espulsori nella posizione di riposo.
- ❖ **Ritardo di iniezione:** è il ritardo di applicazione della potenza sul pistone di iniezione rispetto alla fine del versamento del metallo nel contenitore.
- ❖ **Corsa della prima fase:** è la lunghezza del tratto percorso dal pistone nella prima fase di iniezione.
- ❖ **Prima velocità di iniezione:** è la velocità con cui si muove il pistone lungo la corsa sopra descritta.
- ❖ **Pressione dell'accumulatore:** il valore della pressione del fluido nell'accumulatore determina la velocità di seconda fase di iniezione.
- ❖ **Seconda fase di iniezione:** attraverso la regolazione di questa grandezza si determina la velocità del pistone nella fase di riempimento dello stampo.
- ❖ **Pressione dell'accumulatore del moltiplicatore:** nelle macchine dotate è possibile la regolazione di tale parametro
- ❖ **Ritardo del moltiplicatore:** si può anticipare o ritardare l'intervento del moltiplicatore a seconda delle necessità
- ❖ **Velocità del moltiplicatore:** la sua regolazione determina il tempo in cui si stabilisce la pressione finale che alimenta il ritiro del pezzo.
- ❖ **Contropressione del moltiplicatore:** la sua regolazione permettere di adeguare la forza del moltiplicatore e, indirettamente, la velocità di avanzamento.
- ❖ **Ritardo di apertura della macchina:** con apposito timer determina il tempo in cui la macchina rimane chiusa (in questo intervallo avviene la solidificazione di pezzo e materozza).
- ❖ **Ritorno di iniezione:** attraverso opportuno timer si determina l'intervallo di tempo dopo il quale il pistone ritorna nella sua posizione di riposo (posizione indietro).
- ❖ **Temporizzazione del carico accumulatori:** regolazione del tempo in cui le pompe lavorano a pressione molto elevata dopo aver terminato il ciclo, per permettere il carico degli accumulatori.

5.2. Parametri di lavoro dei forni d'attesa.

Analizziamo in modo analogo a quanto fatto per la macchina da pressofusione, i parametri operativi della conduzione del forno di attesa, la cui regolazione ha per obiettivo finale la buona riuscita del pezzo:

- **Mantenimento del livello del metallo:** è bene che il metallo non scenda al di sotto dei $\frac{2}{3}$ della capacità del forno e assolutamente mai sotto $\frac{1}{2}$; la frequenza di rabbocco del forno deve essere in diretta relazione con il consumo orario di metallo:

- **Temperatura del metallo:** pirometri a termocoppia che permettono di mantenere una temperatura prefissata del bagno metallico.
- **Dosaggio del metallo:** quando il tazzaggio non è manuale, la quantità di metallo pescata dal dosatore può essere regolata variando l'inclinazione della tazza e/o la sua immersione nel bagno.
- **Velocità di traslazione del dosatore:** deve essere tale da non provocare, per eccessiva lentezza, una caduta di temperatura elevata del metallo, né sversamenti per troppa rapidità.
- **Velocità di versamento:** il contenitore del cilindro deve essere riempito con continuità e senza ritardi.
- **Ritardo dell'iniezione:** il più breve possibile.
- **Ritardo dopo mancato versamento:** occorre impartire al dosatore che non abbia ricevuto i necessari consensi, il comando di tornare sul forno di attesa e scaricare il metallo che esso non ha potuto versare nel contenitore.

5.3. Parametri di regolazione del lubrificatore.

I parametri di lavoro del dispositivo che provvede alla lubrificazione automatica dello stampo sono i seguenti:

- **Velocità di discesa e risalita:** lo stampo deve osservare un regime termico il più possibile costante, pertanto l'azione del lubrificatore deve essere la più rapida e costante possibile;
- **Spruzzatura di fluido refrigerante:** temporizzando la portata di fluido refrigerante si regola la quantità di quest'ultimo; questo fattore determina l'abbassamento di temperatura dello stampo.
- **Spruzzatura del lubrificante:** analogo al precedente, ma in questo caso l'obiettivo è la formazione di un sufficiente strato di pellicola liquida.
- **Soffiaggio:** si regola con un temporizzatore la quantità di aria soffiata sullo stampo per asciugare le impronte.
- **Tempo ciclo:** la lunghezza totale del ciclo produttivo è determinato dal ritardo fra la fine del soffiaggio di asciugatura e la chiusura dello stampo.
- **Pressione dell'aria di spruzzatura:** diversa pressione dell'aria determina una diversa nebulizzazione, e dunque una diversa efficacia dei fluidi refrigeranti e/o lubrificanti.

5.4. Dipendenze reciproche tra i parametri operativi.

I parametri operativi, cioè le grandezze regolate sulla macchina insieme coi parametri termici, determinano la riuscita del pezzo e le sue caratteristiche fisico-meccaniche. I vari parametri non sono variabili indipendenti, anzi sono fra loro interdipendenti, vale a dire che la variazione di uno di essi determina la variazione in tutti gli altri. La comprensione dei legami fra i vari parametri è di fondamentale importanza ai fini di una previsione e di un controllo del processo, condizione necessaria alla produzione di pezzi di qualità e conformità costanti. In figura 5.3. si può notare il legame tra diversi parametri di processo e le caratteristiche meccaniche di un getto pressofuso.

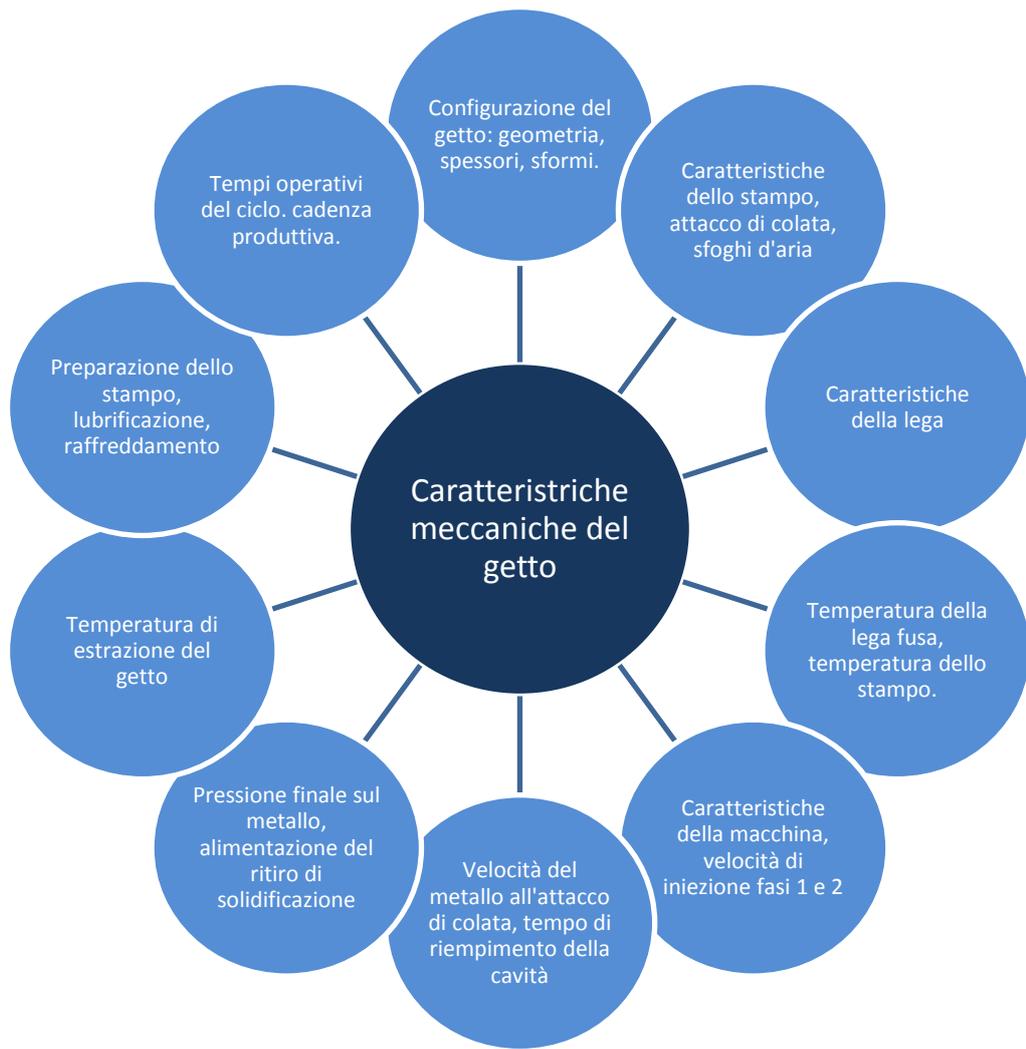


Figura 5.3. Dipendenza fra parametri di processo e caratterizzazione di un getto.

5.5. Fenomeni chimico-fisici che intervengono nella Pressofusione.

Nella pressocolata delle leghe di alluminio avvengono numerosi e complessi **fenomeni chimici e fisici** fra materiali ed elementi coinvolti nel processo. Elementi e materiali, insieme a varie entità fisiche, come **temperatura, velocità, pressione**, interagiscono infatti fra di loro. La fusione della lega dà innanzitutto luogo alla formazione di ossidi e all'assorbimento di gas in seno alla lega stessa. Allorché la lega fusa viene iniettata nello stampo si verificano ulteriori ossidazioni della lega, assorbimento di aria e gas, reazioni con l'agente distaccante e, in certi casi, reazioni fra l'alluminio e l'acciaio di cui è costituito lo stampo. La conoscenza di fenomeni di interazione fra materiali, parametri chimico-fisici e meccanismi che li determinano sono di grande utilità per meglio controllare il processo e migliorare la qualità dei pezzi prodotti. Di seguito esamineremo questi fenomeni e cercheremo di dare qualche consiglio su come contenerli e prevenirli. Essa si articola come segue:

- analisi degli elementi e dei materiali presenti;
- analisi delle grandezze fisiche che normalmente influiscono sul processo;
- elencazione delle trasformazioni connesse;
- analisi dei singoli fenomeni e dei meccanismi che li determinano.

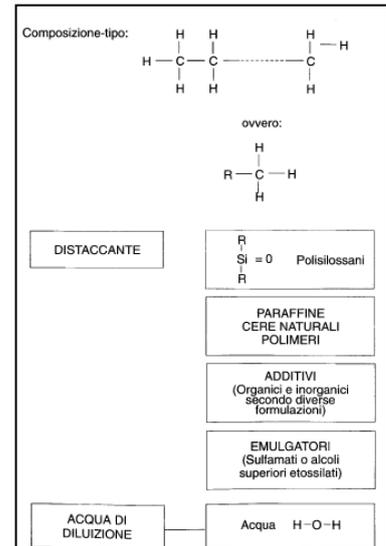


Figura 5.4. Caratteristiche chimico-fisiche e strutturali e composizione chimica degli elementi del distaccante.

5.6. Elementi e materiali presenti nel processo.

Gli elementi e i materiali che intervengono nel processo in reciproco contatto sono:

- l'acciaio dello stampo;
- le leghe di Alluminio;
- i distaccanti;
- l'acqua (sotto forma di vapore);
- l'aria.

Elementi		H11	H13	SMV3
Fe	Ferro	91,52	90,71	92,9
Cr	Cromo	5	5,3	5
C	Carbonio	0,38	0,39	0,40
Si	Silicio	1	1	-
Mn	Manganese	0,40	0,40	-
Mo	Molibdeno	1,3	1,3	1,3
V	Vanadio	0,40	0,90	0,40

Figura 5.5. Caratteristiche chimico-fisiche e composizione degli acciai da costruzione per stampi

5.7. Grandezze fisiche che intervengono nel processo

I parametri fisici maggiormente coinvolti nel processo di pressocolata considerati entro il volume dello stampo, sono i seguenti:

- Temperatura.
- Velocità.
- Pressione.

La distribuzione della temperatura a regime è la seguente (Figura 5.6) [3]:

- stampo: 200÷ 300°C;
- lega fusa: 650÷ 730°C;
- pezzo all'estrazione 250÷ 350°C.

La distribuzione della velocità a regime si attesta sui seguenti valori: [3][7][8]

- lega fusa nel contenitore: 0,30÷ 2 m/s;
- lega fusa all'attacco di colata:
 - sistema convenzionale 25÷ 50 m/s
 - con riempimento lento 5÷ 15 m/s

La pressione specifica sulla lega [3][7][8] per diversi particolari prodotti è la seguente:

- pezzi standard: 300÷ 600 kg/cm² (30÷ 60 MPa);
- pezzi con elevate caratteristiche meccaniche: 600÷ 1000 kg/cm² (60÷ 100 MPa);
- pezzi a tenuta: 600÷ 1000 kg/cm² (60÷ 100 MPa).

FASE OPERATIVA	STATO DEL MATERIALE	TEMPERATURA	RIFERIMENTI
Inizio ciclo: Preparazione carica: Pani 60 -70% Bocconi 30 -40%	Solido	20 ÷ 30 °C	
Fusione in forno	Liquido	Temp. fusione 580 °C Temp. sopraffusione 720 °C	
Spillamento e trattamento	Liquido	700 °C min.	Norme per la manipolazione del metallo
Trasporto al forno d'attesa	Liquido	680 °C	
Attesa in forno	Liquido	680 °C	Norme di igiene metal- lurgica
Prelievo	Liquido	680 °C	Dosaggio quantità
Versamento	Liquido	670 °C	Norme e regole di versamento
Attesa iniezione	Liquido	650÷660 °C	Pressofusione
Iniezione 1a fase Riempimento cavità stampo 2a fase	Liquido	650 °C	Parametri di lavoro
Solidificazione Tempo chiusura macchina	Solido	350÷400 °C	Ritiro di solidificazione
Apertura stampo Estrazione pezzo	Solido	300÷350 °C 250÷300 °C	Ritiro libero del pezzo
Raffreddamento in acqua o aria	Solido	30÷50 °C	Ritiro del pezzo Dimens. finali
Fine ciclo	Solido	30 °C	

Figura 5.6. Variazione della temperatura della lega durante le fasi del processo di pressofusione.

5.8. Fenomeni di disturbo

Notevoli per numero e natura sono i fenomeni che i valori assunti dai parametri chimico-fisici e idrodinamici del metallo fuso introducono nel metallo medesimo e negli organi con cui esso viene a contatto; essi possono raggrupparsi sinteticamente come segue:

OSSIDAZIONI

I fenomeni che si presentano con più frequenza sono

- l'ossidazione della lega da parte dell'ossigeno atmosferico e di qualunque sostanza lo contenga in qualsiasi forma;
- sottrazione di ossigeno dell'acqua presente sotto forma di umidità atmosferica; questo fenomeno comporta la liberazione di Idrogeno;
- ossidazione delle impronte dello stampo prodotta e favorita dall'azione di distaccanti e lubrificanti.

Si tenga presente che fra i gas segregati in un pezzo pressocolato non si riscontra mai la presenza di ossigeno; esso reagisce immediatamente con la lega la quale, pertanto, subisce ossidazione.

ASSORBIMENTO DI GAS

Si verifica per lo più assorbimento di idrogeno da parte della lega fusa; questo gas molto più facilmente di altri viene inglobato, allo stato di idrogeno nascente, nel reticolo cristallino delle leghe di alluminio (figura 5.7.).

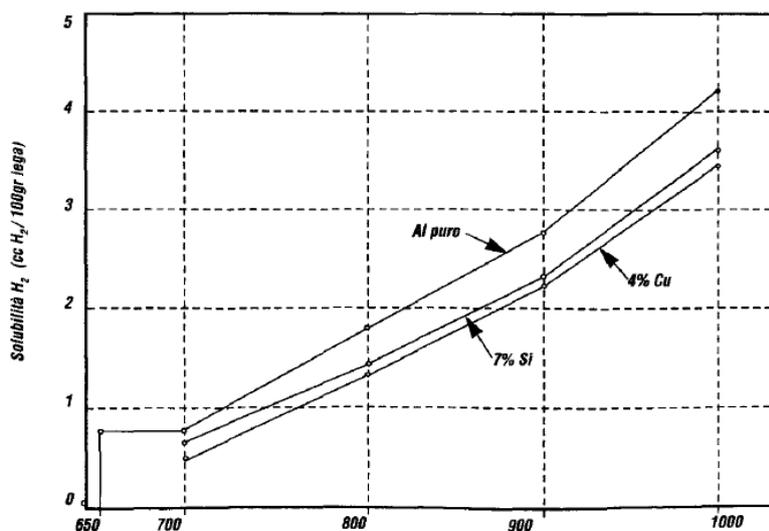


Figura 5.7. L'assorbimento di idrogeno cresce con la temperatura.

L'idrogeno nascente viene rilasciato nella massa fusa quando la temperatura diminuisce. Quando due atomi di idrogeno si riuniscono formando una molecola, questa non viene spontaneamente rilasciata dalla massa fusa.

INGLOBAMENTO DI GAS

Aria e gas, coalescendo nei pezzi, riducono le caratteristiche meccaniche proprie della lega (resistenza a trazione e allungamento). Questo fenomeno impedisce il trattamento termico dei pezzi, la saldatura e diminuisce la tenuta a pressione dei pezzi pressocolati.

TURBOLENZE

Il moto del metallo fuso entro lo stampo avviene in regime turbolento; queste condizioni determinano segregazioni di aria e gas all'interno dei pezzi generando micro e macro-porosità.

CAVITAZIONI

Sono fenomeni di disturbo anch'essi riconducibili al moto turbolento del metallo fuso nella forma; in particolare trattasi di asportazioni di materiali come pellicole di prodotti distaccanti e/o di ossidi dalla figura dello stampo. Ciò porta all'alterazione progressiva della figura stessa.

DISSOLUZIONE DELL'OSSIGENO SUPERFICIALE DELLO STAMPO

Dissoluzioni della pellicola di ossido possono verificarsi sui depositi di agente distaccante da parte dell'idrogeno nascente inglobato dalla lega. La reazione produce acqua, che alimenta ulteriori alterazioni e ossidazioni della lega.

COMPRESSIONI

Il volume di aria e gas inglobati nel pezzo può ridursi ad opera della pressione sul metallo in fase di solidificazione. In questo modo si riduce la porosità specifica.

IMPLOSIONI

Può verificarsi il riassorbimento di sacche di aria laddove la vena fluida di lega si stacca dalle pareti dello stampo. Ciò provoca saldature fra lega e stampo e un aumento del contenuto di gas nel pezzo.

SALDATURE

Trattasi di fenomeni di interdiffusione fra lega e stampo (principalmente fra alluminio e ferro sotto l'azione della temperatura). Le saldature fra lega e stampo che si verificano rendono difficile l'espulsione del pezzo. Dissoluzioni del ferro contenuto nell'acciaio dello stampo possono invece verificarsi ad opera dell'alluminio, esse sono attivate dalle condizioni termiche particolarmente favorevoli. La dissoluzione del ferro aumenta il tenore dello stesso in seno alla lega e progressivamente altera la figura dello stampo.

SHOCK TERMICI.

Le condizioni operative del processo comportano un'alternanza ciclica delle temperature dei materiali interessati, non sempre favorevoli. In condizioni drastiche si verificano veri e propri shock termici. Da un lato essi producono affinazione del grano per brusco raffreddamento sulla pelle del pezzo, dall'altro producono fatica termica nell'acciaio dello stampo dando luogo a micro e macro-fessurazioni sulla superficie delle impronte.

CRACKING

Sotto l'azione della temperatura i componenti chimici dei distaccanti si decompongono (cracking) generando gas fra i quali predomina il metano (CH_4).

6. Difetti e qualità

La Norma UNI EN 9000:2000 definisce la qualità come grado in cui un insieme di caratteristiche intrinseche soddisfa i requisiti; quindi la qualità è un complesso di elementi distintivi di un prodotto che riguarda l' idoneità al soddisfacimento di determinate esigenze. I costi di realizzazione di un getto in pressofusione sono molto influenzati dal livello di qualità richiesto: è buona norma che i requisiti minimi siano sensati e condivisi dal progettista e dal fonditore. Qui in seguito vengono riportati alcuni controlli radiografici che il reparto qualità effettua periodicamente per tipologia, in seguito ai quali valuta l' accettabilità di un lotto di produzione ed eventuali interventi sul processo.

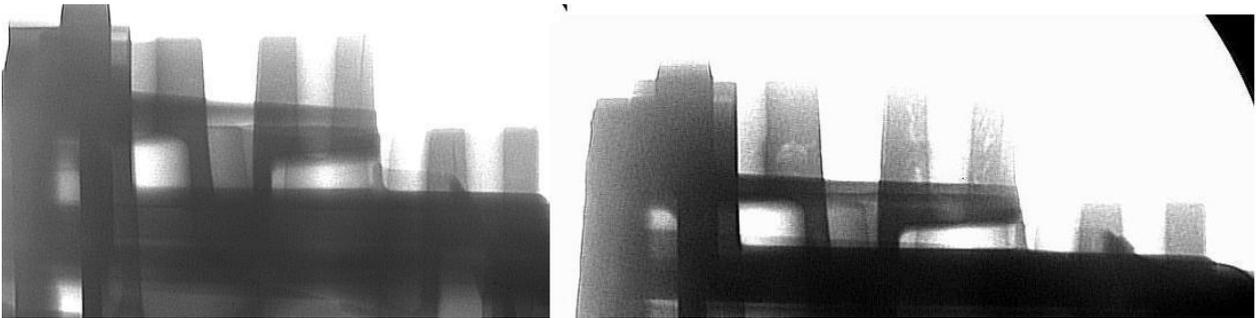


Figura 6.1. Esempio accettabile sulla sinistra, non accettabile sulla destra.

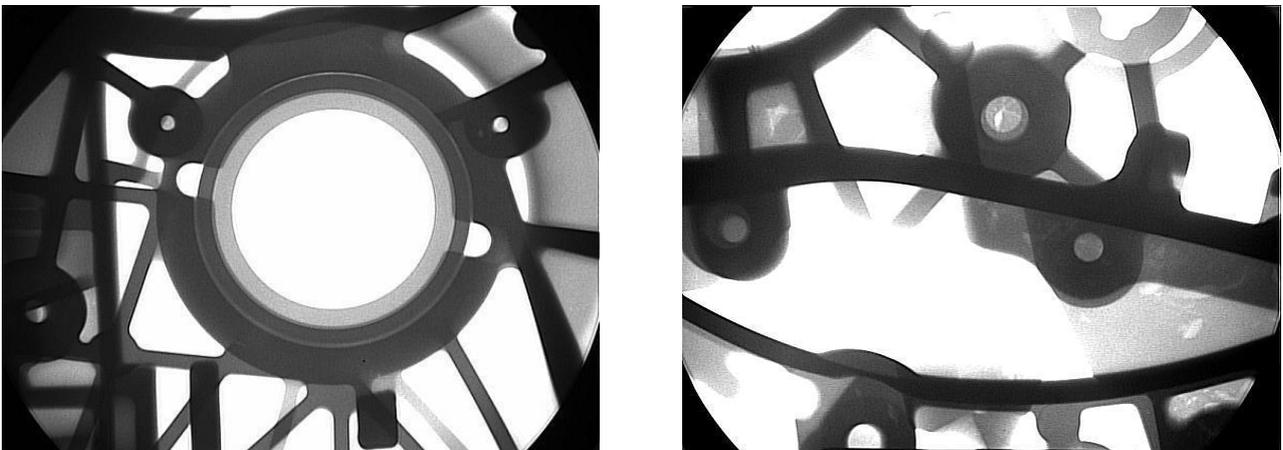


Figura 6.2. A sinistra: particolare di un getto risultato buono al controllo radiografico; a destra, risultato non buono.

6.1. Classificazione dei difetti.

Si riporta in seguito una classificazione dei difetti elaborata tramite il programma StaCast (New Quality and Design Standards for Aluminium Alloys Cast Products); esso consiste in un progetto europeo dedicato alle fonderie dell'alluminio con l'obiettivo di sviluppare una nuova classificazione dei difetti strutturali nei getti e di definire dei limiti di accettabilità di questi difetti a seconda della destinazione finale prevista. Il raggiungimento di questo obiettivo aiuterà significativamente le fonderie a ridurre il costo della non-qualità, migliorando nel contempo il loro margine di competitività grazie al conseguimento di importanti vantaggi, per esempio nei costi dell'energia. [49]

I difetti vengono intrinsecamente generati nei processi di fonderia per varie ragioni. Le proprietà finali ed il comportamento in esercizio dei getti dipendono sempre dalle caratteristiche microstrutturali e dai difetti: sia la microstruttura che i difetti sono il risultato delle varie fasi del processo, delle proprietà della lega impiegata e della progettazione di stampi e attrezzature. Il potenziale della pressocolata e, più in generale, della colata in stampo permanente sarà completamente sfruttato solo quando il livello di qualità dei prodotti potrà essere correttamente valutato e poi ottimizzato. A tal proposito, l'analisi dei difetti permette alla fonderia un efficace monitoraggio della qualità dei propri prodotti in relazione ad uno standard predefinito. Inoltre, l'analisi dei difetti fornisce alla fonderia utili correlazioni tra il tipo/distribuzione dei difetti e la loro origine, affinché sia possibile apportare delle modifiche al processo per migliorare la qualità. Il primo strumento che deve essere messo a disposizione è una base comune di linguaggio, cioè una terminologia e una classificazione dei difetti, che supporti le fonderie nell'affrontare con maggiore dimestichezza e abilità il problema, con il fine ultimo di garantire qualità e affidabilità dei prodotti. A partire dagli approcci più diffusi per la classificazione dei difetti proposti in letteratura o attualmente adottati dalle fonderie, e approfittando di una precedente indagine di 2 anni condotta dall'Associazione Italiana di Metallurgia, con il coinvolgimento di circa 50 fonderie di lega d'alluminio, il progetto StaCast ha suggerito un nuovo approccio di classificazione dei difetti basato su 3-livelli (figure 6.3-6.4-6.5):

- morfologia/posizione dei difetti (interni, esterni, geometrici);
- origine metallurgica dei difetti (per esempio porosità da gas, ritiro di solidificazione, ecc.);
- tipo specifico di difetti (lo stesso fenomeno metallurgico può generare diversi difetti).

Il **livello I** è basato sulla morfologia/ posizione dei difetti, con riferimento alle tecniche di analisi idonee alla loro rilevazione (ispezioni visive e controlli che comprendono l'intero volume del materiale): in tal senso si distinguono i difetti interni da quelli esterni (o superficiali). I difetti sub-superficiali (ossia così prossimi alla superficie del getto da incidere sul suo aspetto esteriore e rilevabili con tecniche convenzionali di indagine

della superficie), sono considerati difetti superficiali. Infine, i difetti geometrici si riferiscono alla forma del getto in termini di dimensioni e tolleranze.

Livello I	Livello II		Livello III	
A Difetti ed imperfezioni interni	A1	Difetti ed imperfezioni da ritiro	A 1.1	Macro-porosità
			A 1.2	Porosità inter-dendritica
			A 1.3	Porosità planare
	A2	Difetti ed imperfezioni da gas	A2.1	Porosità da aria intrappolata
			A2.2	Porosità da idrogeno
			A2.3	Porosità da umidità residua
			A2.4	Porosità da lubrificante
	A3	Difetti ed imperfezioni di riempimento	A3.1	Giunzione
			A3.2	Sfogliatura
			A3.3	Goccia fredda
	A4	Fasi non desiderate	A4.1	Inclusione
			A4.2	Struttura non desiderata
	A5	Difetti ed imperfezioni da contrazione termica	A5.1	Cricca
			A5.2	Cricca a caldo

Figura 6.3. Classificazione dei difetti e delle imperfezioni interne.

Il **livello II** è focalizzato principalmente sull'origine metallurgica dei difetti. I difetti sono raggruppati in varie classi rispetto alla loro origine metallurgica generale:

- difetti dovuti alla presenza di gas (difetti da gas);
- difetti causati dalla contrazione volumetrica del materiale durante la solidificazione (difetti da ritiro);
- difetti dovuti alla contrazione termica vincolata dal metallo precedentemente solidificato o dallo stampo (difetti da contrazione termica);
- difetti legati al riempimento inadeguato della cavità dello stampo (difetti di riempimento);
- difetti da interazione metallo/ stampo;
- difetti legati alla presenza di fasi non opportune (fasi non desiderate), che si formano in seguito all'interazione del metallo con l'ambiente circostante durante la fusione, la colata, il riempimento o l'estrazione dallo stampo.

Come precedentemente detto, la conoscenza dell'origine metallurgica può fornire dei punti di partenza per l'applicazione di azioni correttive (inclusi i parametri di processo).

Livello I	Livello II		Livello III	
B Difetti ed imperfezioni superficiali	B1	Difetti ed imperfezioni da ritiro	B1.1	Ricalo
	B2	Difetti ed imperfezioni da gas	B2.1	Bolla
			B2.2	Punta di spillo
	B3	Difetti e imperfezioni di riempimento	B3.1	Giunzione e vortice
			B3.2	Sfogliatura
			B3.3	Goccia fredda
	B4	Fasi non desiderate	B4.1	Depositi superficiali
			B4.2	Contaminazione o inclusione
	B5	Difetti ed imperfezioni da contrazione termica	B5.1	Cricca
			B5.2	Cricca a caldo
	B6	Difetti e imperfezioni da interazione metallo-stampo	B6.1	Erosione
			B6.2	Metallizzazione
B6.3			Crettature da fatica termica	
B6.4			Segno di estrazione	
B6.5			Corrosione dello stampo	

Figura 6.4. Classificazione dei difetti e delle imperfezioni superficiali.

Il **livello III** identifica i tipi specifici di difetti. Di solito, il termine utilizzato per descrivere un particolare tipo di difetto consente una migliore esplicitazione dell'origine metallurgica del difetto stesso, che è stato preliminarmente individuato nel livello precedente. Questa classificazione dei difetti è ibrida e multilivello, come mostrato schematicamente nelle tabelle di figura 6.3-5. La proposta di classificazione fa riferimento solo ai difetti metallurgici nei getti pressocolati e colati in stampo permanente. I difetti strettamente connessi alle operazioni di movimentazione, finitura, lavorazione meccanica successive all'estrazione dallo stampo sono esclusi dalla presente classificazione, nonostante essi possano causare lo scarto del prodotto. In questo modo, la gamma di difetti non diventa eccessivamente ampia. [50-51].

Livello I	Livello II		Livello III	
C Difetti ed imperfezioni geometrici	C1	Mancanza di materiale	C1.1	Getto incompleto
	C2	Eccesso di materiale	C2.1	Sbavatura
	C3	Fuori tolleranza	C3.1	Getto deformato

Figura 6.5. Classificazione dei difetti e delle imperfezioni geometriche.

In seguito, in figura 6.6, si riportano le rappresentazioni di alcune tipologie di difetti discusse in precedenza. Ad ogni immagine è collegata la sigla che risale al livello elencato nelle tabelle delle figure precedenti.



Figura 6.6. Rappresentazione delle varie tipologie di difetto che si possono riscontrare.

6.2. Contenuto di gas nei pressofusi.

Il processo di pressocolata comporta inevitabilmente la presenza di gas all'interno della struttura dei pezzi. La presenza di quantitativi più o meno consistenti di gas è dovuta ai seguenti fattori:

- assorbimento di gas nella fusione della lega;
- segregazione di aria e umidità che avviene durante il processo.

I gas presenti in un pezzo pressocolato sono azoto ed idrogeno; l'ossigeno, che pure è presente nella atmosfera nella misura del 21%, non lo si trova mai all'interno di un pezzo pressofuso in quanto entra immediatamente in combinazione con l'alluminio formando Al_2O_3 . I gas di qualsiasi natura intrappolati all'interno di un pezzo pressocolato abbassano la qualità del pezzo e le caratteristiche meccaniche-tecnologiche come resistenza meccanica e tenuta a pressione:

- se sono finemente dispersi in seno alla massa metallica determinano porosità;
- se sono concentrati in particolari zone del pezzo determinano macro-cavità e soffiature.

6.3. Difetti legati alla lega fusa.

Spesso la qualità della lega liquida è considerata un fattore secondario e solo la sua composizione chimica viene misurata attraverso lo spettrometro. Le impurità normali che si trovano nel bagno sono dovute alla presenza di elementi chimici come Fe, Si, Mn, Cu, Cr, Ti in quantità differenti rispetto alle richieste della normativa. Le impurità sono invece dovute alla sporcizia, ai film di ossidi ed alle inclusioni che creano getti di scarto a causa della formazione di porosità, punti duri, riduzione delle fluidità e calo delle proprietà meccaniche. Quindi per entrambe le tipologie di impurità è necessario un adeguato controllo del processo e bisogna fissare dei limiti di accettabilità precisi.

In generale si può riassumere che l'inquinamento sul metallo fuso porta alla **formazione di ossidi** e di nitruri, favorisce la **solubilizzazione dei gas** e causa l'**inclusione di particelle** carboniose argillose e sabbio

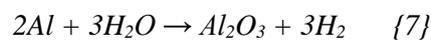
Il primo tipo di inquinamento ha diretta influenza sulle caratteristiche chimico-fisiche delle leghe di Al. Diverse sono le nature di questi difetti, raggruppabili in:

- formazione di scoria per la facilità di ossidazione dell'Al liquido a contatto con l' O_2 : questo strato se non viene rotto o agitato esercita una protezione all'assorbimento di gas ed alla formazione di un ulteriore strato di scoria;
- quantità di H_2 che il bagno assorbe; è questo un altro fattore che varia le caratteristiche chimico-fisiche variando il ciclo di solidificazione con formazione di porosità;

- bassa densità della lega liquida che causa una bassa pressione idrostatica nello stampo e quindi influisce sulla solidificazione: sono necessarie adeguate materozze e fagioli in numero e disposizione per evitare difetti di risucchio;
- impurità nel metallo fuso che segregano detriti che causano cricche di solidificazione e strappi del metallo appena solidificato.

Allo stato liquido l'Al reagisce con l'atmosfera e con l'umidità contenuta formando una scoria costituita da ossido di Al e nitruri; all'aumentare della temperatura la quantità di ossidi aumenta e quindi cresce lo strato di residuo che intrappola anche il metallo formando scoria ricca. La formazione di scoria è anche influenzata dall'utilizzo di rottami non essiccati, presenza di Mg nella carica ed agitazione eccessiva all'interno del bagno. Tuttavia, un giusto strato di scoria compie una funzione protettiva contro l'eccessiva ossidazione e l'inquinamento dovuto alla combustione all'interno del forno. Nei grossi forni a riverbero la formazione di ossidi si sviluppa nell'interfaccia metallo-refrattario mutando la produttività del forno, riducendo la vita del refrattario, contaminando il metallo ed aumentando i costi di combustione

Il secondo tipo di inquinamento riguarda l'**assorbimento** da parte del bagno liquido di Al del **H₂**. Questo fenomeno problematico avviene per l'esistenza del vapore acqueo nel forno, per l'umidità dai refrattari e dalle schiumarole, per lingotti rottami o trucioli umidi la presenza di H₂ libero nell'atmosfera è trascurabile. [10] Le reazioni chimiche che regolano l'assorbimento dell'idrogeno nel bagno liquido sono:



La solubilità dell'idrogeno diminuisce rapidamente quando il metallo solidifica con la formazione di porosità tondeggiante e blisters in superficie.

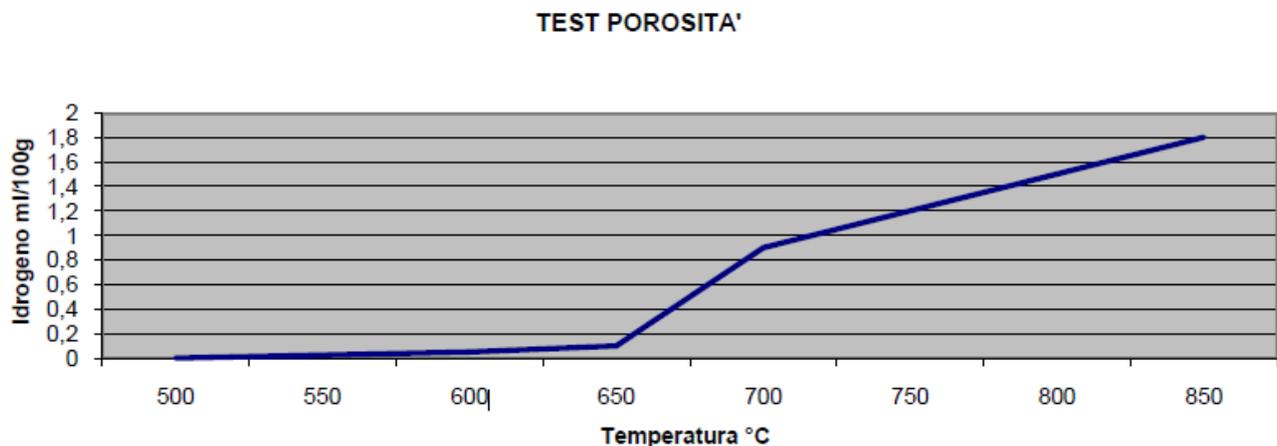


Figura 6.7. Test solubilità dell'H₂ in rapporto alla Temperatura.

I **punti duri** sono la conseguenza del terzo tipo di inquinamento e consistono in inclusioni eterogenee di elevata durezza, di dimensioni inferiori al mm, impediscono la lavorazione dei getti alle macchine utensili, possono provocare la rottura fragile del pezzo perché causano una disomogenea distribuzione interna degli sforzi, sono un punto di innesco per le microcricche e per la rottura a fatica in esercizio anche in presenza di sovradimensionamenti, non possono essere eliminati una volta presenti nel getto, non sono visibili all'esterno e si posizionano negli strati sotto pelle sfuggendo ai controlli radiografici.

L'origine dei punti duri può essere di:

- origine estranea alla lega causata dalla presenza di frammenti di crogioli, dai materiali refrattari del forno; questa origine non è un grave danno perché avendo un'origine casuale non costituisce un difetto continuativo durante la produzione dei getti;
- solidificazione rapida causando gocce fredde per via di errori nella progettazione di condotti e delle cavità dello stampo, eccessiva velocità di iniezione, eccessiva durezza per la presenza di strutture fini che causano l'estrema rapidità di raffreddamento;
- grumi di pelle che contribuiscono alla discontinuità geometriche e che se si compattano formano piccoli grumi di elevata durezza;
- particelle d'ossido parzialmente trasformate in cristalli di corindone che si formano per la lenta reazione delle pellicole di ossido con l'Al liquido;
- Composti intermetallici duri, contenenti soprattutto Mn, Cr, Cu, Fe e Si derivanti dalla composizione della lega e dai suoi elementi inquinanti, che si cristallizzano grazie ai germi di nucleazione costituiti da pellicole di ossido.

6.4. Difetti di solidificazione.

Si considerano ora altre tipologie di difetto. Le porosità da gas e le cavità da ritiro vengono a formarsi durante la solidificazione a causa rispettivamente della **variazione della solubilità di H** nella lega al passaggio da stato liquido a solido e della inadeguata alimentazione dell'intero volume del getto sempre durante il cambiamento di fase. Questi tipi di difetti sono dannosi per le proprietà meccaniche del getto in quanto riducono l'area effettiva in grado di portare il carico. I film e bi-film d'ossido, causati dall'intrappolamento dello strato superficiale d'ossido del bagno di lega a contatto con l'ambiente esterno, agiscono da discontinuità e da vere e proprie cricche all'interno del materiale. Tali ossidi possono influenzare diversamente le proprietà meccaniche del getto al variare di forma e tipologia. Diversi autori hanno inoltre ipotizzato l'esistenza di un'interazione tra difetti microstrutturali, con i film d'ossido che agiscono come siti di nucleazione preferenziale per le fasi a base Fe. Le tecniche di fonderia sviluppate nel corso degli anni per limitare la formazione dei difetti nei getti sono il controllo del contenuto di gas e il degassaggio della lega, il controllo della temperatura allo stato liquido, il controllo microstrutturale tramite aggiunte e velocità di raffreddamento imposte, il miglioramento della

geometria degli stampi. Tali difetti sono comunque molto difficilmente eliminabili del tutto e causano le limitazioni più importanti nell'impiego delle leghe di alluminio.

- **Cavità da ritiro:** le leghe d'alluminio subiscono durante la solidificazione un ritiro volumetrico che varia tra il 3,5% e l'8,5% in funzione della composizione chimica.
- **Porosità da gas:** l'alluminio allo stato liquido assorbe facilmente idrogeno. Lo stesso idrogeno viene espulso al momento della solidificazione a causa della diminuzione di solubilità causando la formazione di vuoti nel getto.
- **Inclusione di ossidi:** l'alluminio allo stato liquido si ossida istantaneamente se esposto al contatto con l'aria, formando uno strato superficiale di ossido. Parti di questo rivestimento possono in seguito alle dinamiche di solidificazione rimanere intrappolate all'interno del getto.

Le **cavità da ritiro** sono causate dall'insufficiente afflusso di metallo liquido, al fine di compensare il ritiro nel passaggio liquido solido. Questo problema viene spesso indicato come mancanza di "alimentazione". La capacità di alimentare è contrastata e resa difficoltosa dalla diminuzione di sezione dei "canali" attraverso i quali il fenomeno dell'alimentazione deve avvenire. In un accrescimento di tipo dendritico, l'alimentazione dei vuoti che si formano tra le singole dendriti avviene attraverso i canali interdendritici; se questi canali vengono occlusi, si può avere la formazione di cavità o micro-cavità all'interno del getto (figura 6.8). L'occlusione può avvenire per diverse cause, tra cui l'eccessiva viscosità del liquido in fase di trasformazione, l'accrescimento delle dendriti, la presenza di intermetallici. Nel caso di dendriti molto sviluppate in lunghezza nella direzione del flusso termico tale difetto diventa particolarmente significativo, mentre il problema si riduce nel caso di dendriti con DAS (SDAS) fine, a parità di dimensione del grano.

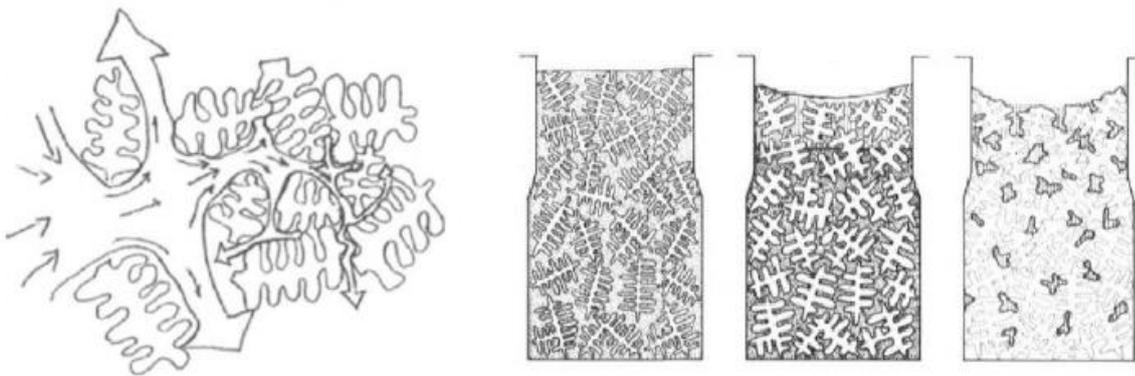


Figura 6.8. Alimentazione attraverso i canali interdendritici e progressiva formazione di cavità da ritiro a causa dell'occlusione di canali stessi.

L'idrogeno è il solo gas che presenti un significativo grado di solubilità all'interno del bagno d'alluminio. La particolare affinità con l'alluminio liquido consente al metallo di disciogliere al suo interno elevate quantità di

H. L'idrogeno è contenuto nell'aria umida (vapore acqueo) ed è sempre a contatto con la lega fusa che può assorbirlo liberamente. La solubilità dei gas nei metalli è regolata dalla legge di Sievert:

$$m = K * \sqrt{p} \quad \{9\}$$

dove m è la massa del gas disciolto, K una costante che per un particolare sistema gas/metallo aumenta all'aumentare della temperatura, p la pressione parziale del gas. La relazione non è valida nel corso del passaggio liquido-solido in cui la solubilità di idrogeno nell'alluminio (in generale di tutti i gas in tutti i liquidi) si riduce drasticamente. Il gas che viene segregato, se non riesce ad essere espulso, può rimanere all'interno del getto e portare alla formazione di **porosità da H**. Queste bolle risultano essere distribuite uniformemente nell'intero getto, lasciando libero da porosità uno strato superficiale di circa 1÷2 mm di spessore (figura 6.9.). Mentre procede la solidificazione l'idrogeno viene espulso dal solido nella fase liquida, che progressivamente si arricchisce; l'idrogeno tende principalmente ad accumularsi davanti al fronte di solidificazione che avanza. Ad un certo punto si raggiungerà uno stato di equilibrio, il quale corrisponde ad un picco della concentrazione di H. In corrispondenza del fronte di solidificazione ci sarà allora una concentrazione di H pari a $1/k = 20$ volte quella iniziale C_0 : il valore è ben oltre il limite di solubilità e pertanto il liquido risulta soprasaturo di H. Le bolle di H nucleano e si accrescono rimanendo intrappolate nel solido tra i rami delle dendriti, con una condizione che va a ripetersi per ogni nucleo stabile e che, ad eccezione della zona superficiale, garantisce una certa omogeneità di distribuzione per quanto riguarda tali difetti (questo a patto di comprendere la dinamica di solidificazione di un getto dalla geometria complessa). In conseguenza di quanto appena esposto, è chiaro come l'aumento della velocità di solidificazione provochi una riduzione della diffusione limitando i possibili siti di nucleazione e contribuendo nell'ottenere un metallo più pulito.

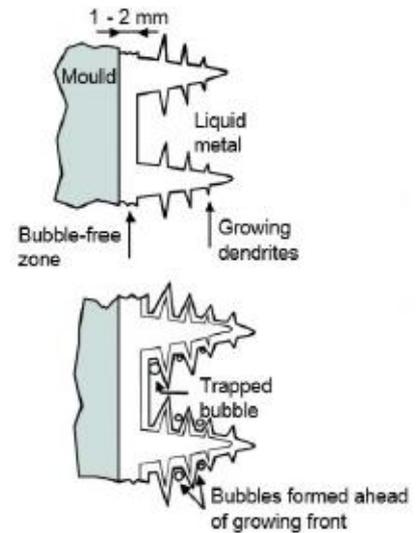


Figura 6.9. Formazione di bolle nella fase liquida, in prossimità dell'interfaccia di solidificazione. Da notare l'esistenza di uno strato dello spessore di 1-2 mm, a contatto con lo stampo, libero da porosità.

Analizziamo di seguito i trattamenti svolti a preparare al meglio la lega al processo di HPDC.

6.5. Degassaggio

Come abbiamo detto, le leghe fuse di alluminio contenute nei forni si saturano facilmente di gas; il gas maggiormente assorbito dalle leghe è, come abbiamo visto, l'idrogeno. Scopo del degassaggio è quello di eliminare i gas contenuti nella massa fusa, perciò i prodotti degassanti devono essere tali da reagire eliminando l'idrogeno. L'agente che esplica con maggior efficacia l'eliminazione dell'idrogeno è il cloro; esso reagisce con l'idrogeno e le impurezze che trasforma in cloruri. Durante le operazioni di degassaggio con cloro o composti clorurati la temperatura aumenta, essendo la reazione di tipo esotermico. Con il procedere della eliminazione dei gas si forma sulla superficie del metallo fuso una scoria polverulenta grigio-nera che reagisce con l'aria rilasciando calore. Quando la scoria diventa biancastra la reazione può ritenersi terminata. La polvere biancastra è essenzialmente costituita da allumina. Il cloro, benché molto efficace, è stato però quasi del tutto abbandonato a causa della pericolosità del prodotto e per i fumi tossici che la reazione produce. Assai



Figura 6.10. Trattamento di Degassaggio in siviera con setto poroso.

più comodo e meno tossico risulta essere l'impiego di esacloroetano, ma anch'esso è stato abbandonato a causa dei cattivi odori e dei fumi velenosi che la reazione sviluppa. Essendo così precluso dalle vigenti normative di prevenzione infortuni negli ambienti di lavoro l'impiego dei prodotti sopra citati, sono stati sperimentati e sono attualmente impiegate miscele solide di fluoruri, cloruri, borati, in varie mescolanze.

6.6. Disossidazioni

Scopo della disossidazione è quello di sciogliere l'ossido di alluminio Al_2O_3 e di trasformarlo in un complesso più facilmente separabile dal metallo fuso. Per la sua densità, prossima a quella delle leghe da cui ha origine, l'ossido Al_2O_3 , come abbiamo visto, può rimanere in sospensione nella massa fusa rendendo possibile la presenza di inclusioni assai dannose dei pezzi. I disossidanti dovrebbero agire principalmente per via strettamente riducente, ma le condizioni termodinamiche non sono favorevoli a questa trasformazione chimica; è invece nota la loro azione fisico-chimica che comprende senz'altro anche fenomeni di natura meccanica. Nell'azione dei disossidanti possiamo dunque distinguere due modi operativi:

- disossidazione per azione solvente;
- disossidazione per azione chimica in senso aggregante.

Nel primo caso di **disossidazione per azione solvente**, depuranti e disossidanti hanno un punto di fusione più basso della temperatura del metallo da trattare. I prodotti immessi e rimescolati nel bagno fondono, e gli ossidi presenti in seno alla massa fusa migrano verso di essi, nei riguardi dei quali hanno grande affinità. Il depurante liquido può così assorbire le placchette di ossido disperse nella massa fusa. La scoria liquida che assorbe gli ossidi si ispessisce, aumenta il suo punto di fusione e risale galleggiando alla superficie del bagno.

Contrariamente, nella **disossidazione per azione chimica**, i sali disossidanti per le leghe di alluminio sono in prevalenza costituiti da cloruri e fluoruri, che reagiscono con gli ossidi di alluminio formando sali complessi. Questi sali complessi hanno elevati punti di fusione e sono leggeri, galleggiando in superficie al bagno di metallo fuso. Essi non si agglomerano rimanendo allo stato di leggera polvere grigiastra. In entrambi i casi le reazioni avvengono fra un liquido (depurante fuso) e le placchette di ossido Al_2O_3 , presenti in fase solida distinta. L'azione è legata alla reattività superficiale delle placchette. Gli ossidi possono trovarsi a loro volta nei vari stadi di evoluzione che abbiamo già esaminato e cioè in differenti fasi solide, e i depuranti hanno reazioni diverse a seconda dello stato dell'ossido presente e cioè:

- placchette di ossido di prima formazione, molto reattive verso i depuranti
- ossidi Al_2O_3 in fase γ poco reattiva verso i depuranti
- ossidi Al_2O_3 in fase α , non reattiva verso i depuranti.

L'ossido Al_2O_3 allo stato α (corindone) non è quindi eliminabile con depuranti che esplicano la loro azione per via chimica. Va tuttavia osservato che difficilmente incontreremo singoli cristalli tridimensionali di corindone ma più spesso questi sono cristalli attorniti da placchette in corso di trasformazione. Si viene quindi a creare una situazione che permette un certo grado di depurazione anche con prodotti che reagiscono chimicamente. Un'azione depurante più sicura la si ottiene con miscele che reagiscono nei due modi. Entrambi i componenti del prodotto reagiscono energicamente con la massa di metallo fuso facendola gorgogliare, e il rimescolamento che ne deriva porta in superficie gli ammassi di ossidi per azione meccanica. Perché i depuranti reagiscano efficacemente è necessario che la temperatura del metallo sia sufficientemente elevata e tale da superare il punto di fusione del prodotto impiegato. Generalmente i fornitori di queste miscele saline indicano la temperatura di impiego.

6.7. Modifica

Il termine "**modifica**" traduce l'originale termine tedesco *veredelung*, che ben esprime la funzione di questo trattamento, nel significato di mobilitazione della lega. Il trattamento è in grado di esaltare infatti le caratteristiche che la lega possiede allo stato potenziale. La modifica del silicio provoca:

- miglioramento delle caratteristiche meccaniche (in particolare resistenza a trazione e allungamento);

- miglioramento della lavorabilità meccanica, grazie alla scomparsa dei grossi cristalli duri di silicio primario;
- riduzione del macro-ritiro. In termini chimico-fisici la modifica agisce ampliando l'intervallo di solidificazione della lega.

Indotta dalla modifica, l'osservazione microscopica evidenzia la trasformazione, consistente nel rendere globulare l'aspetto altrimenti aciculare delle formazioni eutettiche Al-Si riducendone contemporaneamente le dimensioni. Il trattamento viene fatto sulle leghe della famiglia Al-Si con tenori di silicio dal 7% al 13% ed è tanto più efficace quanto più il tenore di silicio è vicino al suo punto eutettico di 11,7% Si. La modifica è tanto più efficace quanto minore è la velocità di solidificazione. Gli elementi che, aggiunti in piccole quantità, sono in grado di produrre la modifica, sono il **sodio (Na)**, lo **stronzio (Sr)** e, in un certo senso anche l'**antimonio (Sb)**. In effetti la presenza

di antimonio dà luogo a un'affinazione, in cui l'eutettico assume una struttura aciculare sericea, così minuta da conferire vantaggi simili a quelli apportati dalla modifica. L'agente modificante per eccellenza è il sodio, che però presenta molte difficoltà per il rigoroso dosaggio e per il tempo ristretto della sua azione. Il dosaggio del sodio per la lega Al-7% Si è di 0,004% mentre arriva a 0,010% con la lega Al-13% Si. Il tempo di durata della modifica nella lega è di circa 30 minuti massimo, tempo dopo il quale l'effetto modifica scompare. Esso scompare però immediatamente se vengono fatti trattamenti di degassaggio o di disossidazione, che provocano l'ossidazione del sodio, composto estremamente volatile. La modifica allo stronzio è la più facile da attuare; il dosaggio,

infatti, non è così rigoroso come per il sodio. L'effetto modificante è ottenuto ed è efficace con tenori di stronzio variabili fra 0,05% e 0,07%. La durata dell'effetto modifica nella lega è di circa 6 ore. L'effetto modifica non viene distrutto, in questo caso, da successivi trattamenti di degassaggio e/o disossidazioni. L'effetto di modifica è mantenuto, contrariamente a quanto avviene per il sodio, anche in caso di successiva fusione. La modifica allo stronzio è detta per questo anche "modifica permanente". È possibile acquistare pani di lega premodificati allo stronzio, o preaffinati all'antimonio. Nella precedente figura 6.11. sono riportate a confronto le micrografie delle microstrutture ottenute con i tre agenti modificanti. Benché la modifica delle

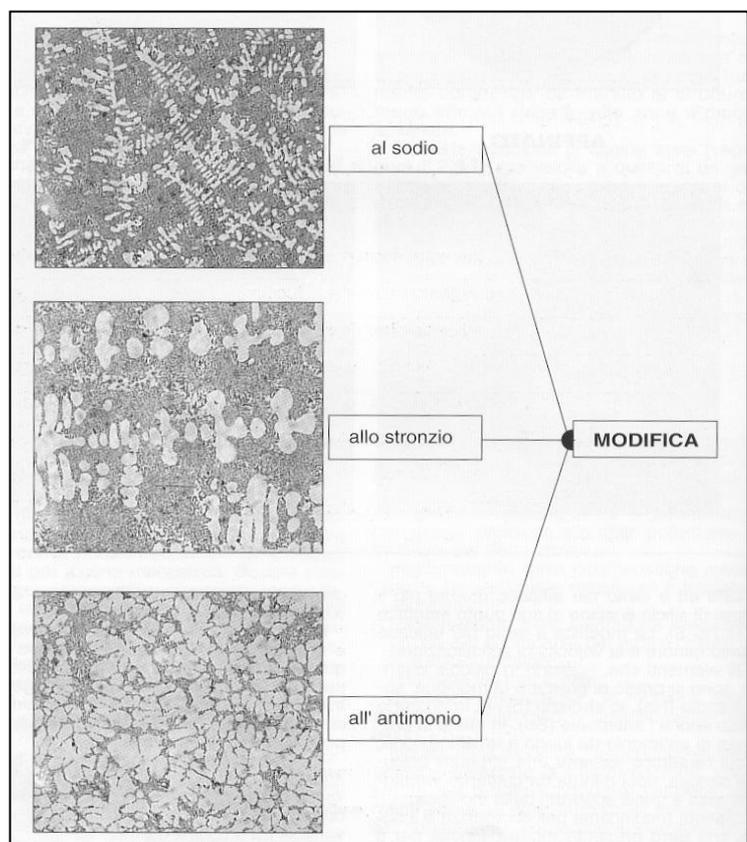


Figura 6.11. Modifiche delle leghe AlSi13; micrografie delle diverse strutture ottenute con diversi modificatori.

leghe per la pressocolata non sia strettamente necessaria in relazione alla rapida solidificazione determinata dal processo, si va facendo strada l'opportunità di impiego di leghe premodificate per la produzione di pezzi pressocolati. Il solo tipo di modifica possibile nel contesto del processo comporta l'impiego di leghe trattate con lo stronzio. Le leghe premodificate presentano una grande compattezza della struttura cristallina; la morfologia strutturale di tipo globulare conferisce ai pezzi più elevate caratteristiche meccaniche e di tenuta a pressione; l'allargamento dell'intervallo di solidificazione facilita la compensazione del ritiro di solidificazione e porta alla fabbricazione di pezzi più sani e compatti. Queste proprietà possono giovare o essere determinanti nella fabbricazione di pezzi complicati o difficili, di pezzi di grosso spessore o pezzi cui sono richieste elevate caratteristiche meccaniche. Qualità e costanza della qualità sono agevolate dall'impiego di leghe premodificate.

7. Controllo della Struttura.

Le caratteristiche della microstruttura che hanno maggiore effetto e correlazione con le proprietà meccaniche sono:

- Forma e dimensione del grano.
- Distanza fra i rami dendritici.
- Dimensione e distribuzione delle particelle di seconda fase e inclusioni.

Alcune di queste caratteristiche, come la dimensione del grano o lo spazio interdendritico, sono per prima cosa controllati dal raffreddamento e dalla velocità di solidificazione. La figura 7.1, per esempio, mostra la variazione delle microstrutture e proprietà meccaniche ottenute da diverse velocità di solidificazione associate a diversi processi fusori.

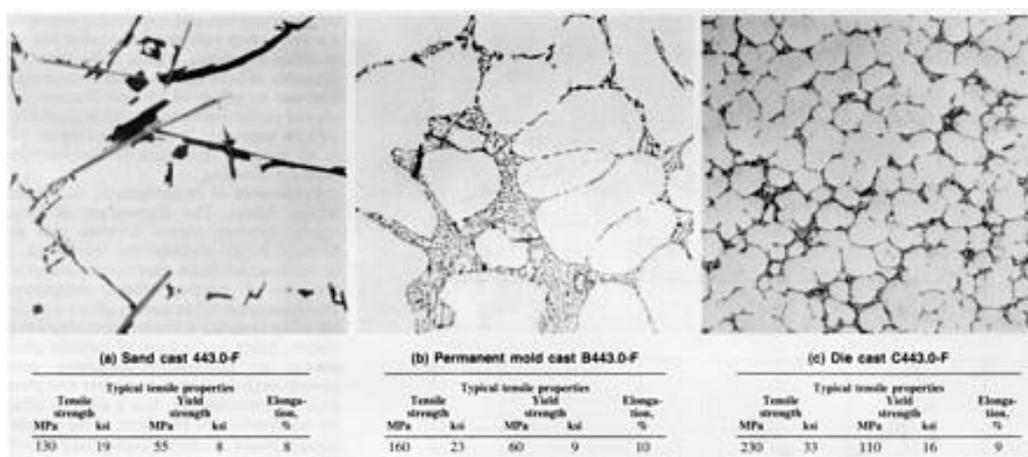


Figura 7.1. Microstruttura di una Lega di Alluminio con 5% di Si: a sinistra ottenuta con colata in sabbia, al centro in conchiglia e a destra per pressofusione.

Lo spazio interdendritico e la dimensione delle celle e particelle decresce con l'incremento della velocità di raffreddamento, partendo dalla colata in sabbia fino ad arrivare alla pressofusione. Così come per lo spazio interdendritico e la dimensione del grano, anche la dispersione più fine delle inclusioni e le particelle di seconda fase, migliorano le proprietà del fuso. Una dispersione più fine richiede particelle più piccole; una quantità troppo elevata di ossidi o composti intermetallici produce eccessiva fragilità. Il controllo della forma e dimensione dei microcostituenti può essere svolta estendendo il controllo alla composizione, ma è assodato che si ottengono risultati migliori minimizzando il periodo di accrescimento di questi microcostituenti; questo effetto si ottiene ancora applicando rapidi raffreddamenti. Perciò, è evidente che più è alta la velocità di raffreddamento, più si ottengono qualità migliori del pezzo forgiato. Le caratteristiche microstrutturali come dimensione e distribuzione della fase primaria α -Al e dei composti intermetallici, dal punto di vista chimico sono le più complesse da controllare; con lo sviluppo della tecnologia e del processo di HPDC, attraverso il controllo di composizione chimica (in particolare presenza di impurità) hanno permesso di valutare per via stechiometrica gli elementi all'intero dei composti intermetallici, e la loro affinità e distribuzione. L'uso di modificatori, come accennato nel capitolo precedente, permette di ottimizzare le microstrutture ottenute tramite operazioni di fusione, agendo sull'affinità della struttura eutettica o ipereutettica delle leghe di Al-Si.

7.1. Interazione tra struttura cristallina e proprietà meccaniche

Nella solidificazione i metalli formano strutture in varie forme, dimensioni, orientamento di cristalli e loro aggregati (vedi Figura 7.2.); la frattura di un getto metallico ha luogo in generale sulle superfici di contatto fra i cristalli di solidificazione e non all'interno dei cristalli stessi. [9]

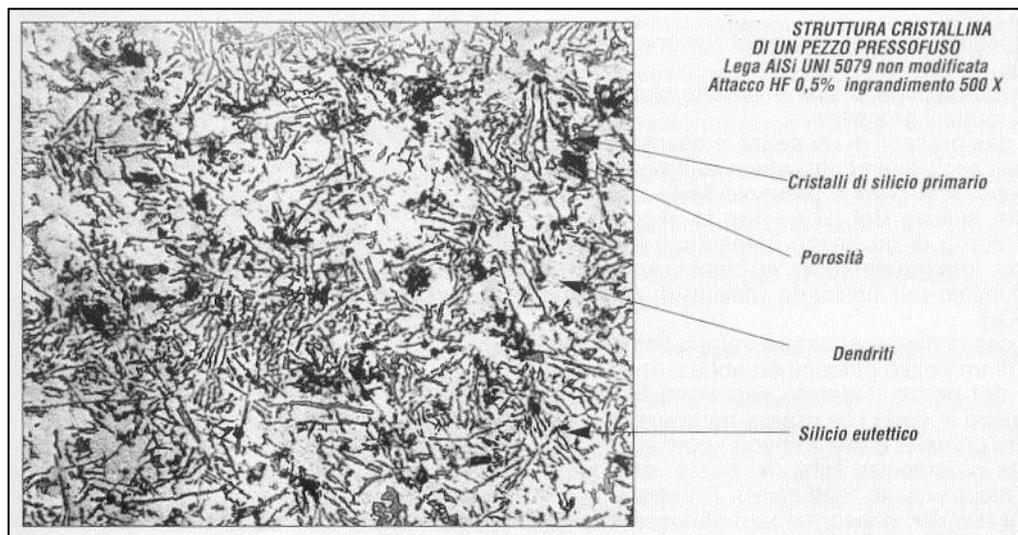


Figura 7.2. Grani cristallini di una lega fusa in alluminio

Poiché la superficie di contatto è proporzionale alle dimensioni del cristallo nell'ambito delle caratteristiche proprio di quel determinato tipo di lega, una struttura grossolana presenta scarsa resistenza mentre una struttura

fine presenta un'alta resistenza meccanica. Anche la forma dei cristalli influisce molto sulle caratteristiche di resistenza meccanica dei pezzi. Le strutture che presentano cristallizzazioni sotto forma di aghi o placchette presentano scarsa resistenza in quanto innescano nel pezzo superfici preferenziali di rottura. È chiaro infatti che se una delle dimensioni prevalenti di una placchetta è orientata trasversalmente alla direzione dello sforzo di trazione cui il pezzo è sottoposto, questi offrirà una resistenza assai bassa. Le strutture di tipo globulare e/o molto finemente cristallizzate, nelle quali i cristalli sono ben compenetrati fra di loro in modo da formare una struttura risultante di tipo "feltrato" presentano le più alte caratteristiche meccaniche e di tenuta. Ne consegue l'opportunità di eseguire sul metallo, per la produzione di particolari pezzi, trattamenti capaci di conferire alla lega questa struttura metallografica. Le reazioni che avvengono in fase di fusione durante la permanenza nelle leghe di alluminio nei forni introducono nella massa fusa, gas (principalmente idrogeno) che sono cause di formazione di ossidi, Al_2O_3 , grossi cristalli di silicio, sedimentazioni dei componenti alto fondenti. Per fabbricare buoni pezzi pressocolati è necessario che la lega impiegata presenti al meglio le sue caratteristiche tecnologiche e cioè:

- elevata colabilità;
- bassa formazione di risucchi;
- bassa fragilità di ritiro;
- elevate caratteristiche meccaniche a freddo e a caldo;
- buona lavorabilità meccanica dei pezzi;
- buona tenuta a pressione.

Si rende pertanto necessario rimuovere il più possibile dalla massa fusa ossidi e gas inevitabilmente presenti perché quantità apprezzabili di essi provocano diminuzione di colabilità e concorrono a generare porosità. Infatti, le caratteristiche meccaniche finali sul pezzo sono negativamente influenzate in modo proporzionale alla quantità di ossidi e di gas presenti; resistenza a trazione, tenacità, allungamento, risultano più bassi rispetto alle caratteristiche proprie della lega. La presenza di queste soluzioni di continuità nella matrice influenza infatti la morfologia strutturale del materiale e quella conferita al pezzo dal processo di pressocolata.

7.2. DAS (Dendrite arm spacing): Distanza tra i rami dei dendriti.

In tutti i processi industriali, ad eccezione della formatura semi-solida, la solidificazione avviene attraverso la nucleazione e accrescimento di dendriti a partire dalla soluzione liquida. Le celle contenute all'interno della struttura dendritica corrispondono alle dimensioni separanti le braccia delle dendriti (primarie o secondarie) e per una lega con una certa composizione la loro dimensione dipende dalla velocità di solidificazione. La crescita delle dendriti avviene prevalentemente in direzione parallela e ortogonale a quella di asportazione del calore. Se il fuso è raffreddato molto velocemente, per contrastare l'incremento di temperatura dovuto all'esotermicità del processo, il tasso di estrazione del calore può superare il tasso di generazione di calore (calore

latente di solidificazione). In questo caso il liquido si raffredda e la sua temperatura scende al di sotto della curva di liquidus. Se il sotto raffreddamento è sufficiente tutti i nuclei eterogenei presenti nel liquido diventano attivi garantendo la nascita di una grana fine. Il fronte di solidificazione che viene a realizzarsi è composto da più protuberanze (figura 7.3.) che permettono il massimo smaltimento del calore latente di solidificazione per unità di volume, con la minima energia del sistema. Lo sviluppo di tali protuberanze segue un orientamento preferenziale per questioni energetiche. In fase di accrescimento possono crearsi altre protuberanze mentre alcune di quelle già formate possono arrestarsi per l'accumulo di calore all'interfaccia o per il riscaldamento del liquido a causa delle altre dendriti che a loro volta si stanno accrescendo. L' accrescimento procede in questo modo a causa del sotto raffreddamento costituzionale.

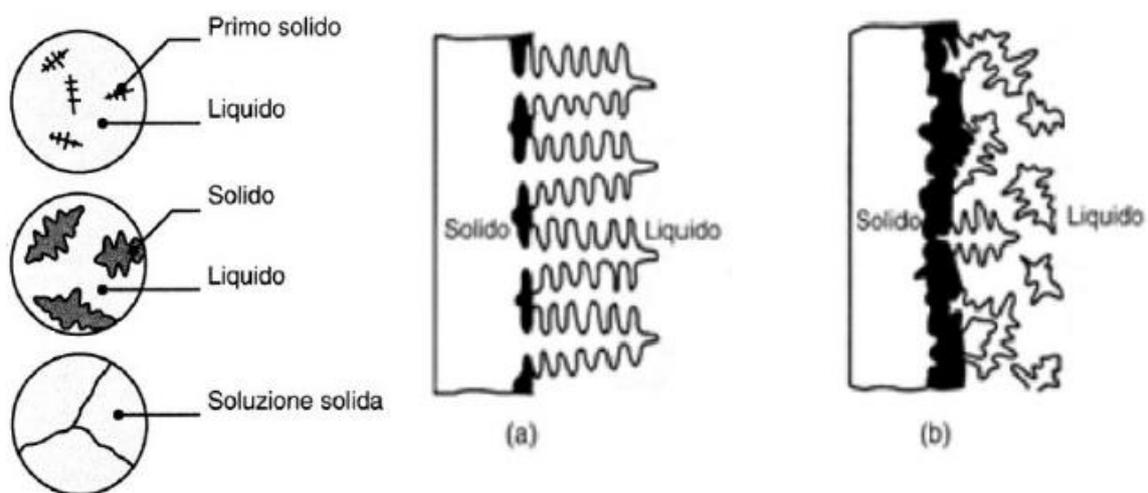


Figura 7.3. Nella sequenza di sinistra e riportata la nucleazione e successivo accrescimento delle dendriti di fase α -Al a partire dal liquido sottoraffreddato. Nelle due immagini a destra sono schematizzate diverse tipologie di accrescimento: (a) classico accrescimento colonnare; (b) accrescimento equiassico, presente solitamente nella produzione industriale di getti in lega e dovuto alla complessa geometria e alle condizioni di solidificazione locali.

La fase α -Al varia nelle leghe ipoeutetiche tra il 10% e il 40% a seconda della composizione chimica (5% - 11% di Si) e delle condizioni di solidificazione. La nucleazione di germi stabili di α -Al procede con l'asportazione di calore in una ben definita zona dello stampo. Con la continua asportazione di calore continua l'accrescimento delle dendriti; contemporaneamente il liquido rimanente si arricchisce di Si. In condizioni di equilibrio alla temperatura eutettica il liquido rimanente dell'eutettico. Esso solidifica formando una struttura alternata di fase α -Al e Si eutettico. La microstruttura finale del materiale una volta completata la solidificazione è uguale a quella riscontrabile a temperatura ambiente e costituita da dendriti α -Al di fase primaria circondate dall'eutettico (figura 7.4.).

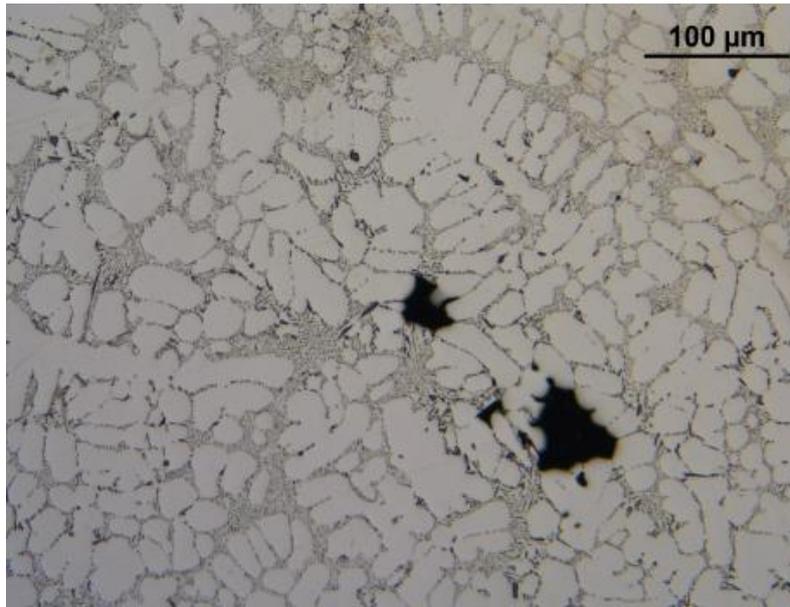


Figura 7.4. Micrografia ottica su lega Al Si 7 Mg 0,3 riguardante la microstruttura di solidificazione della lega.

La distanza tra i rami principali (o secondari) delle dendriti nota come DAS, **Dendrite Arm Spacing**, è un parametro microstrutturale di grande importanza nelle leghe Al-Si da fonderia. Con valenza analoga in letteratura si riporta la distanza tra i rami secondari indicandola come SDAS (**Secondary Dendrite Arm Spacing**) o ancora la dimensione della cella dendritica e sua spaziatura. Dalla dimensione media del DAS (o degli equivalenti parametri citati) dipendono le proprietà meccaniche della lega e alcune caratteristiche tecnologiche. Ad una diminuzione del DAS corrispondono incrementi di durezza, resistenza a snervamento, resistenza a trazione, allungamento percentuale a rottura, resistenza a fatica, oltre a una riduzione della micro-segregazione, della tendenza alla criccabilità a caldo (hot tearing) e ad una miglior risposta al trattamento termico. Un DAS più elevato comporta la formazione di microcostituenti grossolani e ha un effetto negativo pronunciato sulle proprietà meccaniche con loro riduzione. In particolare, per quanto riguarda il comportamento a carichi statici, importante è l'effetto del DAS sull'allungamento a rottura e sulla tensione massima. Il DAS assume una notevole importanza anche nel comportamento a fatica di getti esenti da difetti o, più realisticamente, con difetti di dimensione inferiore ad un certo valore critico per il quale diventano dominanti le altre caratteristiche microstrutturali. La relazione tra il DAS e le proprietà meccaniche è esprimibile tramite la seguente relazione:

$$Y = a \cdot DAS^n \quad \{10\}$$

Dove Y rappresenta la proprietà di interesse; a ed n sono costanti determinate per ogni diversa lega e proprietà individuata. In letteratura sono stati pubblicati risultati di una buona correlazione tra il DAS e il carico di snervamento, la tensione ultima a trazione e la duttilità (figura 7.5). [28]

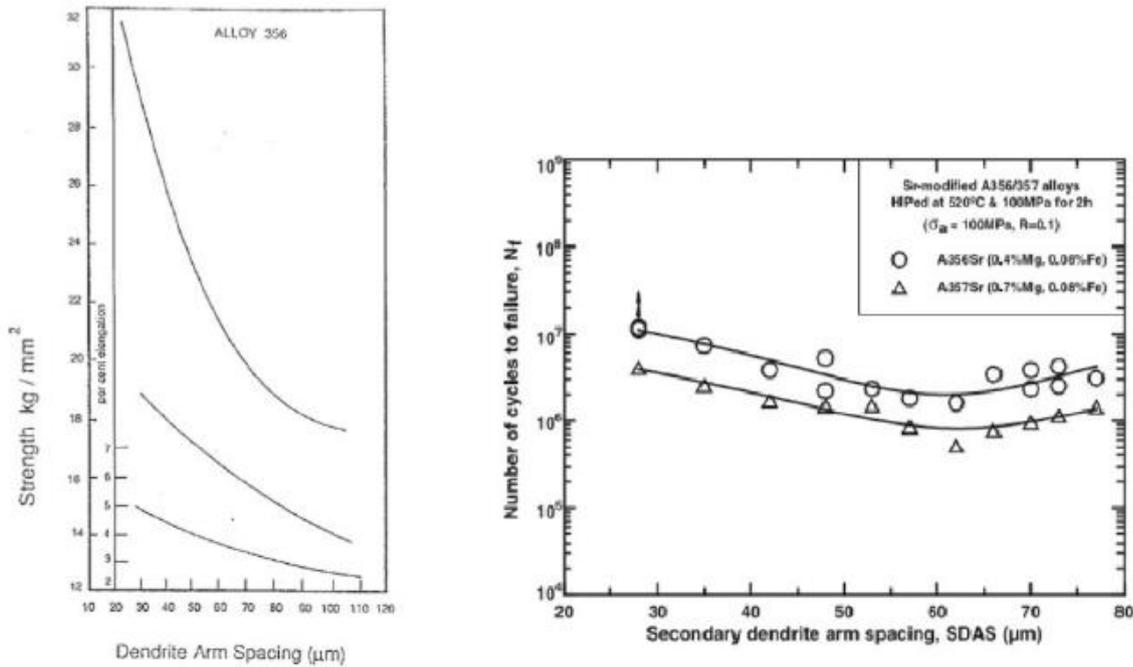


Figura 7.5. Correlazione tra proprietà meccaniche di resistenza a rottura ed allungamento a rottura in funzione dello SDAS.

Il grafico a sinistra riporta l'andamento della tensione di rottura a trazione e dell'allungamento a rottura in funzione del DAS per le leghe A356. In particolare, i valori della tensione sono relativi sia al materiale trattato termicamente (tempra e solubilizzazione completa), sia al materiale non trattato: vi fanno riferimento le due curve più elevate. Il grafico a destra mette in relazione, per le leghe A356 e A357, il numero di cicli a rottura con lo SDAS. I diversi parametri microstrutturali, DAS e SDAS, sono equivalenti per effetti sul comportamento del materiale. Anche se sono numerosissimi i fattori che concorrono alla distanza dei rami dei dendriti, il modo più efficiente per ottenere celle più fini e quindi spazi più ristretti, è quello di operare con raffreddamenti rapidi. Durante il processo di pressofusione, si riserva molta attenzione quindi ad adoperare velocità di raffreddamento vicine a quelle corrispondenti a proprietà meccaniche ottimali; controllando queste velocità si ha una stretta correlazione con la dimensione delle celle dendritiche, con il vantaggio che il controllo della velocità di solidificazione è più semplice rispetto al secondo. È stata inoltre definita una relazione tra distanza dei rami dendritici e tempo di solidificazione; in particolare lo spazio diminuisce in proporzione con il calo del tempo [28]. Questa relazione è data dall'equazione:

$$DAS (SDAS)=K *ts^m \quad \{11\}$$

di seguito altri autori hanno confermato i risultati [29], pubblicando anche grafici esposti in figura che mostrano la relazione. Si specifica che con *DAS* si indica lo spazio interdendritico in micron, con *ts* e il tempo di solidificazione espresso in secondi; *k*, *m* sono costanti del materiale. È possibile, tramite una relazione matematica, correlare anche la velocità di raffreddamento al DAS:

$$\log \frac{dT}{dt} = -[\log(DAS) - 2,37]/0,4 \quad \{12\}$$

dT/dt rappresenta la velocità di raffreddamento in °C/s e il DAS in mm. Una maggiore velocità di solidificazione, vale a dire un minor tempo di solidificazione, riduce l'accrescimento delle strutture dendritiche abbassando i valori del DAS (figura 7.6). Questo permette performance meccaniche migliori del getto. [30]

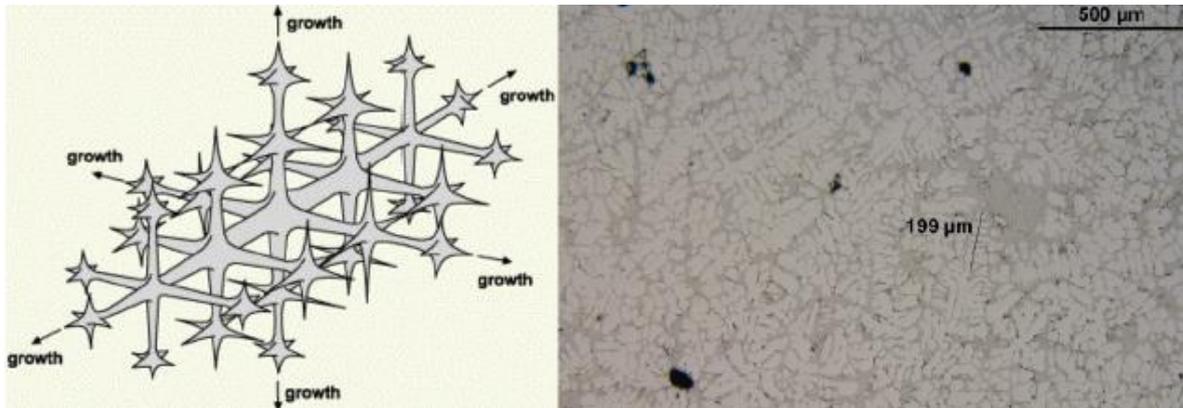


Figura 7.6. Schematizzazione dell'accrescimento dendritico e misurazione del parametro microstrutturale DAS.

La velocità di solidificazione, il gradiente di temperatura, la composizione chimica della lega, le particelle di una seconda fase e gli eventuali difetti presenti come ossidi e porosità sono i fattori che influenzano localmente il DAS. Inclusioni e fasi secondarie possono segregare fra i bracci delle dendriti aumentando la spaziatura tra i rami delle stesse. La formula proposta da Chvorinov permette una valutazione approssimativa del tempo di solidificazione:

$$ts = B * \left(\frac{V}{A}\right)^n \quad \{13\}$$

Nella relazione, V = volume di metallo fuso; A = area superficiale a contatto con lo stampo; n = cost. = 2; B = cost. = f (materiale dello stampo). Il seguente grafico mette in evidenza come, al crescere del tempo di solidificazione, il DAS (SDAS) tenda ad aumentare secondo modalità diverse, in base alla tipologia di lega (figura 7.7.). Più avanti è riportato l'andamento del medesimo parametro microstrutturale per la lega A356 in funzione della velocità di solidificazione (figura 7.8.).

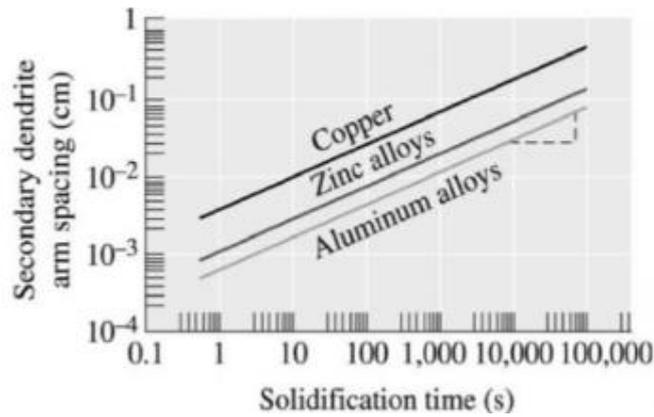


Figura 7.7. Secondary Dendrite Arm Spacing per diverse famiglie di leghe al variare del tempo di solidificazione.

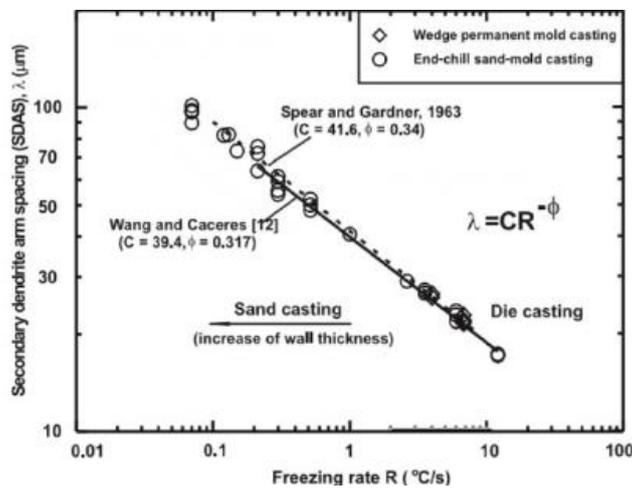


Figura 7.8. Andamento del parametro microstrutturale SDAS in funzione della velocità di solidificazione.

7.3. Forma e dimensione del grano cristallino.

La dimensione del grano è una caratteristica importante e facilmente controllabile nelle leghe di alluminio. Un grano uniforme e fine è spesso richiesto per ottenere ottime proprietà in una moltitudine di prodotti. Valori ridotti del DAS, ottenuti con velocità di raffreddamento elevate, permettono una fine distribuzione delle fasi intermetalliche. Il getto esibirà alta duttilità e resistenza a trazione in virtù delle fasi intermetalliche infragilenti discontinue. Questa situazione è di solito associata a una grana fine, anche se è il DAS il fattore determinante per le proprietà meccaniche. Il grano cristallino è costituito dalle dendriti formatesi a partire dallo stesso nucleo di germinazione ed aventi la stessa orientazione cristallografica del reticolo di fase α -Al. Il bordo grano si forma dove gruppi di dendriti, appartenenti a grani diversi con diversa orientazione cristallografica, si incontrano (figura 7.9.).

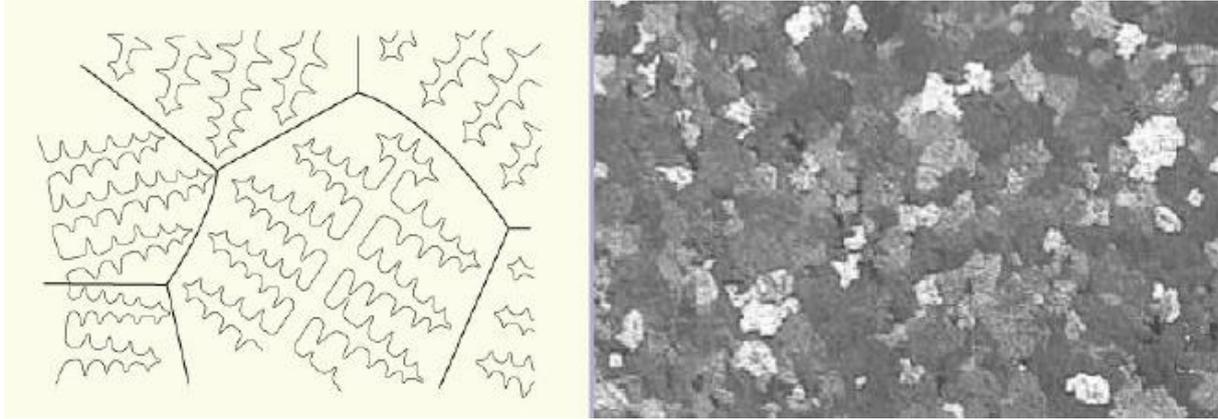


Figura 7.9. Sulla sinistra, grani cristallini formatisi a partire da diversi nuclei di germinazione. Sulla destra, superficie ripresa in condizioni di luce polarizzata. Si noti la diversa orientazione dei singoli grani.

In generale la diminuzione delle dimensioni dei grani comporta un lieve aumento delle proprietà di resistenza meccanica nelle leghe di alluminio da fonderia, ma in misura minore rispetto a quanto permesso dal DAS. La dimensione dei grani ha invece una maggiore influenza sulla lega da deformazione plastica. La relazione di Hall-Petch esprime la tensione di snervamento in funzione della dimensione media del grano. La variazione inversa delle due grandezze è dovuta alla migliore combinazione di resistenza e duttilità e alla distribuzione più fine dei costituenti di bordo grano nel caso di grani cristallini fini ed equiassici. Un'estensione maggiore dei bordi grano permette di ostacolare maggiormente il moto delle dislocazioni: un grano fine, con estensione complessiva nel getto elevata dei bordi, sarà di maggiore impedimento al moto delle dislocazioni rispetto ad un grano di dimensione grossolana. Nelle leghe da fonderia un ruolo affine è svolto dai bordi delle celle dendritiche da cui ne deriva che il DAS è il parametro microstrutturale di maggior influenza sulle proprietà meccaniche rispetto alla dimensione dei grani cristallini.

$$YS = a + b \cdot d^{-1/2} \quad \{14\}$$

a, b costanti del materiale.

Diversamente da quanto accade per il DAS (e SDAS) la dimensione dei grani non è strettamente correlata alla velocità di solidificazione. Valori elevati della spaziatura tra i rami delle dendriti comportano un grano grossolano ma ciò può verificarsi anche con un DAS ridotto. I dati relativi al grano sono inoltre maggiormente dispersi (figura 7.10.).

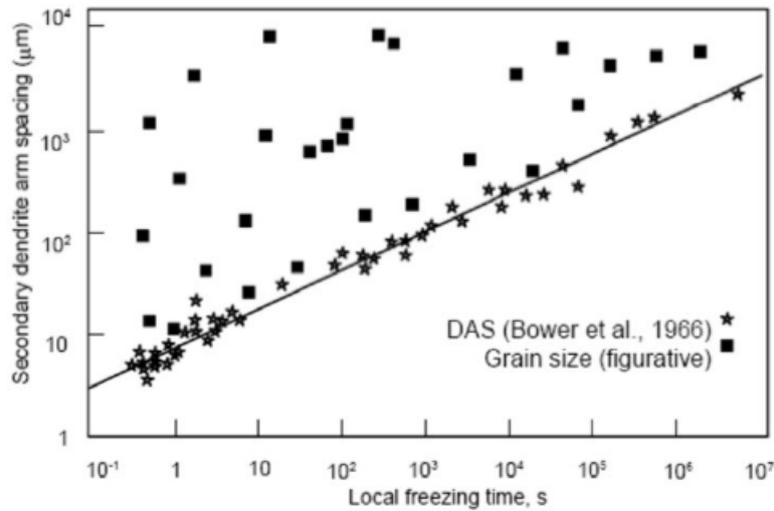


Figura 7.10. Variazione della distanza tra i rami secondari delle dendriti e della dimensione del grano cristallino in funzione del tempo di solidificazione. Si noti l'elevata dispersione dei dati sperimentali relativi alla dimensione media del grano.

Ciò evidenzia il fatto che la dimensione del grano non è dipendente solo dalla velocità di raffreddamento ma anche da altre variabili come il processo di nucleazione. Più precisamente, tipo e dimensione dei grani cristallini che tendono a formarsi sono funzione della composizione della lega, della velocità di solidificazione e della concentrazione di siti di nucleazione. Il grano colonnare rappresentato in figura 7.11a (si noti l'accrescimento perpendicolare ad ogni faccia dello stampo) è caratteristico per le leghe con basse quantità di soluto, che hanno solidificato con un ripido gradiente di temperatura con poche turbolenze nel fluido per ottenere un grano fine dato dal distacco dei rami dei dendriti. In presenza di turbolenze nel metallo fuso invece, la struttura che si ottiene è quella rappresentata in figura 7.11b, con grani colonnari e equiassici.

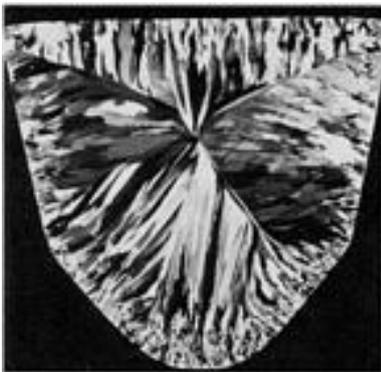


Figura 7.11. a) Sezione trasversale di una lega 1100 forgiata (a sinistra). A destra b) grani equiassici e colonnari.

7.4. Affinamento del grano.

Un materiale metallico sottoposto a una sollecitazione meccanica tende a deformarsi progressivamente fino a rottura. La deformazione inizialmente è elastica, risulta direttamente proporzionale tramite il modulo di Young alla tensione applicata ed è interamente recuperabile. Il modulo di Young è un coefficiente tipico del materiale e dipende da precedenti trattamenti termici o dallo stato di incrudimento. Raggiunto il limite elastico del materiale, il materiale inizia a deformarsi in modo plastico. La deformazione plastica è permanente e avviene per scorrimento di un piano reticolare rispetto a quello adiacente in seguito all'applicazione di uno sforzo esterno. Lo scorrimento di tali piani cristallini avviene grazie alla presenza di alcuni tipi di difetti del reticolo cristallino, chiamati dislocazioni. Il movimento delle dislocazioni, nel caso sia facilmente inducibile, rende la deformazione plastica del materiale favorita abbassando al tempo stesso la resistenza meccanica. Per questo motivo è fondamentale introdurre degli “ostacoli” microstrutturali al moto delle dislocazioni, al fine di realizzare un rafforzamento del materiale. Con l'affinazione del grano, si riducono le dimensioni dei grani per sfruttarne la diversa orientazione cristallina. I bordi grano sono zone di transizione tra queste diverse orientazioni e il passaggio delle dislocazioni risulta più difficoltoso, richiedendo l'applicazione di uno sforzo maggiore. I bordi grano diventano zone di “impilaggio” delle dislocazioni. L'aggiunta di affinatori del grano si possono osservare in figura 7.12.: gli elementi affinatori più utilizzati sono il Titanio e il Boro; per il titanio viene utilizzata una percentuale dal 3 a 10%, con possibilità di aggiunta di un 0.2 ÷ 1 % di Boro [31,32,33,34]. Nella pratica solitamente si aggiungono questi elementi tramite una bacchetta di 9.55mm di diametro nella lega fusa direttamente dentro la fornace. Questi elementi sono utilizzati per ottenere un grano fine, con struttura uniformi e per ridurre le criccate.

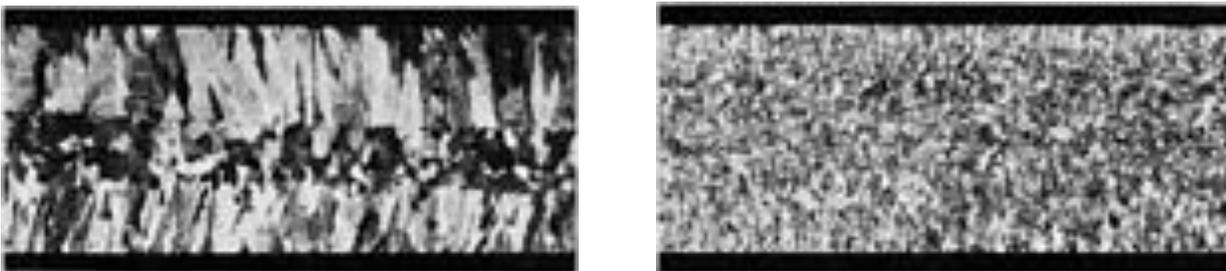


Figura 7.12. Sezione longitudinale di un grano non affinato a sinistra, affinato a destra.

Il grezzo ottenuto senza raffinare il grano, con struttura non uniforme, è rappresentato in figura 7.13 (a sinistra); la drastica riduzione della dimensione del grano e il miglioramento della struttura, più uniforme, è rappresentata in figura 7.13 di destra.

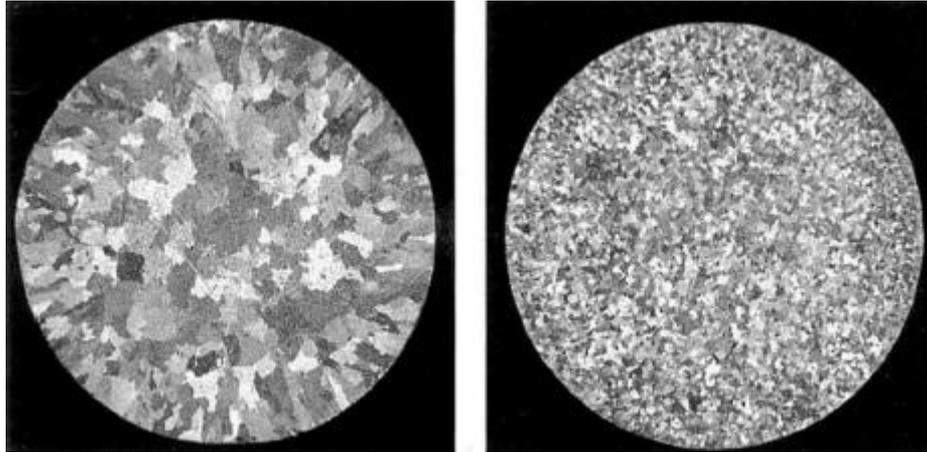


Figura 7.13. A sinistra la rappresentazione di un grano non affinato, grosso; a destra un grano affinato, con struttura fine e uniforme.

Il conflitto che potrebbe nascere nell'ottenere una struttura dendritica fine uniforme e un grano fine, è illustrata nella figura 7.14.; stampare senza un grano affinato, si ottiene una spaziatura fine fra i dendriti ma purtroppo grani con cristallizzazione colonnare.

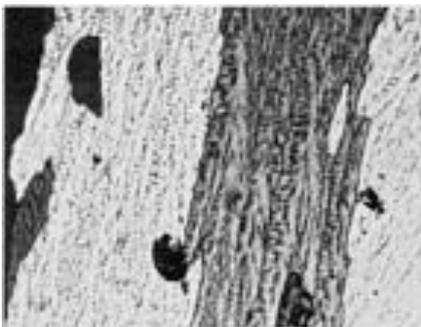


Figura 7.14. Utilizzando affinatori si ottengono grani più fini e simmetrici, ma spazi interdendritici più elevati.



Figura 7.15. Grano grande e colonnare e spazi interdendritici fini, senza l'utilizzo di affinatori.

La dimensione del grano può essere controllata da diversi metodi, attraverso le vibrazioni, l'agitazione e il controllo del flusso del metallo, che promuove la nucleazione dei rami dei dendriti. Si ottiene una struttura totalmente colonnare quando l'alimentazione del metallo è localizzata al centro della cavità come mostrata in figura 7.17. Quando il flusso è diretto dall'altra parte dello stampo, si ottengono per lo più strutture simmetriche mostrate in figura 7.16.



Figura 7.16 Il flusso entra direttamente al centro della sezione.

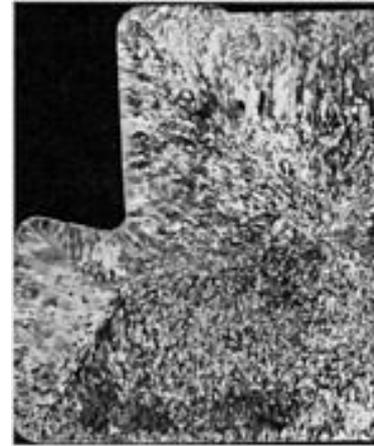


Figura 7.17. L'alimentazione causa l'attraversamento del metallo fuso direttamente nello stampo.

Le leghe di alluminio per getti senza affinamento del grano, esibiscono spesso una struttura di tipo colonnare a forma di ventaglio, definita a “punte di cristalli. Questa struttura, illustrate in figura 7.18, si può trovare sia in leghe ad alto contenuto di soluto che a basso contenuto. È più facile che questa struttura si sviluppi quando si ha un ripido gradiente termico a fronte dell’interfaccia di solidificazione [35], o un’inadeguata aggiunta di affinatori del grano [36]. Con elevati ingrandimenti, le punte di cristallo consistono in grani con cristalli lamellari doppi. (figura 7.19).



Figura 7.18. Il centro della sezione di questo provino forgiato, senza affinatori, presenta un ventaglio di punte di cristallo.



Figura 7.19. Accrescimento colonnare doppio

7.5. Eutettico Al-Si.

Con riferimento al diagramma di fase della lega binaria Al-Si, in condizioni di equilibrio la solidificazione dell'eutettico avviene a 577 °C con una percentuale in peso di Si pari al 12,6%. A seconda che la lega sia ipoeutettica ($Si < 12,5\%$), eutettica ($Si = 12,6\%$) o ipereutettica ($Si > 12,6\%$) la formazione dell'eutettico avviene in presenza di dendriti di fase primaria α -Al, dalla fase liquida o in presenza di Si primario rispettivamente (figura 7.20.). È comunque noto che la velocità di solidificazione va ad influire sulla morfologia dell'eutettico (figura 7.21.). Per le leghe ipoeutettiche esso assume normalmente una struttura lamellare o fibrosa.

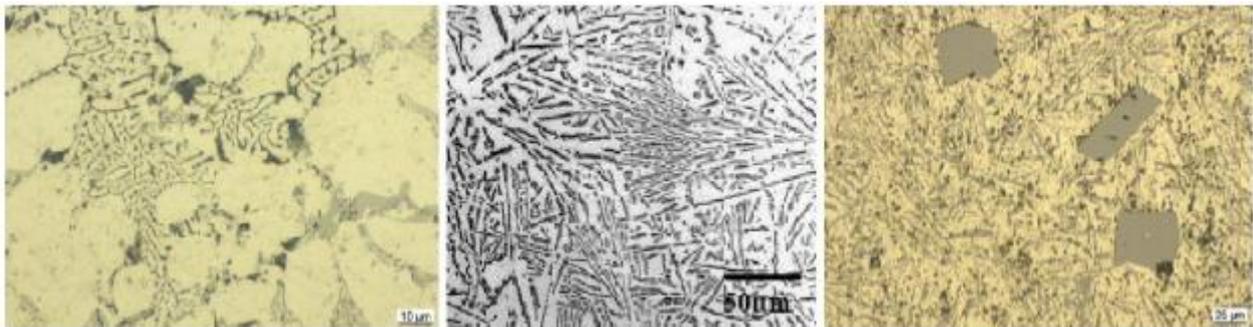


Figura 7.20. A partire da sinistra e proseguendo verso destra, le micrografie di una lega Al-Si rispettivamente ipoeutettica, eutettica ed ipereutettica.

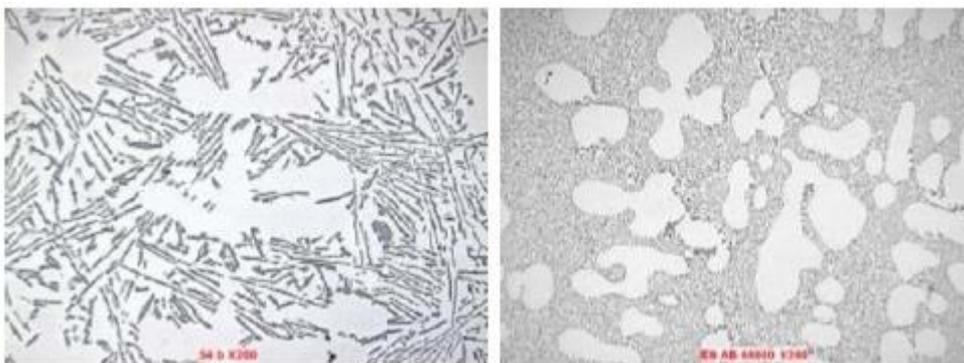


Figura 7.21. Micrografie di una lega eutettica sottoposta a velocità di solidificazione differenti. A sinistra, velocità di solidificazione minore con ottenimento di una struttura eutettica lamellare; a destra, velocità di solidificazione elevata con ottenimento di un silicio fibroso.

Queste due strutture si formano a partire dalla stessa composizione chimica eutettica; è chiaro che le alte velocità di solidificazione portano l'eutettico a spostarsi a temperature inferiori con una concentrazione maggiore di Si. Nella definizione delle strutture eutettiche assumono importanza primaria il gradiente di temperatura del liquido e la velocità di avanzamento dell'interfaccia solida. Il gradiente di temperatura del liquido comporta l'insorgere del sotto-raffreddamento costituzionale del liquido, con il passaggio da una struttura cellulare ad una dendritica al crescere del suo valore. Una velocità di avanzamento del fronte liquido-solido elevata, invece, significa avere tempi ridotti per la solidificazione e quindi la nascita di strutture fini e a

volte metastabili. La velocità di solidificazione è data dalla combinazione di queste due grandezze al variare delle quali varia la possibile microstruttura con pari composizione chimica. I getti prodotti industrialmente solidificano con il Si che va ad assumere una morfologia flocculare. La morfologia del Si eutettico ottenuta con un'elevata velocità di avanzamento dell'interfaccia tra liquido e solido, e un alto gradiente di temperatura del liquido è del tutto affine a quella che industrialmente viene definita “modificata”, ottenuta tramite l'aggiunta nel bagno di fusione della lega di bassi tenori di elementi quali sodio e stronzio. La struttura indotta tramite variazione della composizione chimica differisce per la maggior presenza di geminati, ma entrambe permettono un raggiungimento di migliori proprietà meccaniche. La forma e dimensione dei cristalli di Si che si formano durante la solidificazione ha importanti effetti sull'alimentazione e sulle caratteristiche meccaniche del getto, per questi motivi devono essere tenute sotto controllo per raggiungere le proprietà necessarie (figura 7.22.).

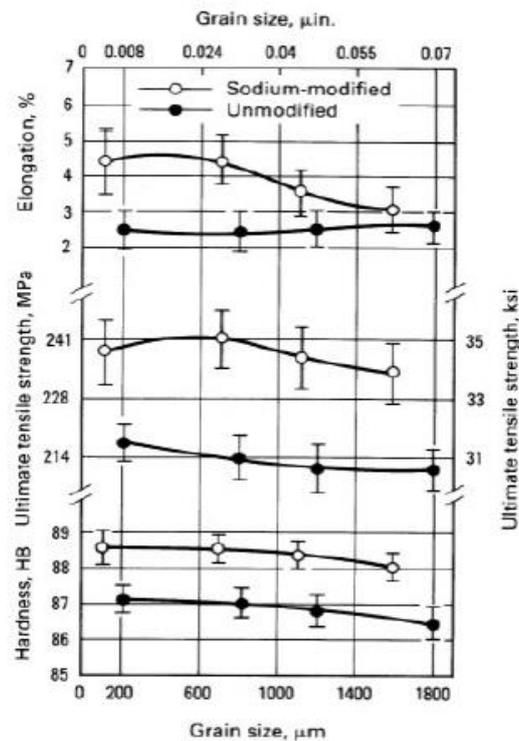


Figura 7.22. Andamento di allungamento percentuale a rottura, resistenza a trazione e durezza per una lega A356 non modificata e modificata al variare della dimensione del grano.

7.6. Composti intermetallici.

Gli **intermetallici** sono tra le fasi costituenti fondamentali delle leghe Al-Si e, come tali, ne influenzano il comportamento meccanico. Ne esistono di due gruppi principali: **derivanti da trattamento termico** di tempra di soluzione e **associati alla presenza di elementi in lega**, principalmente ferro, con azione infragilente e ritenuti dannosi per il comportamento statico e a fatica. Gli intermetallici del secondo tipo non sono eliminabili. Essi sono infatti associati al processo produttivo e, specie nelle leghe secondarie, vi è sempre la presenza di elementi che ne inducono la formazione: il ferro in particolare è presente in lega come impurità e ne riduce la resistenza a corrosione, la duttilità (figura 7.23.), la tenacità a frattura, la resistenza a fatica. Peggiorano inoltre la colabilità e le caratteristiche di alimentazione. [53]

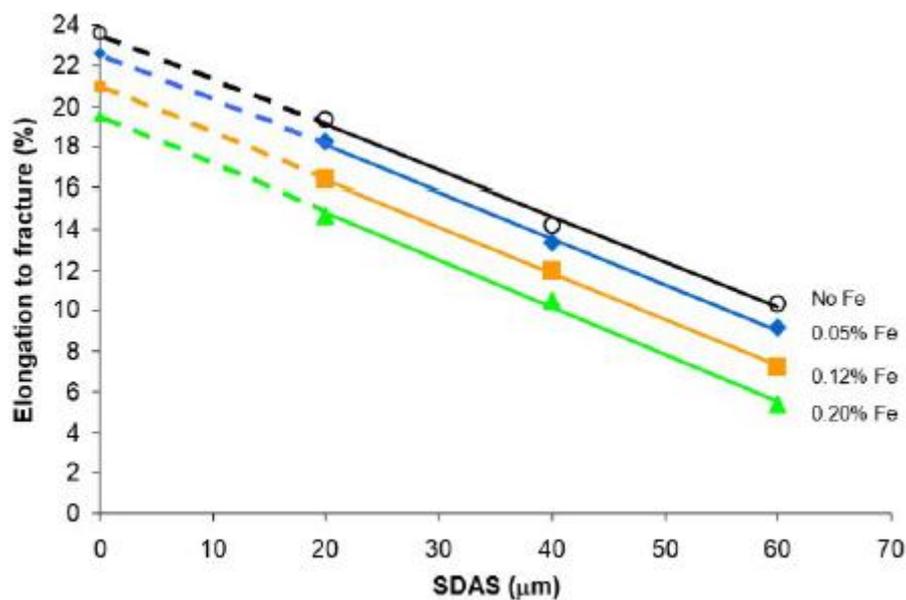


Figura 7.23. Allungamento a rottura per una lega A356 al variare del contenuto di Fe e della distanza tra i rami delle dendriti.

Il ferro forma con alluminio e silicio intermetallici di morfologia piatta noti come “**fase β**” con stechiometria **Al5FeSi**. Osservando la lega al microscopio appariranno con forma aciculare in 2D. Questi intermetallici agiscono da concentratori di tensione, con effetti negativi nel caso di sollecitazioni statiche quali la riduzione della resistenza meccanica, della duttilità e della tenacità a frattura. In secondo luogo, vi sarà anche una riduzione della vita a fatica, con il propagarsi di cricche a partire da tali strutture. Nel primo caso, la loro fragilità comporta l'insorgere della frattura ancor prima che ciò avvenga nel Si eutettico formando microcricche che propagano all'interfaccia tra queste fasi e la matrice causando rottura; nel secondo caso la concentrazione di tensione all'apice provoca l'innesco di microcricche che propagano nella matrice. Gli intermetallici possono inoltre portare ad un aumento dei difetti di solidificazione, fungendo da siti di nucleazione per porosità e rendendo difficoltosa l'alimentazione interdendritica. Oltre all'intermetallico **β-Al5FeSi** con morfologia aciculare, il ferro unendosi con alluminio e silicio forma un altro composto intermetallico noto come **fase α**

avente stechiometria $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ con morfologia tipica a ideogramma cinese (figura 7.24a.). Tale morfologia è più compatta e meno dannosa rispetto alla fase β . In presenza di Mn il ferro forma un interdendritico complesso noto anch'esso come fase α , di composizione chimica $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$. In presenza di opportuni quantitativi di Mn si ha la trasformazione della fase α - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ in α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$. Un altro elemento che si lega con ferro, alluminio e silicio portando alla formazione di composti intermetallici a base Fe è il magnesio: il risultato si indica come fase π , avente stechiometria $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ e con morfologia meno deleteria rispetto alla fase β (figura 7.24 b). In una lega A356, con un tenore di magnesio che non ecceda il 0,3-0,4% come accade nel caso di questa tesi, gli intermetallici a base Fe sono quasi esclusivamente di tipo β con frazione volumetrica di, circa, lo 0,4%. [54]

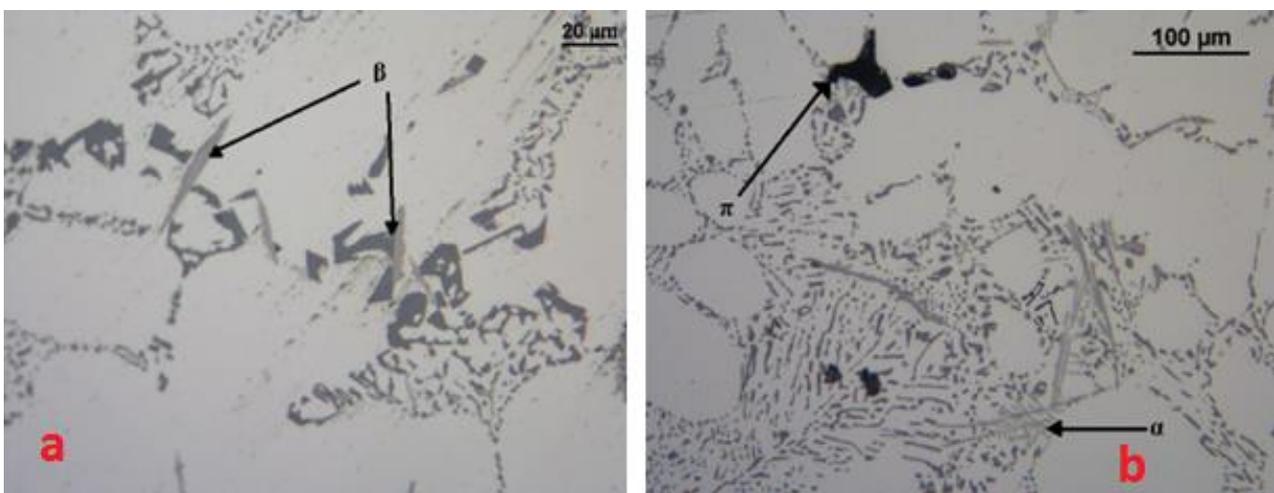


Figura 7.24-a Intermetallici fase β - Al_5FeSi . -b Intermetallici fase α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ con morfologia a ideogramma cinese e fase π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$.

8. Temperatura, pressione e velocità di iniezione dell'alluminio fuso.

Le leghe di alluminio, come già annunciato, trovano un vasto utilizzo soprattutto nel campo dell'automotive, favorite dalla caratteristica di combinare più proprietà come alto rapporto resistenza/peso, facile fabbricazione, buona riciclabilità e alta resistenza alla corrosione. Il processo di pressofusione è basato sul riempimento della cavità con un metallo fuso, con pressioni applicate che raggiungono i 100MPa; quest'alta pressione e le alte velocità di riempimento e versamento possono causare moti turbolenti del fluido che talvolta producono difetti interni del pezzo ottenuto. Diversi autori investigarono sull'effetto della velocità del fuso sul carico di rottura (UTS) e l'allungamento per le leghe commerciali Al-Si-Cu ed osservarono che UTS e l'allungamento aumentavano con la velocità del fuso [15]. Queste proprietà furono confermate dalla verifica della formazione di bolle d'aria sempre più fini all'aumentare della velocità. Più tardi si evidenziarono l'importanza di combinare in modo ottimale la temperatura dello stampo con la capacità di riempimento della lega per ottenere pezzi con proprietà meccaniche idonee [16]. Sempre su questa linea, altri autori constatarono che i parametri

di processo come temperatura del fuso e pressione d'iniezione non sono indipendenti ma bensì hanno effetto sulla qualità del componente forgiato. [17].

Prove e esperimenti sono normalmente condotti per definire i migliori parametri del processo di pressofusione, strettamente collegati con l'esperienza dell'operatore addetto alla macchina. Inoltre, alcuni autori provarono a stabilire modelli che definissero l'ottimizzazione dei parametri di processo per raggiungere il più alto grado di perfezione per quanto riguarda le porosità da bolle di gas e ritiri. La microstruttura delle leghe di alluminio è inoltre condizionata da quanto più ci avviciniamo all'eutettico della lega Al-Si-Cu, incrementando la durezza. Studiando poi differenti leghe da HPDC di Al-Si-Cu sottoposte a trattamento termico si osservò una forte influenza sulle proprietà meccaniche da parte dei precipitati presenti nella microstruttura ottenuta per fusione. Inoltre, venne messo in risalto che potendo personalizzare la conduttività termica delle leghe da fonderia, si otteneva il trattamento termico voluto per ottenere determinate proprietà [18-19].

8.1. Influenza della temperatura e pressione sulla formazione di porosità.

Le porosità, ad esempio, si formano a causa dell'intrappolamento di bolle d'aria; i ritiri invece si formano durante la fase di solidificazione. Questi due difetti possono essere definiti i più deleteri per quanto riguarda il loro effetto sulla resistenza meccanica del pezzo finale e soprattutto per quelli destinati a resistenza a pressione. [14]. Rappresentiamo in seguito i fenomeni osservati andando a variare i parametri di temperatura di iniezione e pressione nel processo di HPDC e procedendo poi ad osservare il livello di porosità ottenuto; in tabella di figura 8.1 la combinazione dei parametri utilizzati.

Porosity of samples injected at different combinations of pressure and temperature.

Injection temperature (°C)	Pressure (MPa)	Porosity (%)
579	35	4.05 ± 0.61
	70	3.15 ± 1.09
643	35	3.50 ± 0.72
	70	4.72 ± 1.45
709	35	4.36 ± 0.96
	70	4.92 ± 0.97

Figura 8.1. Proprietà meccaniche della lega EN AC 46000 da pressofusione, con diverse combinazioni di T di iniezione e pressione.

I risultati ottenuti mediante microscopio ottico sono stati analizzati con i parametri rappresentati nella tabella di figura 8.2.; si può osservare che il più basso livello di porosità si ottiene con campioni processati a 579°C e 70 MPa. Si può osservare come le porosità da ritiro hanno una forma più frastagliata, mentre le porosità per inglobamento di gas hanno una forma più rotonda, con contorni più definiti.

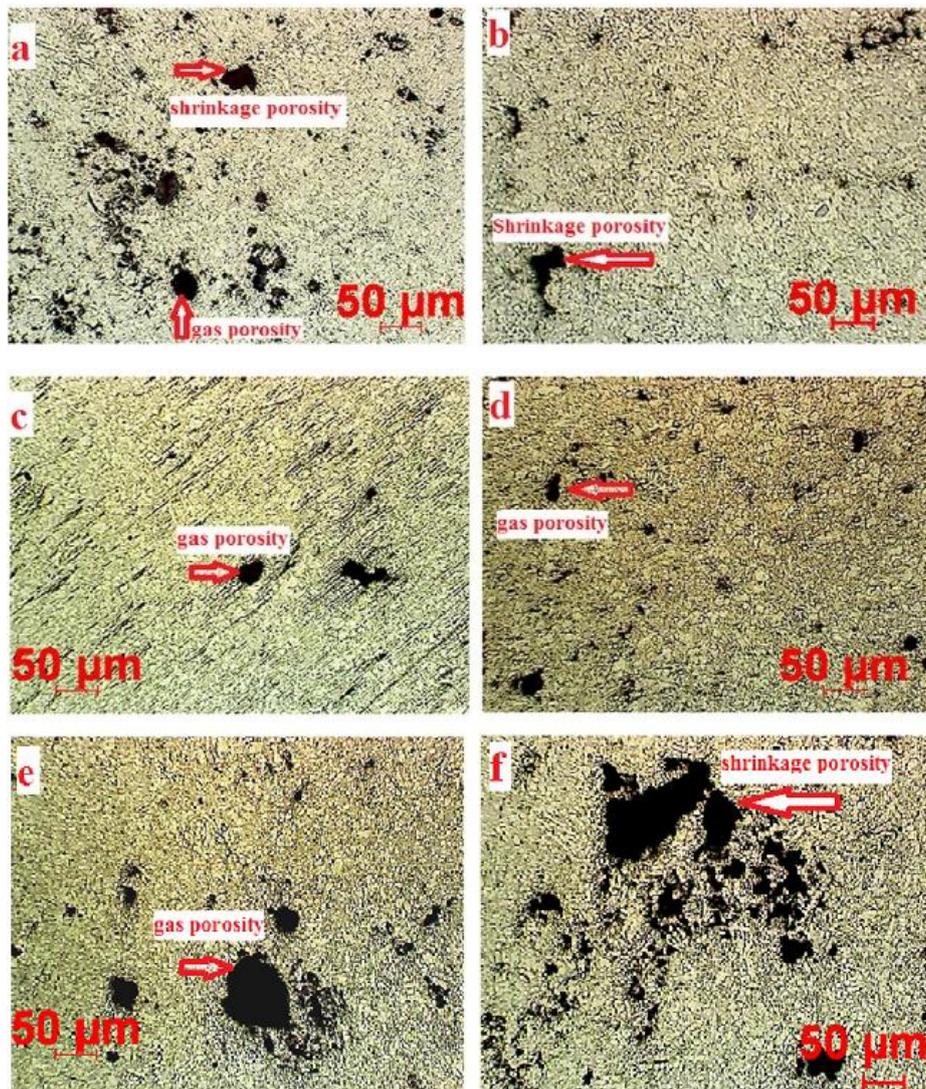


Figura 8.2. Difettosità e porosità riscontrate al microscopio ottico con diversi parametri di processo.

Temperature di iniezione più basse sono benevoli per ridurre l'ammontare di gas disciolti nella lega fusa, contribuendo quindi a ridurre il livello di porosità. L'effetto di intensificazione della pressione contribuisce a ridurre la dimensione dei pori e simultaneamente promuove l'incremento della frazione di residuo liquido nelle regioni interdendritiche, riducendo il livello di porosità da ritiro. Questi due tipi di porosità (da ritiro e da gas incluso) hanno differenti origini e quindi hanno diversa dipendenza dai parametri di processo. I pori che si formano da gas intrappolato sono normalmente circolari mentre le porosità da ritiro hanno geometria irregolare [23-26]. L'effetto di intensificare la pressione per ridurre il livello di porosità nel processo HPDC è più evidente e marcato nei campioni ottenuti a 579°C e 70MPa; cioè è probabilmente spiegato dal fatto che sotto queste condizioni si ha un minore quantitativo di idrogeno disciolto nella lega fusa. I risultati mostrano inoltre che la frazione di porosità tende ad aumentare con la temperatura di iniezione a una pressione applicata di 70MPa; al contrario, questo andamento non è osservato per pressioni di 35MPa.

8.2. Influenza della temperatura e pressione sulla microstruttura.

La microstruttura dei campioni di iniezione è rappresentata invece nella seguente figura 8.3. queste immagini indicano che la lega è composta da una **fase primaria α -Al** (parte bianca), una **fase Al-Si eutettica interdendritica** (parte scura) e composti intermetallici con una morfologia fine. Le morfologie della fase primaria α -Al sono differenti tra la figura *a*, *b* e *c*; questo è probabilmente dovuto a temperature più basse di iniezione. Pertanto, il calore trasferito durante il versamento della lega fusa e l'occupazione dello stampo potrebbe causare una prematura solidificazione; per più alte temperature di iniezione invece ci si aspetta che la solidificazione avvenga e comincia quando tutto lo stampo è riempito. La parte dendritica è ben definita nella figura *c* ed *e* che fanno riferimento a temperature di iniezione di 643°C e 709°C a pressioni di 35MPa. Con l'incremento della pressione di iniezione cambia la morfologia della fase primaria α -Al; più si va su con la pressione più sono accentuate le turbolenze durante l'iniezione della lega fusa incrementando le forze di taglio responsabili della frammentazione dei dendriti dell'alluminio. La combinazione di alte temperature e alte pressioni promuove la formazione di grani α -Al più globulari e fini. HPDC delle leghe di alluminio richiedono alti gradienti di raffreddamento, per ottenere microstrutture fini con grani il più piccolo possibili nucleati dal fronte della lega fusa che va ad occupare la cavità.

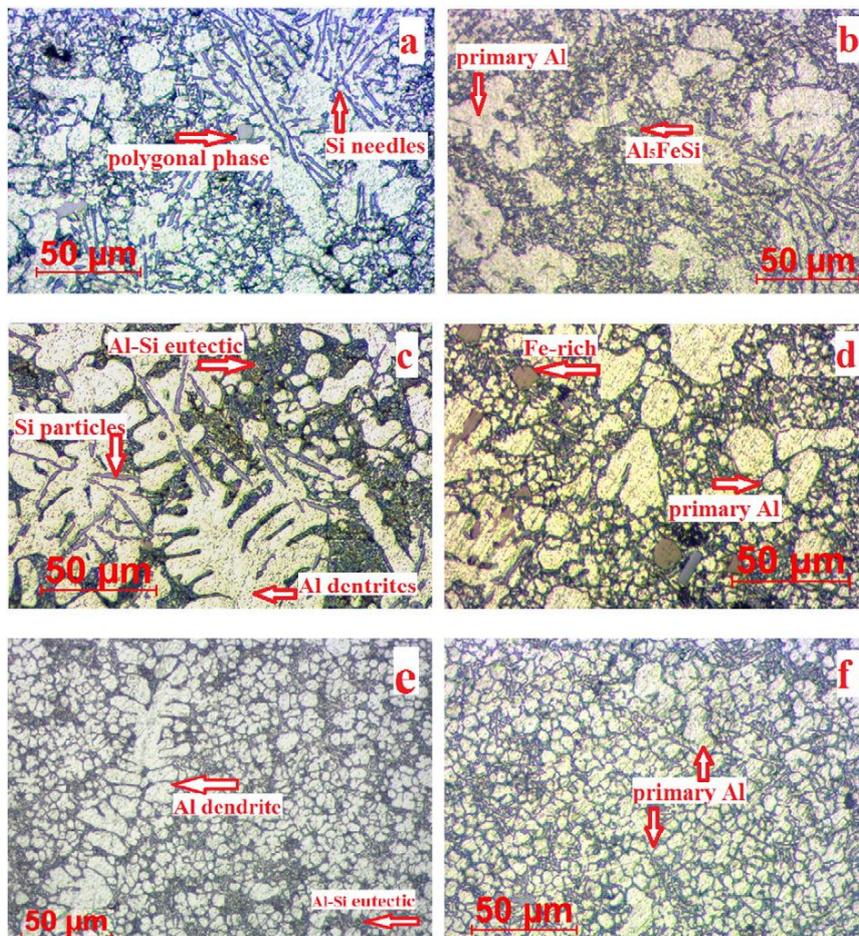


Figura 8.3. Composizione chimica della microstruttura per differenti parametri di iniezione.

La microstruttura dei campioni ottenuti a 579°C e 643°C mostrano una più vasta frazione di Al-Si eutettico circondato da dendriti primario della soluzione solida di Al, per entrambi i valori di pressione. Per il campione ottenuto a 709°C si ha una riduzione della frazione di eutettico ed un incremento della fase primaria di Al.

8.3. Influenza della temperatura e pressione sulle proprietà meccaniche.

I risultati ottenuti dai test meccanici sui campioni rappresentati in precedenza sono riportati nella tabella di figura 8.4. Alcuni autori studiarono la correlazione fra le proprietà meccaniche e la microstruttura per le leghe da fonderia EN46000; osservarono che le proprietà meccaniche sono determinate dal tipo e dalla morfologia dell'arricchimento di Fe intermetallico che si forma durante la solidificazione; inoltre anche il silicio eutettico ricopre un'importanza primaria [27]. Analizzando la tabella seguente, si possono notare diverse interazioni tra i parametri di iniezione e le proprietà meccaniche; si ha un andamento generale di incremento del carico a rottura (UTS) con l'aumento della pressione, a tutte le temperature. Il valore dello snervamento (YS) decresce con la riduzione della temperatura da 709°C a 643°C per poi crescere nuovamente a 579°C. L'allungamento a rottura segue un aumento a pressioni di 70MPa con l'aumentare della temperatura; invece, non c'è correlazione per la pressione di 35 MPa. Nonostante la variabilità intrinseca degli esperimenti e dei valori ottenuti, si può affermare che a 70MPa si ha un miglioramento della duttilità relazionata a una microstruttura di fine causata dalla frammentazione dei dendriti primari di alluminio, che producono grani più fini e disposti in modo simmetrico che aumentano le proprietà meccaniche.

Tensile properties of the EN AC 46000 alloy processed by HPDC at different combinations of injection temperature and pressure.

Injection temperature (°C)	Injection pressure (MPa)	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)
709	35	148.21 ± 12.33	244.40 ± 12.09	4.35 ± 0.67
	70	165.15 ± 10.67	264.83 ± 8.13	4.70 ± 0.70
643	35	141.97 ± 12.65	235.71 ± 17.92	4.32 ± 0.71
	70	150.95 ± 11.91	233.06 ± 18.62	4.43 ± 0.65
579	35	157.54 ± 21.45	217.09 ± 25.49	5.01 ± 0.61
	70	165.76 ± 25.03	220.42 ± 12.88	4.22 ± 1.03

Figura 8.4. Correlazione tra parametri di iniezione e proprietà meccaniche.

8.4. Influenza della temperatura e pressione sulla resistenza alla Corrosione.

Mentre la correlazione tra i parametri di processo, la microstruttura che si ottiene e le proprietà meccaniche sono maggiormente studiate, meno attenzione viene posta sul comportamento della resistenza a corrosione. Molti autori studiarono il comportamento di leghe Alluminio-Magnesio, identificando la stretta correlazione tra microstruttura ottenuta e resistenza alla corrosione. Le scoperte più importanti in questo ambito si devono agli autori che studiarono il legame esistente tra microstruttura e proprietà di resistenza a fatica e corrosione, per le leghe AlMgSiMn. L'affinità del grano raggiunto dopo HPDC aiuta a migliorare le proprietà di resistenza alla corrosione grazie alla facilità della formazione della pellicola di ossido protettivo [20-21-22]. Nel grafico

seguito di figura 8.5. si può osservare la polarizzazione potenziodinamica al variare della combinazione dei parametri di processo.

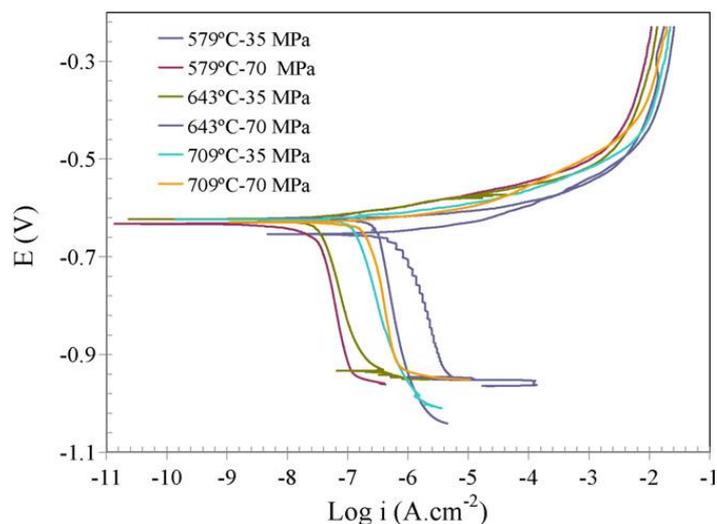


Figura 8.5. Curve di polarizzazione per diverse combinazioni di parametri di iniezione.

I parametri elettrochimici utilizzati per determinare quelle curve sono esposti nella tabella di figura 8.6.; i valori del potenziale corrosivo E_{corr} e densità di corrente corrosiva i_{corr} sono stati determinati utilizzando l'estrapolazione di Tafel.

Corrosion potential (E_{corr}) and corrosion current density (i_{corr}) for the EN AC 46000 alloy processed by HPDC at different combinations of injection temperature and pressure.

Injection temperature (°C)	Injection pressure (MPa)	E_{corr} (mV)	i_{corr} ($\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$)
579	35	-642	0.74
	70	-633	0.04
643	35	-623	0.03
	70	-631	0.23
709	35	-630	0.15
	70	-634	0.21

Figura 8.6. Tabella del potenziale corrosivo e densità di corrente corrosiva.

I risultati mostrano che le curve di polarizzazione presentano un rapido incremento della densità di corrente anodica, la quale indica che la corrosione è vicina al potenziale di corrosione e, perciò, i campioni si corrodono e formano cavità da corrosione al valore del potenziale di corrosione, indipendentemente dalla temperatura e dalla pressione di iniezione. Il potenziale di corrosione è simile per entrambe le pressioni, ma si ha un piccolo decremento per le leghe processate a 70MPa rispetto a quelle a 35MPa, soprattutto per la temperatura di 579°C;

in queste condizioni, la densità di corrente corrosiva incrementa con la pressione applicata, mentre un andamento opposto si osservava per i campioni ottenuti a 643°C e 709°C.

I prodotti in alluminio ottenuti tramite HPDC sono impiegati nei più vari campi ingegneristici come scatole per componenti elettrici, illuminazione pubblica, la già citata automotive ed anche in campo petrolchimico, in ambiente marino; un'ottima resistenza alla corrosione è quindi desiderata in queste situazioni.

8.5. Influenza della velocità sull'inclusioni e formazione di porosità.

La correlazione tra la velocità dell'alluminio fuso durante il processo di pressofusione e le proprietà meccaniche che si ottengono, è stato studiato da parecchi autori [37]; ci sono differenti risultati in conflitto in merito all'influenza di questo parametro. Tante prove sperimentali furono effettuate sia su leghe di alluminio e magnesio che su leghe di alluminio zinco, ed evidenziarono un generale incremento delle proprietà meccaniche proporzionale all'aumento della velocità. A supporto di tale affermazione, si sono effettuate diverse prove utilizzando un provino ottenuto con velocità del fuso massime tra i 26 e gli 80 m/s; per accelerare il metallo si incrementava la velocità di seconda fase del pistone. Si è potuto osservare che utilizzando velocità d'uscita del fuso a mano a mano crescente, si sono ottenute riduzioni sulla dimensione delle porosità, ma con maggiore dispersione di esse all'interno dello stampato; inoltre si è evidenziata una riduzione del volume della frazione porosa e una diminuzione dei grani di grandi dimensioni rimpiazzati dalla nucleazione di numerosi grani più fini. Le elevate velocità di taglio che si innescano conseguentemente a velocità del fuso maggiori, sono le protagoniste principali dell'affinazione dei grani di alluminio; la maggior dispersione delle porosità invece è causata dai moti turbolenti che si instaurano maggiormente con elevate velocità, che contribuiscono a loro volta a maggior inglobamenti di ossidi con possibile formazione di cricche. Recentemente si è supposto che lo strato di ossido che si viene a formare potrebbe essere dato dalle basse turbolenze che possiede il metallo nello stampo durante la fase di riempimento della cavità. Si suppone che questi films si formino quando la superficie ossidata incontra un altro fronte di liquido stesso per risaldarsi ed in questo momento viene intrappolato all'interno della lega uno strato dell'atmosfera ossidante presente [38-39]. Queste situazioni di bassa turbolenza si presentano nel processo di HPDC durante il versamento della lega fusa nel contenitore della camera fredda e successivamente nella prima fase di corsa del pistone; questi ossidi possono essere spinti a loro volta all'interno dei canali di colata. Una volta intrappolati, gli ossidi sono potenziali punti di innesco di cricche e fratture, siccome sono anche zone dove si potrebbero verificare maggior presenza di inclusioni e porosità.

8.6. Influenza della velocità sulle proprietà meccaniche.

Per andare a valutare la variazione delle proprietà meccaniche in relazione alla velocità del fuso, si sono effettuate diverse prove agendo sia sulla variazione della velocità di seconda fase del pistone sia sulla posizione del cambio di fase (switch) del pistone stesso (COP: Change Over Position cioè dove la velocità del pistone

viene cambiata dalla prima fase alla seconda) per una stessa lega di alluminio. Si è utilizzata una macchina a camera fredda con una forza di 250 tonnellate, pistone di iniezione con diametro di 280mm e con una lunghezza della corsa di 280mm. Variando la posizione di cambio fase (COP), si lascia meno corsa a disposizione del pistone per accelerare fino alla massima velocità prima che il fuso raggiunge l'attacco di colata per cominciare il processo di riempimento della cavità. I provini utilizzati per valutare le proprietà meccaniche di carico di rottura, allungamento a rottura e carico di snervamento, sono rappresentati in figura 8.7. I pezzi presi come provini sono disegnati in accordo con la pertinente ASTM standard [40] per l'HPDC ed hanno un diametro calibrato di 6.4mm e una lunghezza calibrata di 60 mm. Questa stampata è ottenuta in un'unica

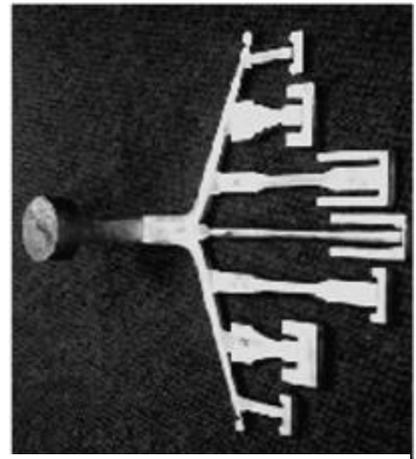


Figura 8.7. Stampata utilizzata per la caratterizzazione delle proprietà meccaniche.

figura con attacco di colata di 4x4 mm e con generosa materozzatura. Sono state investigate 4 categorie diverse: 2 combinazioni diverse di velocità di seconda fase (1.0 m/s e 1.6 m/s) e due combinazioni diverse di COPs (145mm e 175mm). La velocità stimata negli attacchi di colata è rispettivamente di 40 m/s e 64 m/s. Il metallo fuso è inserito ad una temperatura di 660°C, contenitore con tasso di riempimento approssimativamente del 67%. I risultati delle sollecitazioni a trazione sono rappresentati nella figura 8.8, con le rispettive deviazione standard (SD) e intervallo di confidenza(CI) (99% di confidenza). Da un'attenta osservazione, si può concludere che variare la posizione di cambio fase COP (dalla categoria 1vs4 e 2vs3) ha un impatto negativo, mentre l'aumento di velocità di seconda fase del pistone migliora la resistenza a rottura e l'allungamento dei campioni.

Category	COP (mm)	Plunger 2nd stage velocity (ms ⁻¹)	Maximum melt velocity ^a (ms ⁻¹)	UTS (MPa)			Elongation (%)			0.2% proof strength		
				Mean	SD	CI	Mean	SD	CI	Mean	SD	CI
1	175	1.6	64	335.6	6.7	5.0	3.98	0.82	0.6	171.0	1.7	1.3
2	175	1.0	40	317.8	8.9	6.7	2.95	0.43	0.3	170.8	2.1	1.6
3	145	1.0	40	313.7	9.2	6.8	2.87	0.35	0.3	166.6	2.0	1.5
4	145	1.6	64	335.0	4.2	4.2	3.92	0.33	0.2	169.4	1.2	0.9

Figura 8.8. Proprietà meccaniche dei provini.

La differenza del carico di snervamento allo 0,2% è invece insignificante tra le categorie investigate. Si può osservare che il miglioramento delle proprietà di resistenza a trazione e allungamento sono ottenute adottando alte velocità che permettono di lasciare a disposizione poco tempo alla massa fluida per inglobare gas all'interno della cavità; inoltre l'elevata materozzatura è stata sufficiente per spingere la piccola quantità di gas inequivocabilmente inglobata all'esterno dei campioni. Le velocità agli attacchi di colata di 40 m/s e 64 m/s, implicano velocità di taglio rispettivamente di $2 \times 10^4 \text{ m s}^{-1}$ e $3.2 \times 10^4 \text{ m s}^{-1}$; si può calcolare che ottenere un incremento del 60% sulle velocità di taglio comporta un miglioramento di circa il 6.3% sull'UTS, da 315 MPa a 335 MPa e un incremento dell'allungamento dal 2,9% al 4,0% (38% in più) [41].

9. Progettazione del processo HPDC con l'ausilio delle simulazioni C.A.E.

La simulazione assistita al computer aiuta notevolmente i progettisti del processo a generare, valutare, validare e ottimizzare le soluzioni di progetto. In riguardo all'aspetto della qualità del prodotto e previsione dei difetti, la simulazione CAE è la tecnologia più efficiente ed economicamente vantaggiosa per analizzare e valutare la qualità e la presenza di difetti nei prodotti forgiati. I risultati delle simulazioni devono essere analizzati e comparati attentamente, per essere poi validati per la produzione dello stampaggio. Le zone di giunzione (dove normalmente si intrappola aria) sono ben stimate e possono essere notevolmente diminuite modificando la configurazione del sistema di colata. I ritiri da solidificazione sono presenti solitamente nelle sezioni sottili delle parti stampate, causando difetti anche in altre parti del prodotto. I pacchetti commerciali di simulazione sono utilizzati per ottimizzare un disegno di stampaggio prima di fabbricare lo stampo per il processo di pressofusione. Il riempimento della cavità e l'analisi della solidificazione, nel corso dello sviluppo delle tecnologie, si sono migliorati e sono oggi molto accurati; anche la velocità di calcolo è ottimizzabile e migliorabile fino al 50% andando a diminuire il numero di mesh [43]. Come mostrato in figura 9.1., il processo di simulazione CAE si sviluppa come nello schema a blocchi [47].

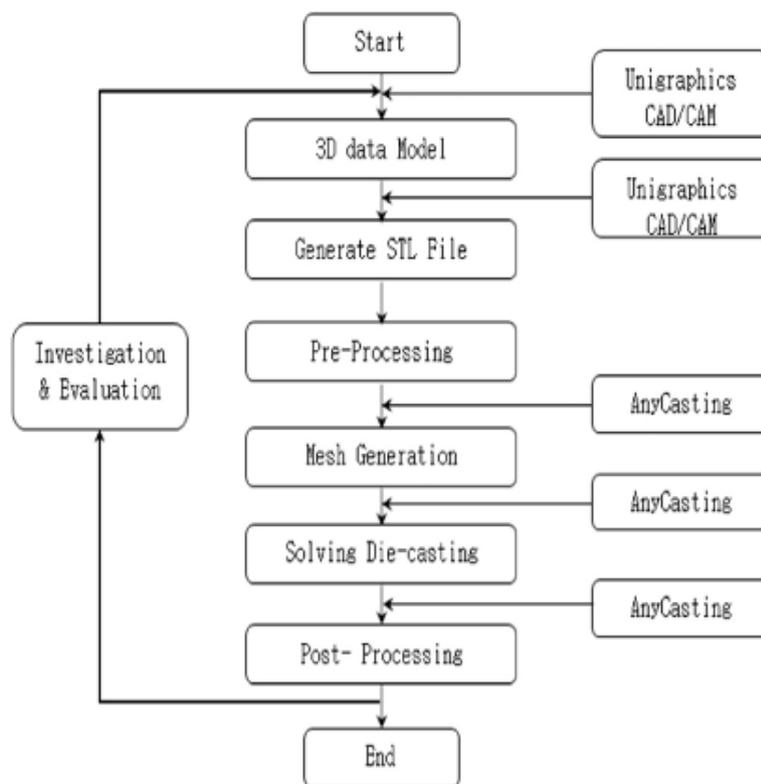


Figura 9.1. Schema a blocchi del processo di simulazione CAE.

9.1. Modello numerico del processo di stampaggio.

L'azione principale nel processo di pressofusione è l'alta pressione generata dal veloce movimento del pistone nel contenitore. I software impiegano metodi ibridi per analizzare il flusso del metallo fuso e sono studiati per analizzare il fluido nelle tre dimensioni 3D, con superfici libere e vincoli. Il flusso del metallo fuso è considerato come non-Newtoniano e con proprietà reologiche non lineari. Discutendo invece del modello per il processo di riempimento, ci sono 3 fenomeni da rappresentare e modellare, cioè il bilancio del momento del fuso, il bilancio della massa e dell'energia. Il fenomeno può essere descritto e governato dalle equazioni riportate in seguito:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial \rho}{\partial x_j} (\rho U_j) = 0 \quad \{18\}$$

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho U_j) + \frac{\partial}{\partial x_j} \rho U_j U_i = \frac{\partial \rho}{\partial x_j} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\mu \frac{\partial U_i}{\partial x_j} \right) + \rho g_i \quad \{19\}$$

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho C_p T) + \frac{\partial}{\partial x_j} (\rho C_p U_j T) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) + Q \quad \{20\}$$

$$\frac{\partial F}{\partial t} + U_j \frac{\partial F}{\partial x_j} = 0, 0 \leq F \leq 1 \quad \{21\}$$

Dove:

$t = \text{tempo}[s]$; $x = \text{spazio}[m]$; $\rho = \text{densità} \frac{Kg}{m^3}$; $\mu = \text{viscosità} \left[\frac{m^2}{s} \right]$, $g = \text{gravità} \left[\frac{m}{s^2} \right]$, $C_p = \text{capacità termica} \left[\frac{J}{K} \right]$;
 $\lambda = \text{conduttività} \left[\frac{W}{m^3K} \right]$ $F = \text{volume} [m^3]$; $U = \text{velocità} \left[\frac{m}{s} \right]$, $T = \text{temperatura} (^\circ C)$, $T_s = \text{temperatura solido} [^\circ C]$ e
 $Q = \text{calore} [^\circ C]$

9.2. Modellazione geometrica del processo.

Una volta che il modello CAD è creato, viene convertito nel formato STL, come mostrato in figura 9.1. I più recenti software di simulazioni sono in grado di importare direttamente il file del modello STL ed utilizzarlo per il riempimento e la solidificazione. Come mostrato in figura 9.2, il progettista può disegnare più sistemi di colata diversi, con modifiche mirate, al fine di ottenere il risultato migliore; nell'esempio in figura, si sono riportati 3 diversi sistemi. Il caso 1 ha sette attacchi di colata e generosa materozzatura rispetto al caso 2 e 3. Per far scorrere meglio il fuso nei canali, la configurazione del caso 2 è stata modificata nella forma, più arrotondata, oltre che a rimuovere una materozzatura nella parte sinistra. Il caso 3 ha un generoso fagiolo alla fine del canale e 6 attacchi rispetto al caso 1 e 2, inoltre sono state apportate modifiche alla materozzatura nella parte destra.

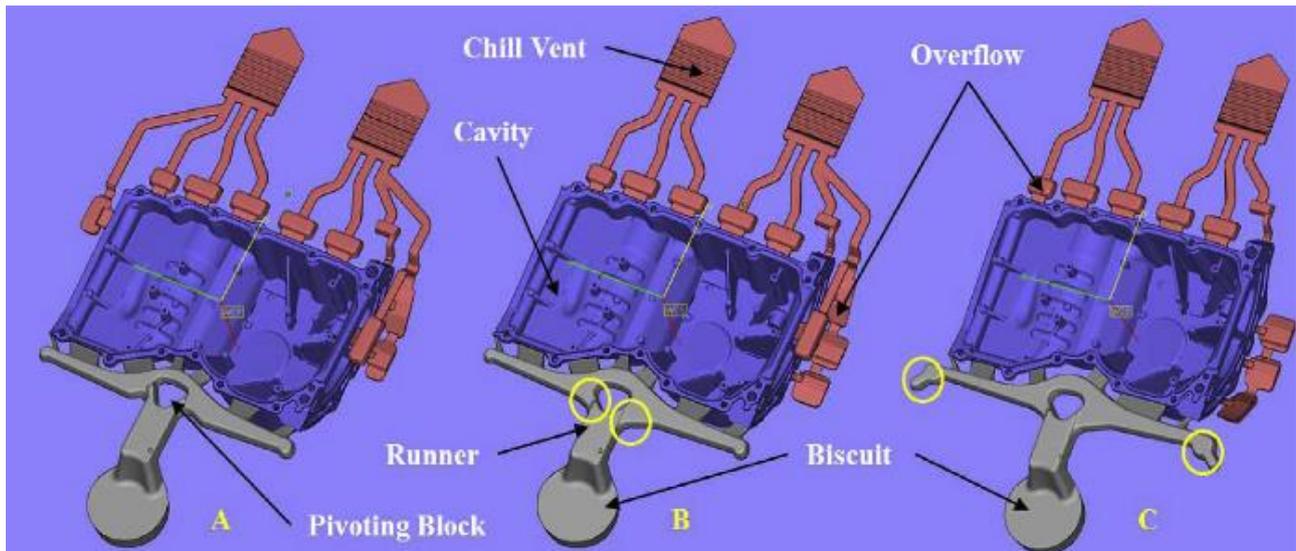


Figura 9.2. Esempio di modellazione del sistema di colata.

9.3. Pre-processing e mesh generation.

In questa fase si impostano i parametri adottati durante il processo di pressofusione, e quindi:

- Materiale della lega colata e dello stampo;
- La temperatura iniziale e di forgiatura del materiale si tiene solitamente tra i 680°C e 640°C rispettivamente;
- La temperatura iniziale e di forgiatura dello stampo si tiene rispettivamente sui 200°C e 280°C;
- La velocità del fuso è un parametro importante e significativo per il riempimento e la qualità del forgiato; per ridurre le porosità gran parte dello stampo viene riempito durante la fase lenta del pistone [43];
- La velocità e lunghezza del movimento lento del pistone è solitamente 0.9 m/s e 660mm;
- La velocità e lunghezza del movimento veloce del pistone si fissa solitamente su 3.5m/s e 190. In questo caso il 5% della cavità è riempita durante la fase lenta;
- Si discretizza il numero di elementi che approssimano il solido che viene simulato; per ridurre e minimizzare il numero degli elementi, diversi tipi di mesh possono essere adottati per diverse regioni del solido. Solitamente sono di forma rettangolare e dimensione variabile.

9.4. Simulazione e post-process.

Una volta impostati tutti i parametri di processo elencati al paragrafo precedente, si può fare iniziare la simulazione; talvolta i tempi impiegati per portare al termine questa fase sono molto lunghi e dipendono dai parametri impostati e dai dati tecnici del computer utilizzato. A fine simulazione si possono osservare le varie

fasi di riempimento della cavità (figura 9.3.) e di solidificazione (figura 9.4.). MFA descrive lo stato di movimento della lega fusa a diverse percentuali di riempimento; il fenomeno di scorrimento e di previsione dei difetti può essere rilevato e identificato con MFA; inoltre, l'ultima area che viene riempita si può stimare che sia quella con maggior intrappolamento d'aria e con fuso più sporco [44-46].

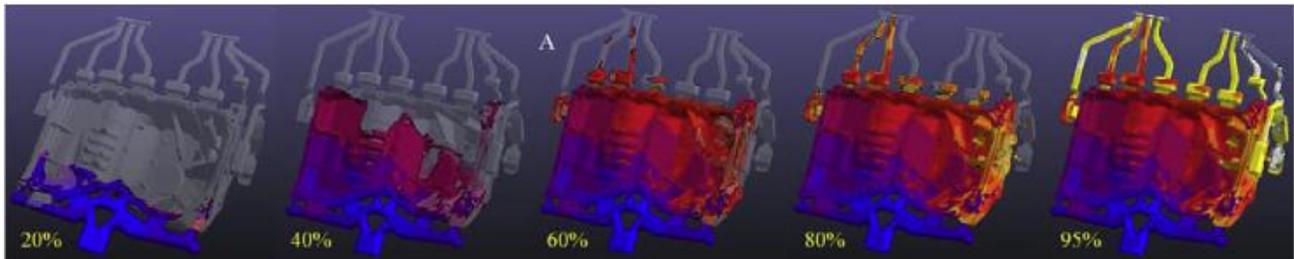


Figura 9.3. Esempio delle diverse fasi di riempimento.

Durante l'analisi post-process si può visualizzare anche l'andamento delle temperature e di altri parametri durante il processo. La solidificazione come rappresentata in figura, è condotta a partire dalla fine del riempimento; durante la simulazione di questo risultato si può identificare e determinare l'eccessivo innalzamento delle temperature (soprattutto per lo stampo) in alcune zone o eccessivo raffreddamento in altre area del pezzo- solitamente le regioni più spesse contengono tanto calore e presentano i punti più caldi dove la solidificazione avviene per ultima [44-46]. Con l'analisi post proces si può analizzare anche la previsione di porosità da ritiro.

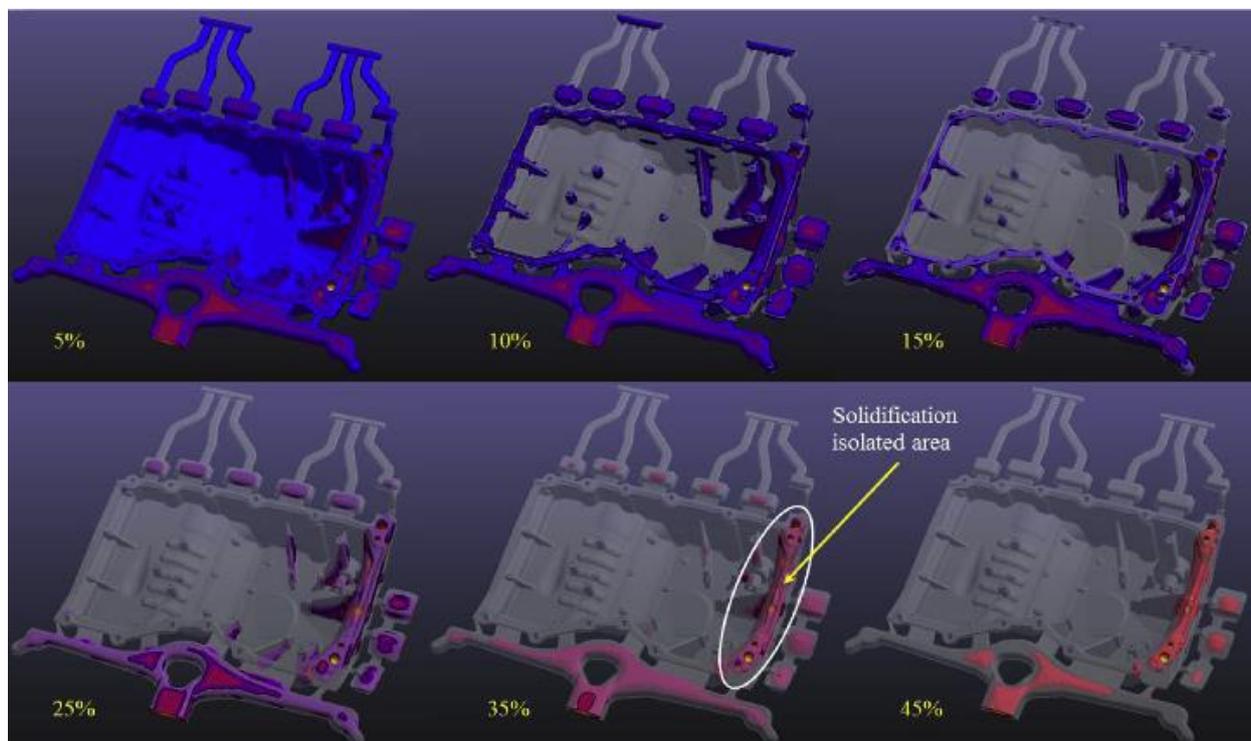


Figura 9.4. Esempio della fase di solidificazione.

Nelle aziende di stampaggio, la progettazione e sviluppo di prodotti pressofusi avviene mediante prove per tentativi ed errori. Il progettista, utilizzando la simulazione CAE con diversi software (PROCAST, AnyCasting), evita inutili prove alla macchina che portano via tanto tempo e spreco di materiali inutile; inoltre può valutare la configurazione ottimale del sistema di colata prima di realizzare lo stampo, che è l'attrezzatura più costosa del processo. Inoltre, seguendo i vari step della simulazione, può analizzare le criticità del processo, determinate ad esempio da temperature troppo elevate in determinate zone, oppure configurazioni e geometrie del sistema errati per diverse aree. L'utilizzo di questi software permette anche di valutare quali sono le criticità del pezzo da realizzare e, in fase di redazione del preventivo al cliente, anche della possibilità di realizzare un prodotto in azienda o meno.

Oltre a fornire indicazioni sui fenomeni che avvengono durante il processo di pressofusione, i software C.A.E. permettono di validare i valori dei parametri che si intende utilizzare durante l'operazione di stampaggio. Come già anticipato, nel software è possibile inserire i parametri che si andranno poi a settare nella macchina; alcuni dipendono dal materiale da pressocolare, alcuni dipendono dalla pressa, altri dall'accoppiamento tra pressa e stampo altri ancora puramente dallo stampo e alcuni dalle caratteristiche geometriche del pezzo. Nella regolazione di tali parametri si devono tenere in considerazione le limitazioni che le macchine e le attrezzature impongono; il tecnico durante la fase di progettazione del processo deve stabilire quale macchina è in grado di svolgere lo stampaggio in modo corretto senza comprometterne l'utilizzo; inoltre deve stabilire il miglior settaggio dei vari parametri che permettono di raggiungere la miglior qualità del prodotto.

9.5. Diagramma PQ^2 .

L'efficacia e ottimizzazione della macchina per la pressofusione in alluminio, come tutti i sistemi di iniezione che possono essere riconducibili ad una pompa, è caratterizzata dalla pressione e portata. Il diagramma PQ^2 è un modo grafico per catturare caratteristiche fondamentali dell'ottimizzazione del processo. Il diagramma PQ^2 è plottato riportando sull'asse delle ascisse la portata al quadrato $Q^2 \left[\left(\frac{m^3}{s} \right)^2 \right]$ e nell'asse delle ordinate la pressione [Pa]. Una rappresentazione di tale diagramma è riportata nella figura, dove si enfatizzano i parametri che definiscono la finestra di processo. Le caratteristiche fondamentali di questo diagramma sono rappresentate dalla massima capacità della macchina (maximum machine line), la resistenza degli stampi (die line), il valore minimo della portata e la pressione massima e minima del metallo. Queste ultime tre linee rappresentano le esigenze di qualità del processo, cioè l'operare tra specifiche velocità all'attacco di minimo e di massimo e all'interno di un tempo di riempimento prefissato. Questi tre vincoli sono tradotti in pressione del metallo e portata del metallo, illustrate nelle due rette orizzontali e verticale di colore verde.

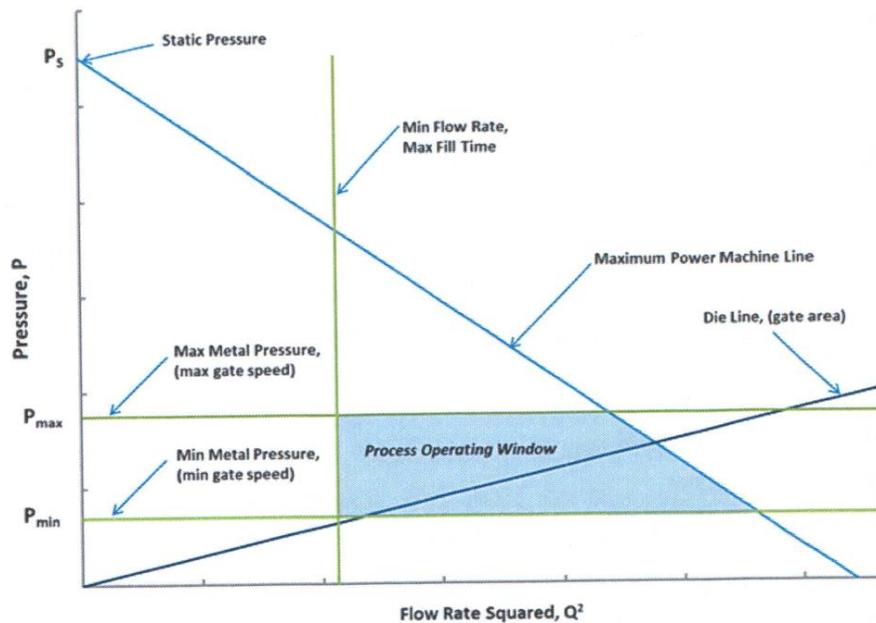


Figura 9.5. Vincoli e confini del diagramma PQ^2 .

La finestra di processo è definita da i tre vincoli (pressione massima e minima del metallo, portata minima) più la linea di potenza massima della macchina. L'obiettivo è riuscire ad ottenere un punto di operatività all'interno della finestra menzionata. La linea di operatività della macchina rappresentata in rosso è diversa dalla linea di massima potenza della macchina e rappresenta il settaggio che utilizza meno potenza di quella disponibile. L'intersezione con la linea di funzionamento dello stampo e la line di operatività della macchina mi definisce il punto operativo e nell'esempio riportato in seguito cade all'interno della finestra di operatività del processo.

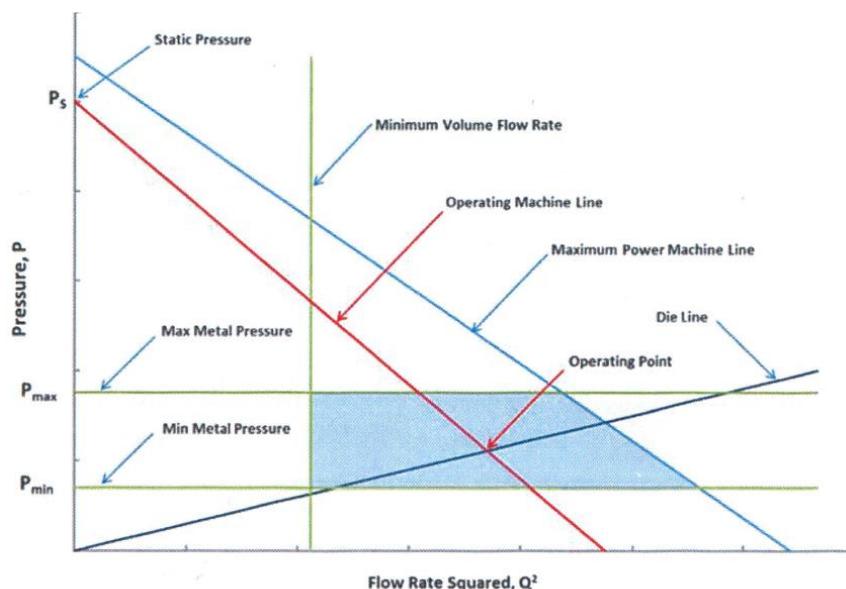


Figura 9.6. Diagramma PQ^2 generico con punto d'operatività.

9.6. Correlazione tra i parametri fondamentali.

I parametri elencati in precedenza influiscono direttamente nell'equazione {15} che definisce il tempo di riempimento massimo teorico [48]:

$$t_{fmax} = k \left(\frac{T_i - T_f + SZ}{T_f - T_d} \right) w \quad \{15\}$$

Dove

t_{fmax} = tempo di riempimento massimo teorico [s];

k = costante empirica [s/mm];

T_i = Temperatura del metallo fuso in entrata alla cavità [°C];

T_f = Temperatura minima del metallo fuso [°C];

T_d = Temperatura dello stampo prima che il metallo lo riempi [°C];

S = frazione solida consentita a fine riempimento, in %;

Z = calore latente percentuale, [°C/%]

w = spessore del pezzo [mm];

I parametri che governano l'equazione sono tutti definiti da condizioni e specifiche di processo, mentre S si basa sulla qualità richiesta dallo stampaggio. Si deve chiarire ed apprendere che la {15} non stima il tempo ottimale o ideale, o meglio può darci un tempo utile nel quale si ottiene un pezzo con una percentuale solida S . Nell'utilizzo comune il tempo massimo di riempimento è utilizzato come un limite teorico da non oltrepassare e che ci permette di riempire la cavità prima che le parti più sottili del pezzo non comincino la fase di solidificazione. I parametri generalmente utilizzati nel calcolo di questo tempo sono i seguenti:

$$k = 0,0346 \text{ [s/mm]}; \quad T_i = 649 \text{ [°C]}; \quad T_f = 571 \text{ [°C]}; \quad T_d = 315 \text{ [°C]}; \quad S = 20 \text{ \%}; \quad Z = 3,8 \text{ [°C/\%]};$$

Si preferisce quanto più possibile un tempo di riempimento massimo elevato, per evitare l'insorgere di difetti come giunti freddi ed essere sicuro che nel processo tutta la cavità sia riempita prima che avvenga la solidificazione (limite comunque mai raggiungibile nella realtà); ma qual è il limite superiore? Come si nota dalla formula {15} gran parte dei termini che compaiono sono fissati dal processo. La temperatura del metallo fuso si tiene entro il range di 650/660°C siccome sopra la temperatura di 670°C la solubilità dell'idrogeno nell'alluminio raddoppia ogni 10°C; ciò porterebbe ad una maggiore presenza di porosità nel pezzo. La

temperatura dell'alluminio poi non può essere al di sotto dei 650/640 °C altrimenti solidifica più velocemente e non riesco a riempire completamente la cavità. Il parametro su cui si agisce maggiormente è la temperatura dello stampo, che è regolabile a bordo macchina; aumentando questo parametro aumenta in proporzione anche il tempo massimo di riempimento. Una volta stabilito il tempo massimo di riempimento entro cui la cavità si deve riempire, il progettista deve procedere a studiare il processo in maniera tale da ottenere un tempo effettivo di riempimento minore del massimo ammissibile. Il tempo di riempimento è direttamente proporzionale alla velocità del fluido nel getto; maggiore velocità possiede l'alluminio fuso, meno tempo impiega a riempire la cavità. Anche per la velocità del fluido esistono limiti superiori e inferiori; velocità agli attacchi di colata superiori a 50 m/s causano un'usura precoce dello stampo. Il problema che nasce per velocità del fuso troppo basse è dato dal fenomeno dell'**atomizzazione dell'alluminio**. Quando un liquido fluisce fuori da un ugello per riempire uno spazio libero, il flusso può uscire sotto forma di un getto continuo, di particelle grossolane o di particelle fini atomizzate. In figura 9.7. è espresso questo concetto assimilandolo alla pompa di casa utilizzata in giardino ed alle modalità di fuoriuscita del getto.

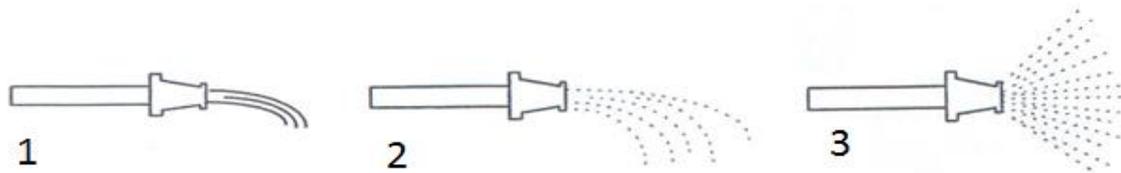


Figura 9.7. Modalità di fuoriuscita del fuso da una sezione: a getto (1), in particelle grossolane (2) e a particelle fini atomizzate (3).

È stato affermato che per avere un getto di alluminio atomizzato bisogna agire con velocità superiori a 20 m/s. Una volta stabilito il range entro cui mantenere le velocità del getto agli attacchi di colata, si passa al calcolo della pressione da fornire alla macchina per spingere il metallo. L'equazione che governa la potenza è la seguente:

$$P = \frac{\rho}{2g} \left[\frac{v_{all}}{\eta} \right]^2 \quad \{16\}$$

Dove:

ρ = densità dell'alluminio [kg/m³];

g = accelerazione di gravità [m/s²];

v_{all} = velocità dell'alluminio agli attacchi di colata;

η = rendimento dell'insieme stampo + macchina.

Dall'analisi della {16} si nota come la densità dell'alluminio è fissata una volta fissata la lega utilizzata, l'accelerazione di gravità è una costante e quindi la Pressione è in relazione al quadrato della velocità agli attacchi di colata. Fissando la velocità massima agli attacchi entro cui impostiamo il nostro processo, si può calcolare la pressione massima che si necessita di fornire alla macchina per spingere il metallo a quelle velocità. Una volta che si è a conoscenza della pressione necessaria si può entrare nel diagramma PQ^2 e stabilire il nostro punto di funzionamento. Talvolta però durante il processo si raggiungono velocità dell'alluminio maggiori di quelle impostate in fase di progettazione; si ricorda che la velocità dell'alluminio fuso è governata dall'equazione {17}.

$$v_{all} = \frac{Q}{A_{att}} \quad \{17\}$$

E quindi in funzione di una determinata portata di alluminio fuso in base all'area della sezione degli attacchi di colata ottengo la velocità dell'alluminio in quel punto.

Quando però la massa fusa mi raggiunge le sezioni delle medaglie, la velocità mi cresce in modo significativo essendo le sezioni in questo punto molto minori. Conseguenza di questo fatto è l'aumento, al quadrato, della pressione da fornire alla macchina. Questo fenomeno mi sposta il punto di lavoro entro il diagramma PQ^2 , la macchina è in grado di fornirmi la velocità che il processo richiede in quel momento, ma è superiore alla pressione che gli stampi possono sopportare e rischio che l'alluminio spruzzi fuori dagli stampi, cioè che la pressione dell'alluminio mi tenda ad aprire gli stampi.

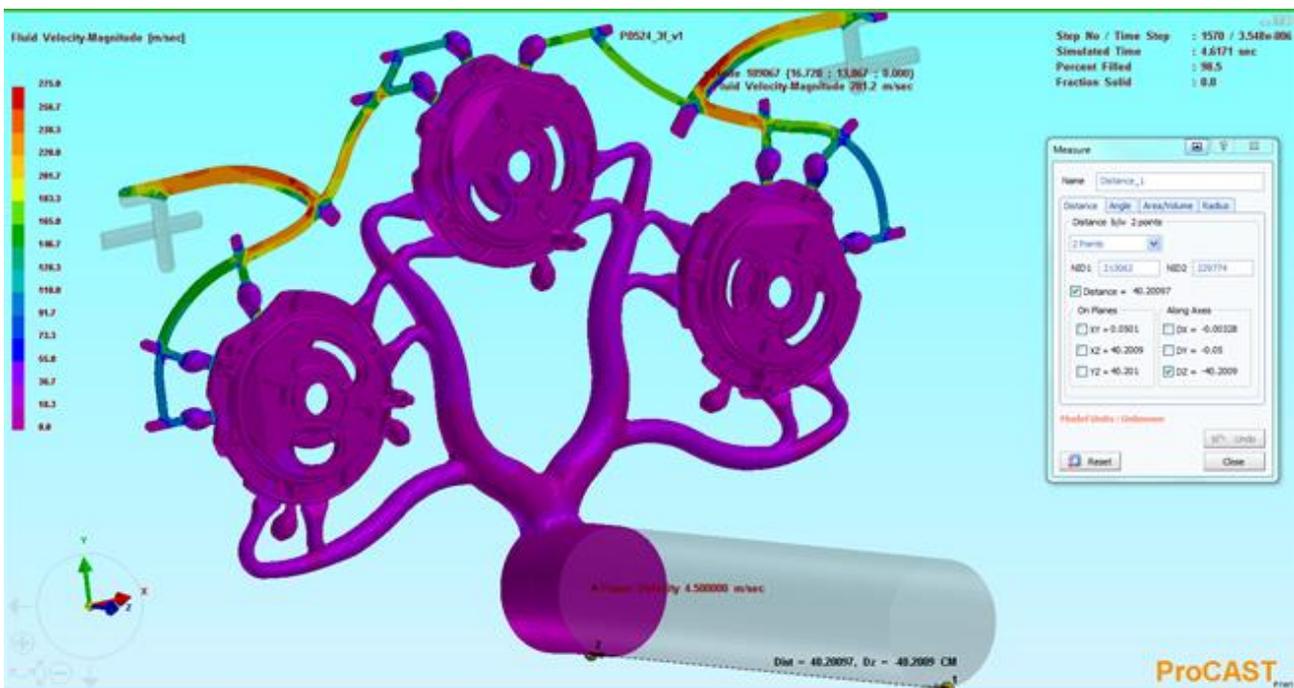


Figura 9.8. Rappresentazione della simulazione dell'andamento delle velocità all'interno di una geometria, dove si mette in risalto l'aumento esponenziale nei pressi delle sezioni delle medaglie.

Nella simulazione inserita in figura 9.8. si nota l'andamento delle velocità all'interno della geometria; in particolare si mette in risalto come agli attacchi di colata le velocità si aggirano sui 35-40 m/s mentre alle medaglie e nei canali di sfogo, facendo riferimento alla scala dei colori che indicano i vari valori di velocità, si raggiungono anche i 200m/s, velocità elevatissime che causano pressioni esagerate che possono portarci all'apertura degli stampi.

Parte sperimentale

In questa seconda parte di elaborato, di tipo sperimentale, si vuole riportare lo studio di un caso di non conformità di un prodotto stampato presso la fonderia FAR di Gaggio Montano; in particolare si vuole descrivere il percorso seguito per compiere la revisione del processo al fine di ottenere il particolare conforme alle richieste del cliente. Nello svolgimento di tale studio si sono utilizzati strumenti di simulazione del processo, dispositivi innovativi di rilevazione dei parametri (termo-camere) e microscopio ottico per l'indagine della microstruttura. Concluso lo studio del caso presentato in azienda, successivamente si riportata l'analisi dei parametri impostabili e modificabili a bordo macchina attraverso PLC, per operare variazioni sul processo al fine di eliminare difetti che si presentano, ponendo un'attenzione particolare alle limitazioni che le macchine e le attrezzature da pressofusione richiedono.

Il particolare pressofuso che viene esaminato presenta difettosità tali da renderlo non conforme; come già definito in precedenza, alcuni difetti sono talvolta identificabili e valutabili visivamente, alle volte si necessita invece di tecniche di controllo e indagini attraverso microscopio ottico o raggi X. Una volta focalizzato il difetto riscontrato, è priorità definire il perché si è presentato: in questa fase il tecnico progettista del processo di pressofusione deve mettere sul campo tutte le sue conoscenze ed esperienze, per collegare il difetto ad uno o più parametri del processo. Si è deciso quindi di proseguire l'attività valutando quali di questi parametri sono modificabili e impostabili a bordo macchina attraverso l'utilizzo del pannello di controllo. Questo secondo studio ha la finalità di illustrare le possibilità di intervento sul processo utilizzando il pannello di controllo, al fine di ridurre e talvolta eliminare un difetto riscontrato in precedenza. Ciò permette di avere un quadro completo sui diversi difetti che si possono verificare durante il processo e le possibilità di intervento sui parametri regolabili in macchina al fine di ottenere la conformità del prodotto.

10. Corpo pompa.

Il caso analizzato in azienda consiste in un corpo pompa. Il pezzo in esame è illustrato in figura 10.1.

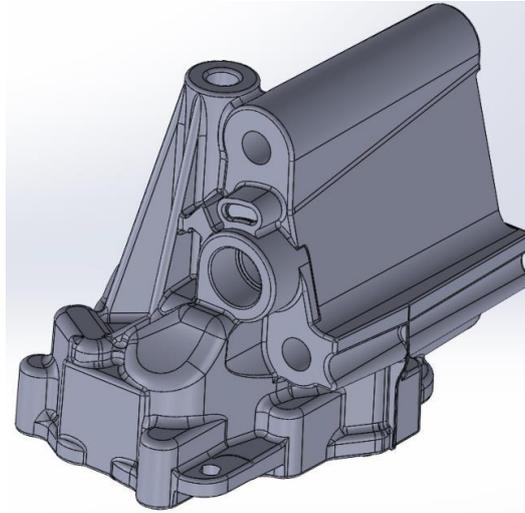


Figura 10.1. Corpo pompa.

Questo componente va assemblato su un gruppo pompa di un'azienda leader nel campo automotive, come mostrato di seguito in figura 10.2.

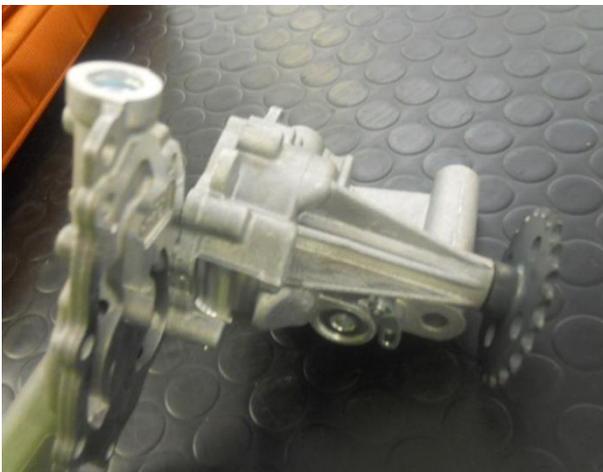


Figura 10.2. Gruppo pompa.

Il corpo pompa viene ottenuto per pressofusione, in una stampata costituita da 4 figure; alla fine del processo, si riscontrava un problema di solidificazione nella zona indicata in figura 10.3.



Figura 10.3. Componente pressofuso con indicazione della zona soggetta da difettosità.

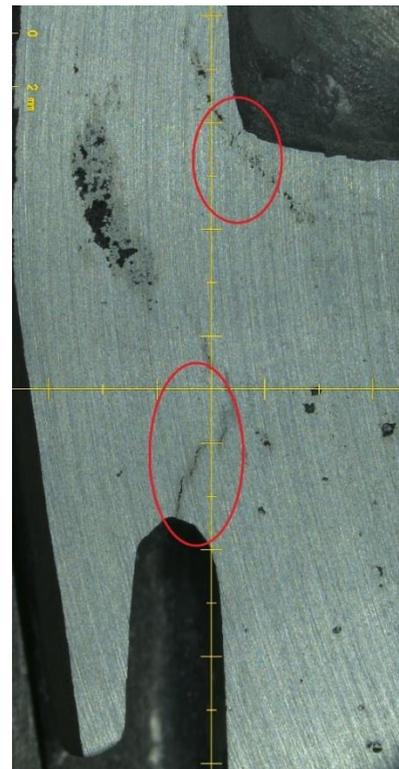
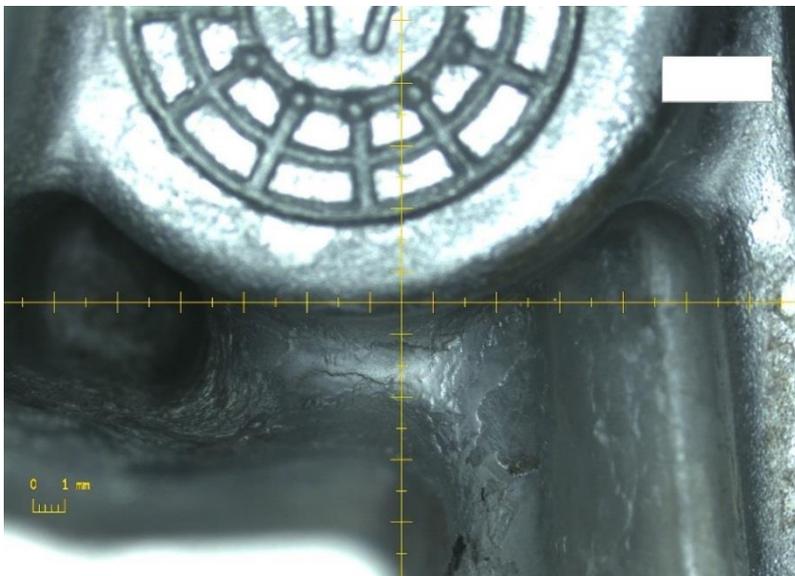
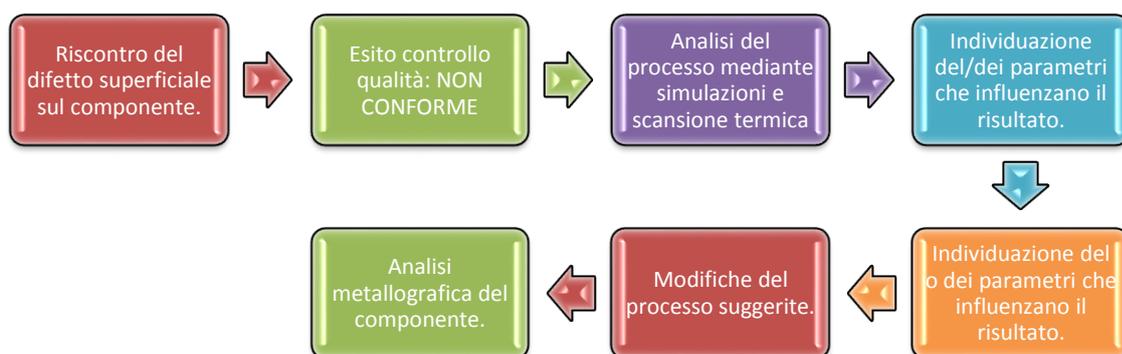


Figura 10.4. Analisi del difetto con ingrandimento.

In particolare, si osserva una crepa, che ne determina lo scarto del pezzo e quindi necessita una revisione del processo. Il difetto superficiale riscontrato sul particolare in esame si è potuto notare attraverso un semplice controllo visivo, dal quale si sono notate piccole protuberanze sulla superficie del pezzo. Successivamente si è proceduto con sezionare il pezzo in prossimità della crepa (o cricca) per eseguire un ingrandimento al fine di

valutare l'entità della fessurazione (in nero in figura 10.4) che parte dalla superficie del pezzo e prosegue verso il centro. Oltre alla cricca già descritta, si notano anche altre zone coinvolte dalla presenza di punti neri che rappresentano occlusioni di gas e porosità; tale difetto però è valutabile solo successivamente al taglio e non in precedenza. Di seguito si riporta il percorso che viene svolto per intervenire sul processo al fine di ottenere un pezzo conforme alle richieste del cliente; inoltre si esamina la possibilità di prevedere i difetti prima che si verifichino attraverso le simulazioni con software, se ne convalidano le ipotesi e si osserva la microstruttura con microscopio ottico. Durante la produzione di particolari per pressofusione in alluminio, entrano in gioco numerosi parametri; è possibile che durante la produzione di un lotto, che può durare anche più mesi, i fenomeni coinvolti possono modificarsi e con il tempo portare all'insorgenza di difetti inizialmente non presenti. I pezzi prodotti vengono controllati visivamente dal personale addetto alla macchina e periodicamente, con cadenze previste dal piano di controllo del particolare, l'addetto al laboratorio metrologico preleva un campione e lo ispeziona sia visivamente sia dimensionalmente attraverso il misuratore tridimensionale. Se si riscontra un difetto che ne pregiudica la conformità, è necessario fermare la produzione e interfacciarsi con l'ufficio tecnico per risolvere il problema. Solitamente le macchine per pressofusione in alluminio lavorano 24 ore su 24 con un'elevata produzione oraria; più il tempo di fermo produzione è lungo, più si ripercuote economicamente sull'azienda. È necessario quindi rilevare subito la causa del problema, adottare un piano di contenimento e apportare modifiche tempestivamente, per riavviare la produzione quanto prima. Nel particolare in esame, riscontrata la non conformità, si è proceduto ad analizzare velocemente il processo per valutare quale parametro influisse sulla riuscita del prodotto; individuato il problema si è proceduto a verificare l'effettiva influenza del parametro indiziato e successivamente ad apportare modifiche contenimento per riavviare la produzione in tempi brevi. In seguito, il personale dell'ufficio tecnico ha visionato il processo per studiare e suggerire le eventuali modifiche da attuare sul processo e sull'attrezzatura per migliorare la fabbricazione del particolare. Si precisa che le modifiche sulle attrezzature della pressofusione possono essere attuate solo quando la produzione è ferma; gli stampi sono attrezzature molto particolari che vengono realizzate con tecnologie speciali di cui talvolta l'azienda che realizza lo stampaggio non è in possesso. Dal momento che la produzione di un determinato lotto è fermata e sulla macchina viene cambiata l'attrezzatura, lo stampo può subire manovre di manutenzione, revisione e modifica, concordate con il cliente che ne è il possessore.



11. Analisi delle simulazioni.

Esaminando le simulazioni del processo di pressofusione effettuate dall'ufficio tecnico si può osservare come si poteva prevedere che tale zona fosse la più critica durante la solidificazione e quindi la maggior indiziata a difetti. Se ne rappresenta in figura 11.1. il modello utilizzato per la simulazione per esporre nel migliore dei modi il problema.

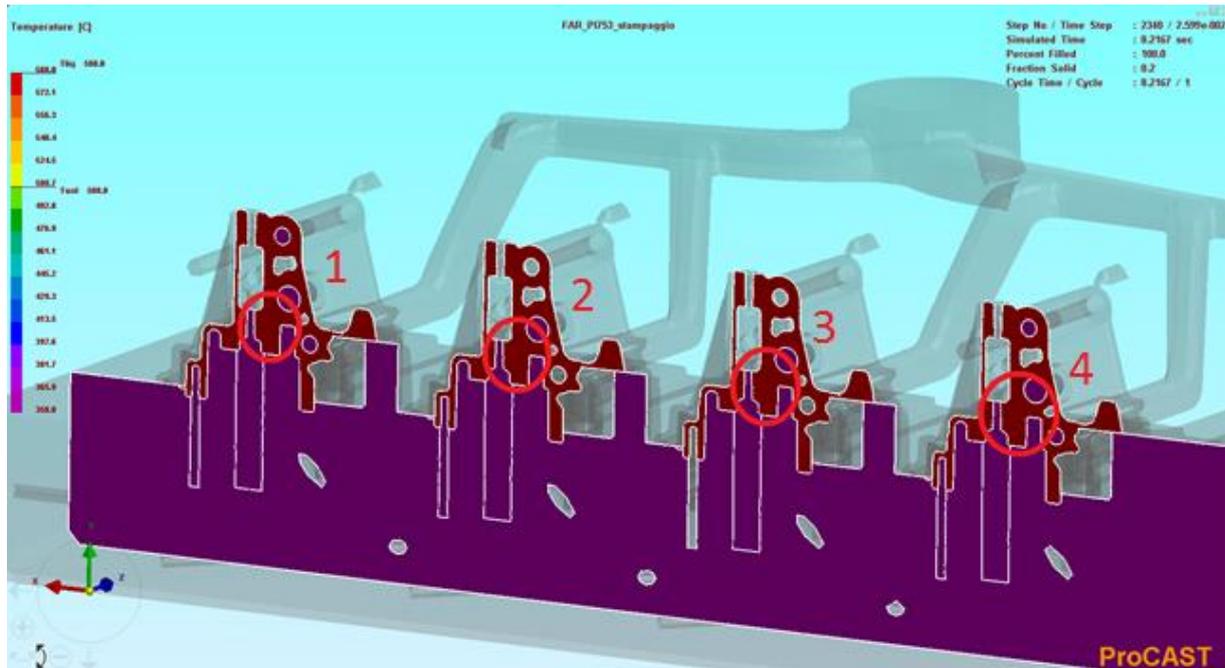


Figura 11.1. Modellazione dello stampaggio.

Come si può osservare, il componente viene ottenuto in una stampata comprendente 4 figure indicate in figura con i numeri: nel cerchio rosso è indicata la zona dove si riscontra il difetto di solidificazione e durante l'analisi post-simulazione si esaminerà come variano i parametri di processo in quel punto. Grazie al continuo sviluppo della tecnologia e dell'informatica, oggi esistono software di simulazione di processo, come ProCAST, che permettono di simulare il processo partendo dal versamento della lega fusa nel contenitore, fino alla completa iniezione, solidificazione ed anche le fasi post-processo di lubrifica e pulizia degli stampi. Osservando la simulazione del processo, si tenta di individuare il parametro o più parametri che determinano la difettosità che si riscontra sul pezzo, in maniera tale da apportare le modifica alla macchina per ottenere risultati migliori. Inoltre, permette di valutare le zone maggiormente a rischio durante il processo dove potenzialmente si potrebbero ottenere difettosità. Mentre una volta si procedeva per tentativi per ottenere il risultato finale migliore, al giorno d'oggi grazie allo sviluppo di software di simulazione si può prima evidenziare il parametro più influente sul difetto che si riscontra e successivamente si possono individuare le modifiche per valutare eventuali miglioramenti.

11.1. Andamento della temperatura dopo il completo riempimento della cavità.

Si procede ad analizzare l'andamento del parametro **temperatura**.

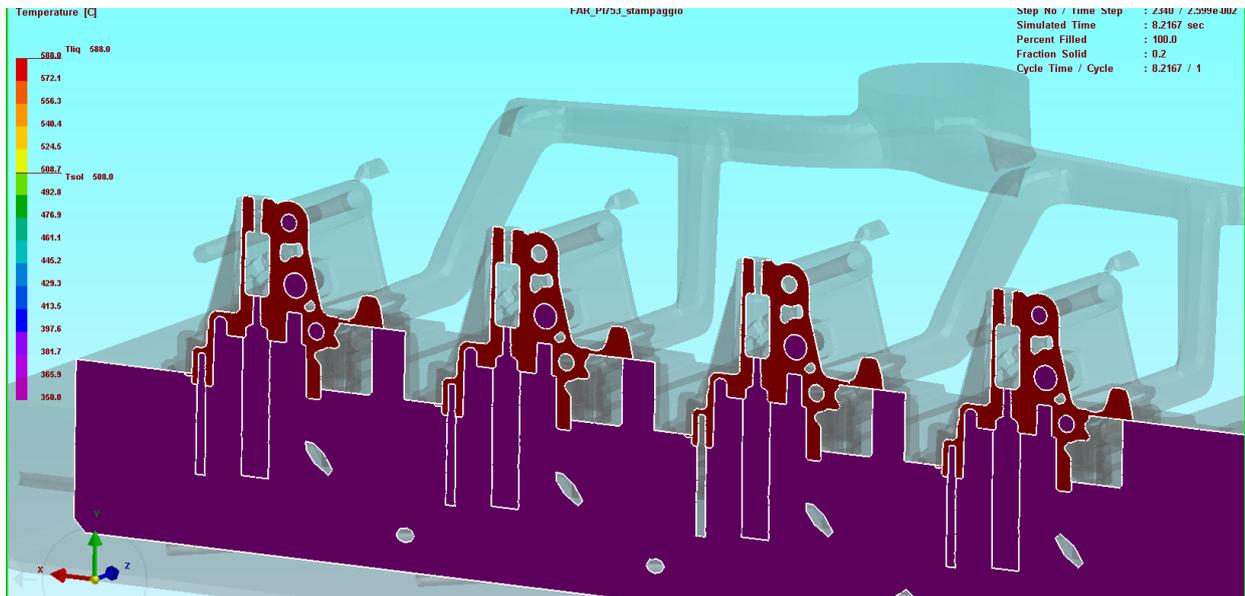


Figura 11.2.1. Andamento della Temperatura dopo completo riempimento, con fraction solid 0.2%.

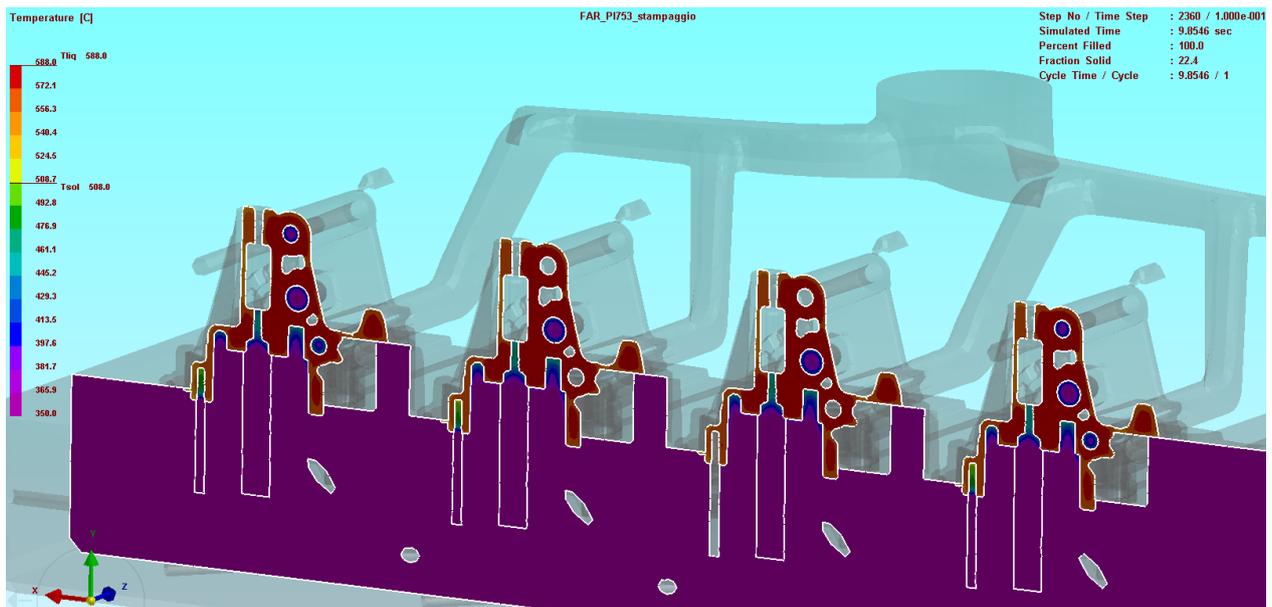


Figura 11.2.2. Andamento della Temperatura dopo completo riempimento, con fraction solid 22.4 %.

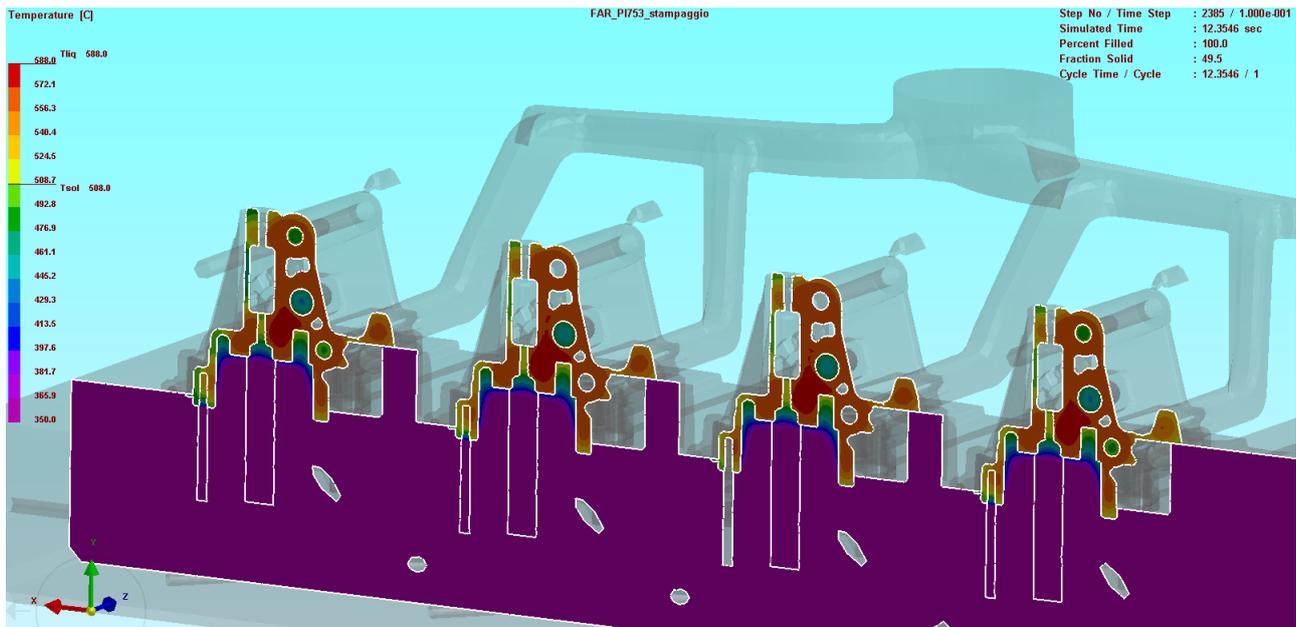


Figura 11.2.3. Andamento della Temperatura dopo completo riempimento, con fraction solid 49.5 %

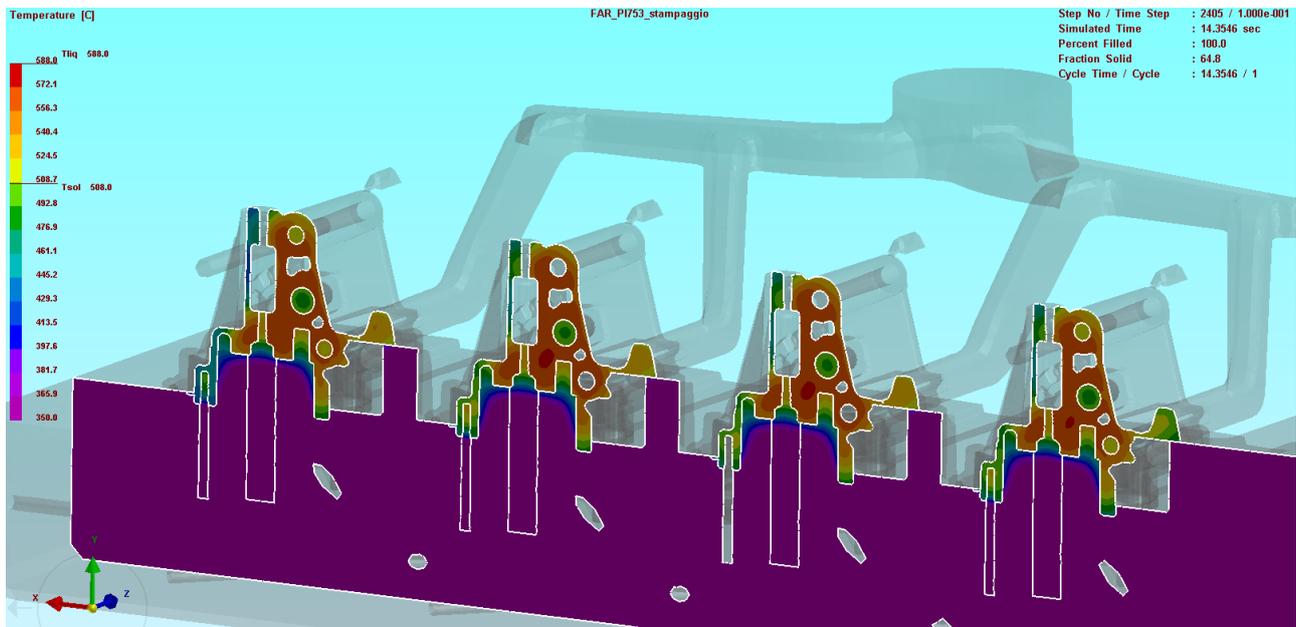


Figura 11.2.4. Andamento della Temperatura dopo completo riempimento, con fraction solid 64.8 %.

Nelle figure 11.2.1-4 attraverso diverse tonalità di colori è rappresentata l'entità della temperatura, in diverse fasi del processo. In particolare, si analizza il processo a partire dal momento in cui la cavità dello stampo è completamente riempita dall'alluminio fuso (fraction solid 0,2%) fino ad arrivare al momento in cui l'alluminio comincia già a solidificare nella maggior parte del pezzo (fraction solid 64,8%). Con ciò si vuole analizzare come avviene lo scambio termico tra lo stampo e l'alluminio che lo riempie. Dopo attenta valutazione si osserva come l'area dove si riscontra il difetto sia il punto più caldo del pezzo, e quindi conseguentemente l'ultimo punto a solidificare. La crepa che si ottiene nel pezzo stampato è quindi molto probabilmente generata dal **punto caldo** di questa zona e classificabile quindi come **cricca a caldo (hot tear)**. Si mette in risalto come il problema sia più marcato nelle due figure centrali (2 e 3), poiché sono quelle più

vicine al pistone di iniezione e quindi dove lo stampo si scalda di più e dove la lubrificazione dello stesso avviene in maniera meno efficace rispetto alle figure 1 e 4. Si nota infine come l'anima adibita a realizzare il foro in prossimità del difetto, scaldandosi eccessivamente durante il riempimento, non contribuisce nella fase di solidificazione ad asportare calore ostacolando una veloce solidificazione.

11.2. Valutazione della frazione solida a fine solidificazione.

Temperature eccessive dello stampo, scambio termico ridotto, punti caldi, sono sinonimi di solidificazioni nel pezzo tardive; è utile a questo punto visionare la simulazione della fase di solidificazione, per valutare l'ultima zona che solidifica. Nelle figure 11.3.1-4 si riportano le varie fasi di solidificazione, partendo da una frazione solida del 84.7% fino ad arrivare al 93.4%.

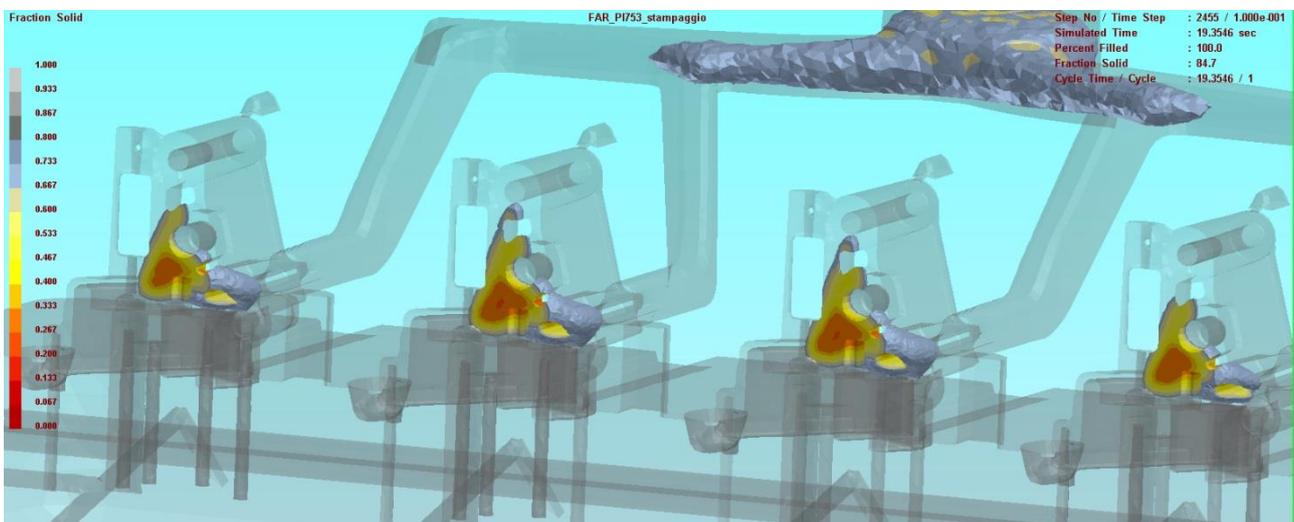


Figura 11.3.1. Andamento della frazione solida nel pezzo, con fraction solid 84.7%.

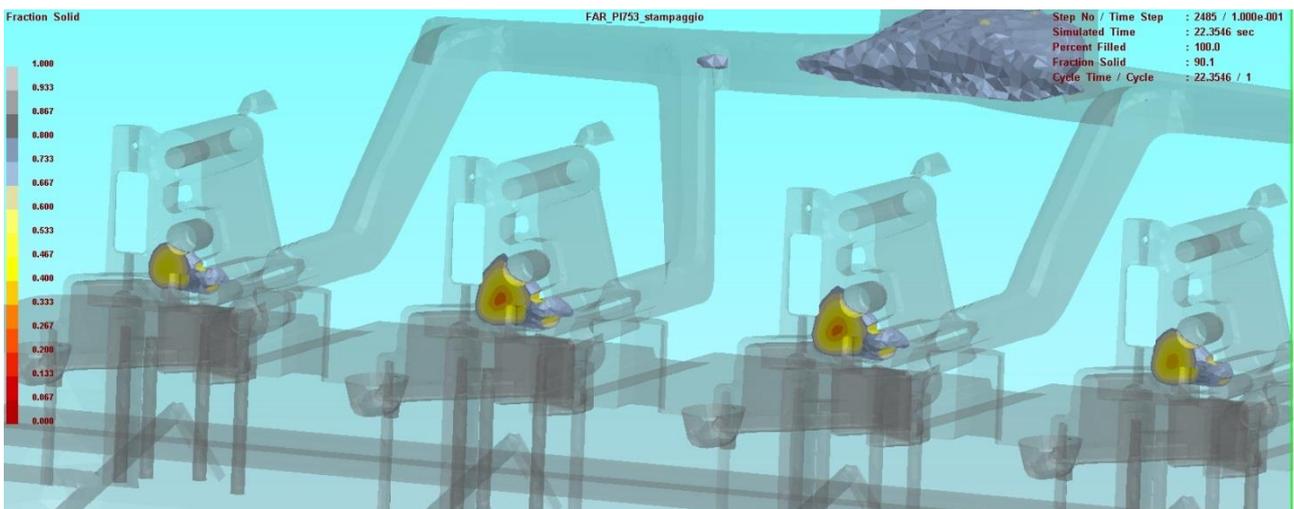


Figura 11.3.2. Andamento della frazione solida nel pezzo, con fraction solid 90.1%.

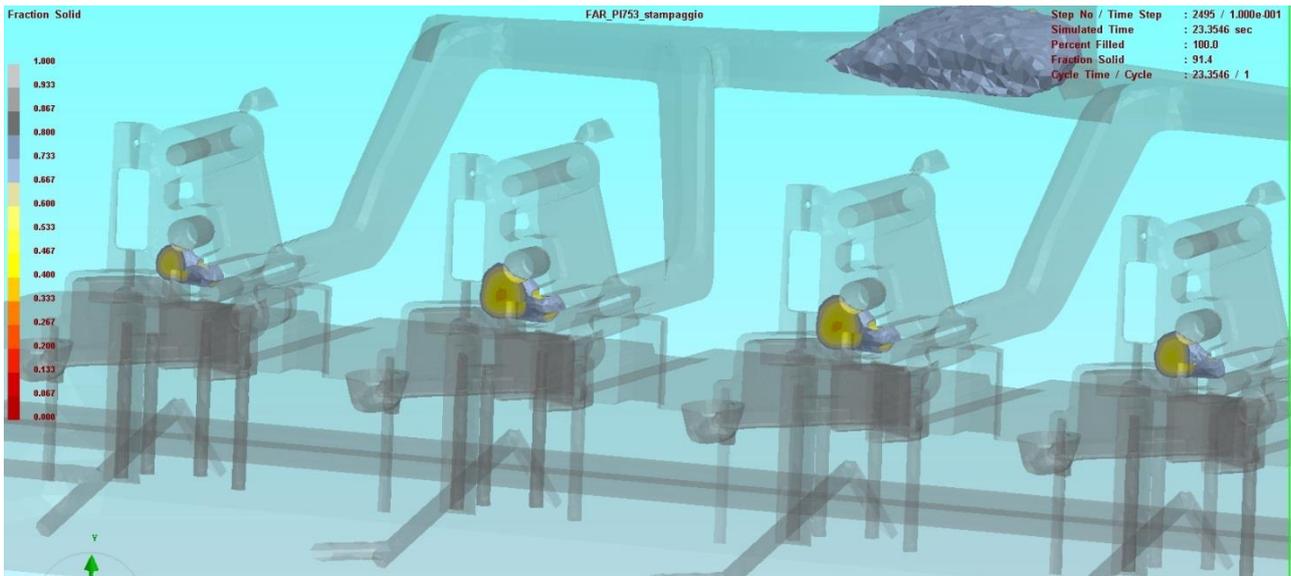


Figura 11.3.3. Andamento della frazione solida nel pezzo, con fraction solid 91.4 %.

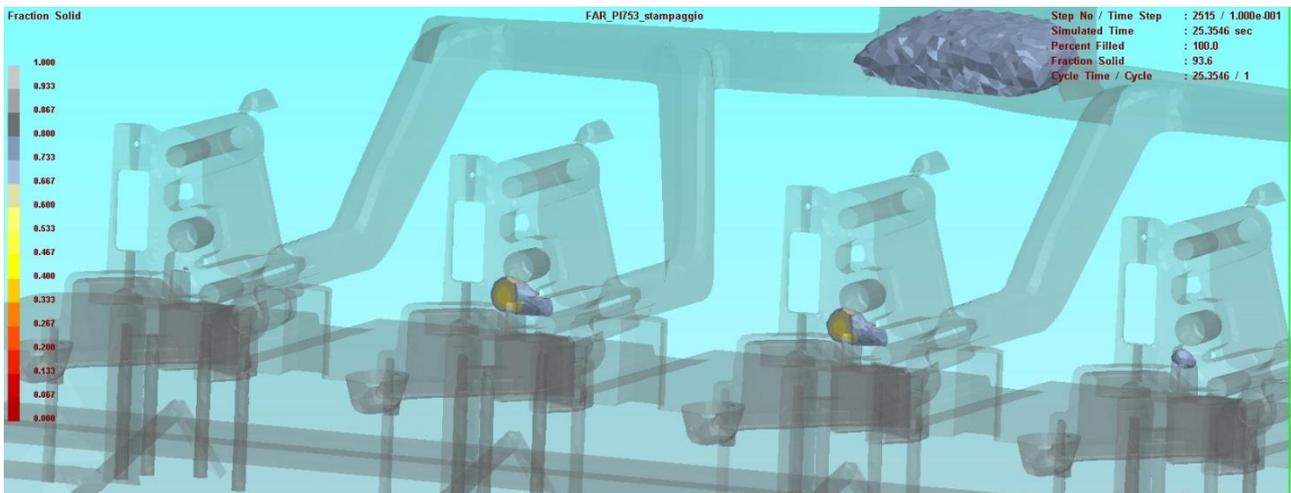


Figura 11.3.4. Andamento della frazione solida nel pezzo, con fraction solid 93.4%.

Con un'attenta osservazione delle immagini di figura 11.3.1-4, si nota come in accordo con le supposizioni effettuate in seguito all'analisi dell'andamento della temperatura, l'ultima zona a solidificare è quella dove si presenta la cricca a caldo; l'effetto, come già anticipato, è maggiormente marcato per le due figure centrali. Tale fenomeno è causato da uno scambio termico tra stampo e alluminio non sufficiente; quando la lega fusa lo riempie lo stampo si trova inizialmente ad una temperatura abbastanza bassa ma si riscalda con troppa velocità, non svolgendo il compito di asportazione di calore dall'alluminio fuso per favorire la solidificazione. Come prima conseguenza si ottiene un ritardo di solidificazione che causa la nascita della fessurazione.

Per sottolineare maggiormente il problema, si può effettuare un cut-off della solidificazione allo 0,7 poiché è il valore limite fin dove la moltiplica riesce ad operare. Si rappresentano ora le porosità stimate dal software.

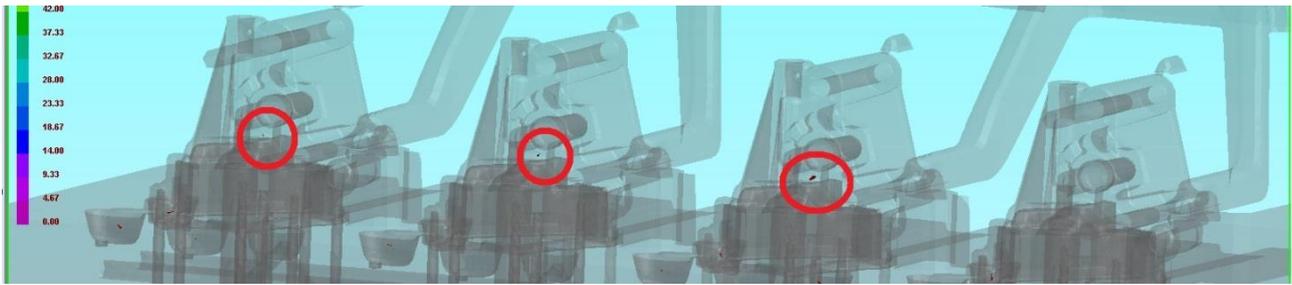


Figura 11.4. Visualizzazione delle porosità con cut-off allo 0.7.

Nelle zone indicate in precedenza con i cerchi rossi, si possono osservare zone marcate in viola, cioè i punti dove ci si aspetta di avere porosità; anche in questo caso si è effettuato un cut-off al 70%, siccome mediamente con un 50% si ritrovano sul pezzo mentre settando il 70% siamo quasi sicuri di stimarle in modo corretto.

11.3. Temperature dello stampo a fine operazione.

Si può infine affermare che già dalla simulazione del processo mediante software, si poteva prevedere l'insorgere della cricca in quella zona; ma come si può limitare tale difettosità? Riuscendo a mantenere più fredde le zone dello stampo in prossimità delle aree analizzate in precedenza, si riesce ad asportare più calore e quindi a raffreddare più velocemente. Fino a questo momento si è analizzato il singolo ciclo, mettendo in evidenza come l'anima e la parte di stampo in prossimità dell'area difettosa si scaldano eccessivamente; bisogna inoltre considerare che durante la lavorazione si effettuano cicli continui e quindi queste parti dello stampo sono soggette a riscaldi ciclici che incidono maggiormente sul surriscaldamento di questa zona. Si procede quindi con l'ultima analisi delle temperature dello stampo a fine ciclo, in particolare nei momenti in cui il pezzo viene estratto, dopo lubrificazione, dopo pulizia tramite aria ed infine dopo applicazione del distaccante, quando cioè si è pronti per il successivo ciclo di stampaggio.

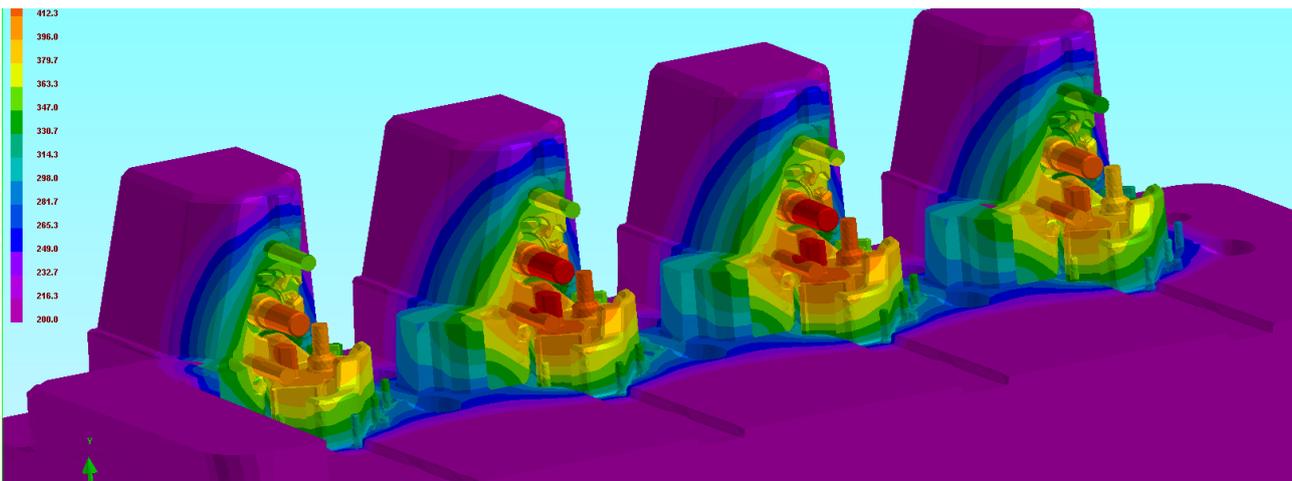


Figura 11.5. Temperature dello stampo all'estrazione del pezzo.

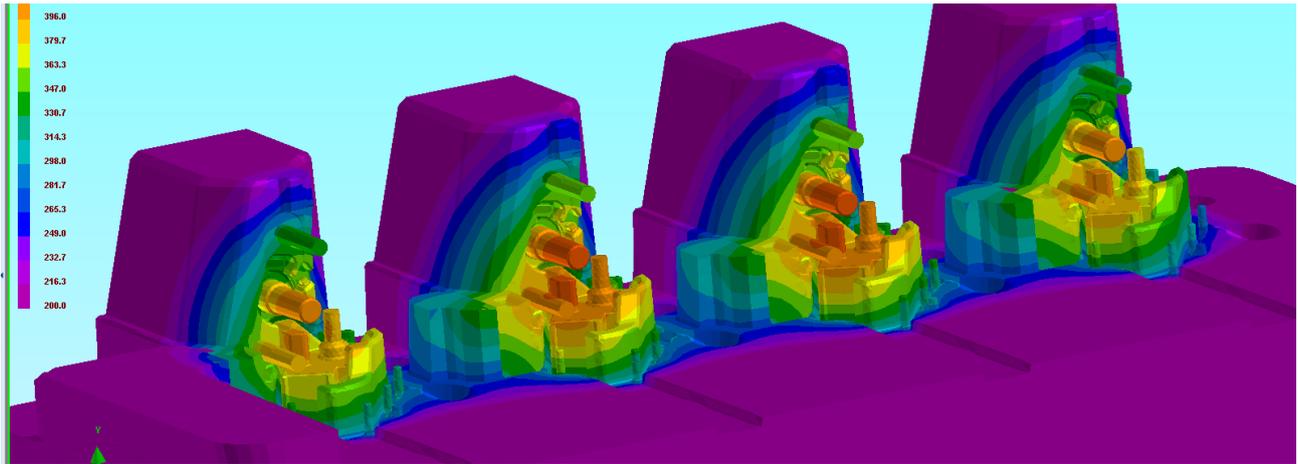


Figura 11.6. Temperature dello stampo a fine Lubrifica.

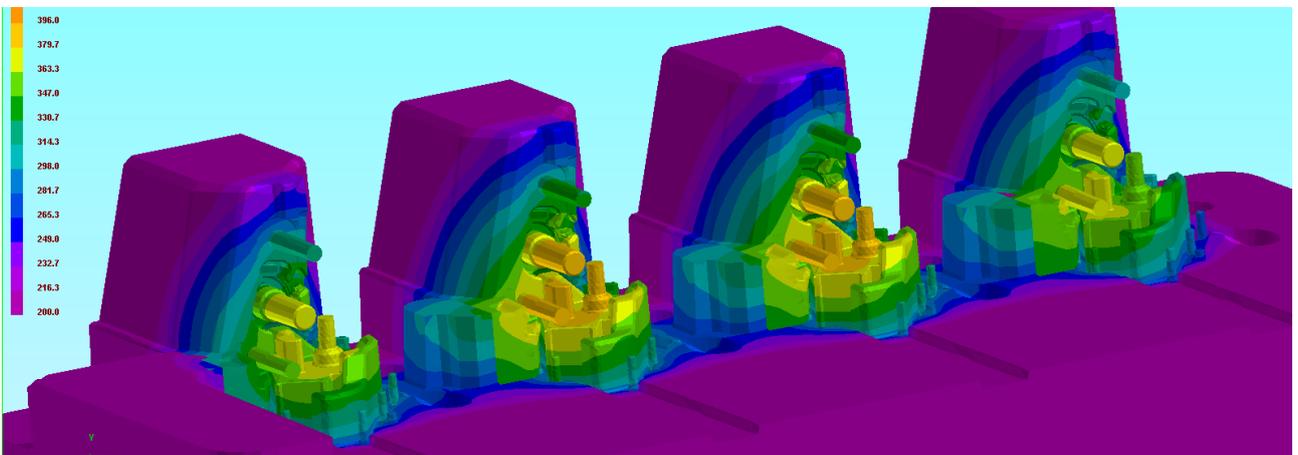


Figura 11.7. Temperature dello stampo a fine soffio aria (pulizia).

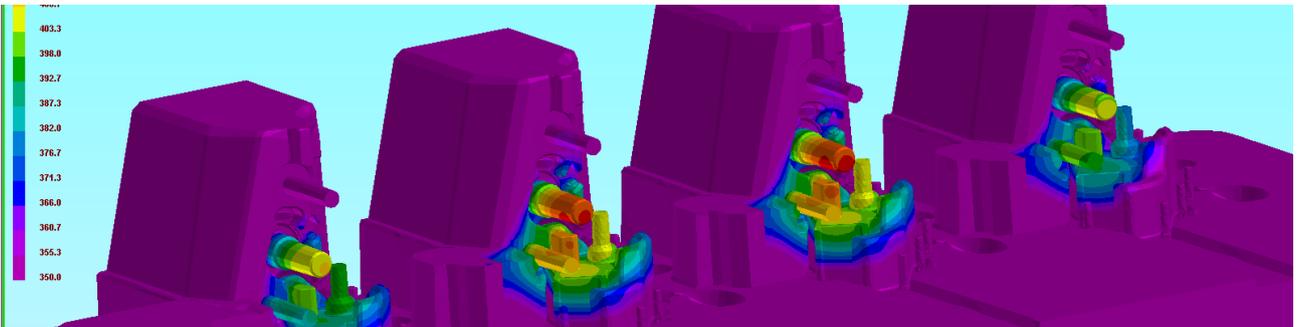


Figura 11.8. Temperature dello stampo a fine applicazione spray distaccante.

La sequenza di immagini mette in evidenza come nelle due figure centrali, il maschio che realizza il foro dove viene ricavato il datario, sempre in prossimità della cricca a caldo, alla fine delle quattro fasi risulta eccessivamente caldo (colore rosso); questo fenomeno sarà l'innesco del difetto riscontrato. Nell'ultima immagine la scala della temperatura è stata cambiata, ed al colore rosso riportato nell'anima corrisponde una temperatura di 420-430 °C, eccessiva per svolgere il processo in modo corretto. Svoltata l'analisi delle simulazioni del processo, bisogna validare le affermazioni riportate in precedenza. Il software di simulazione è uno strumento molto utile, permette di effettuare una stima dei fenomeni che governano il processo in modo

abbastanza corretto e fedele alla realtà; prima di trarre conclusioni certe è opportuno però, quando possibile, svolgere prove per convalidare la stima.

12. Analisi termica mediante Termo-camera.

In azienda si dispone di una macchina per l'analisi termica mediante termo-camera; questo strumento può essere efficace per valutare il vero andamento delle temperature durante il processo. Le termo-camere utilizzate sono rappresentate in figura 12.1., direzionate una verso il semistampo mobile e l'altra verso il semistampo fisso. Un computer a bordo-macchina controlla le termo-camere, scarica le scansioni che effettuano e permette di impostare le zone di controllo ed eventuali allarmi da attivare se le parti stampo superano determinate temperature.



Figura 12.1 Modalità di installazione delle termo-camere.

Si è proceduto quindi ad effettuare una scansione termica durante il ciclo di pressofusione del pezzo, per convalidare la supposizione precedente di surriscaldamento delle zone dove si ottiene la cricca. Si riportano le immagini termiche ottenute tramite scansione termica, della parte fissa e mobile dello stampo.

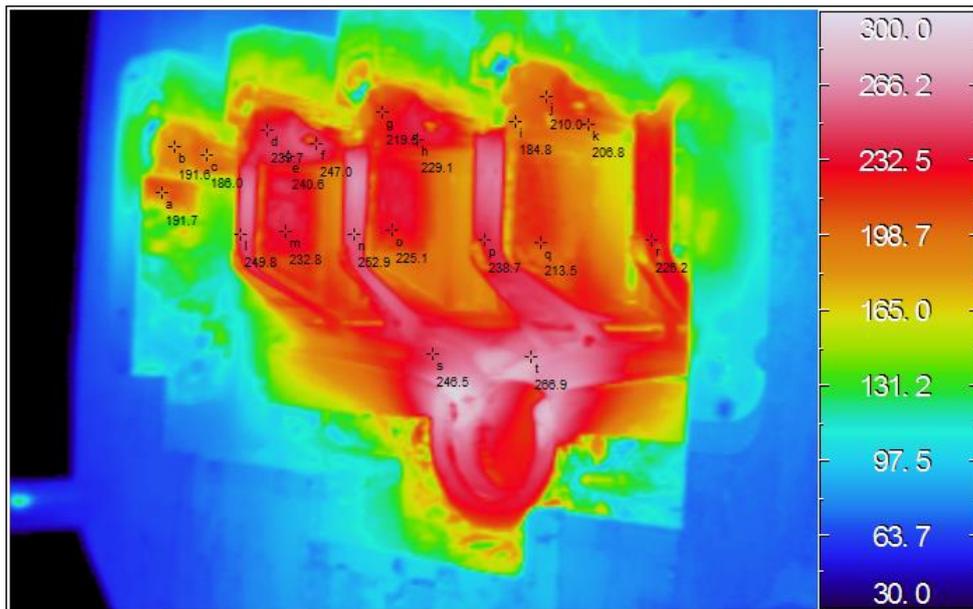


Figura 12.2 Immagine termica prima della modifica del processo, parte fissa.

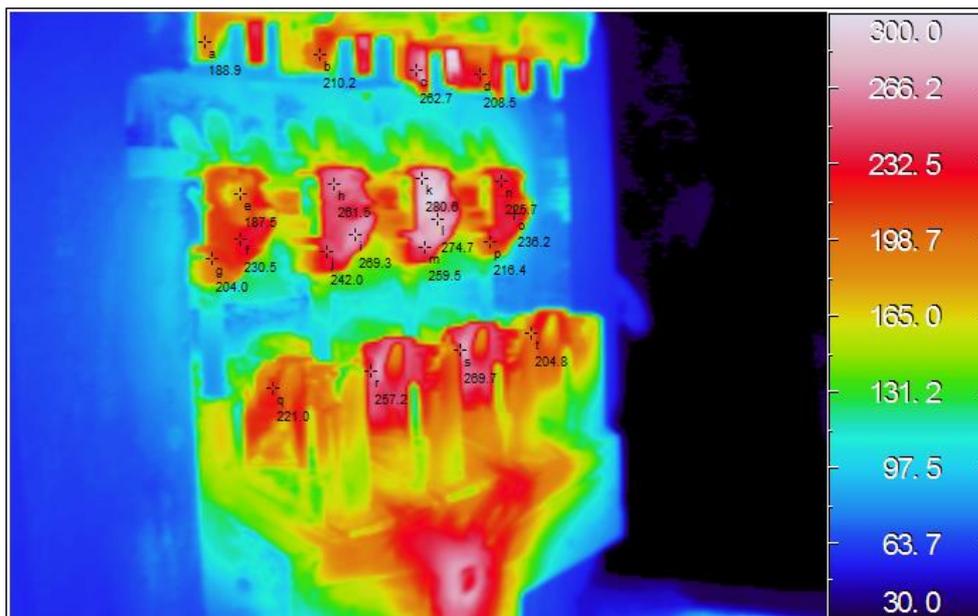


Figura 12.3. Immagine termica prima della modifica del processo, parte mobile.

Osservando le temperature raggiunte nelle varie zone dello stampo, si può confermare l'ipotesi precedente, cioè che le figure con temperatura più alta sono le due centrali: queste, essendo più vicine al pistone di iniezione e quindi alla fonte di calore principale, si scaldano maggiormente. Basandosi sulla scala delle temperature riportate affianco all'immagine, si può concludere che nelle due figure centrali si raggiungono temperature tra i 240°C e i 270°C. Nelle figure 1 e 4 invece la temperatura si abbassa variando da 200°C a 240°C. Durante la simulazione del processo mediante software, si riscontravano temperature sui 400°C, stima esagerata in confronto alla realtà. Questa differenza è conseguenza del fatto che la stima delle temperature effettuate dal software viene svolta secondo parametri e tempi impostati, mentre l'analisi termica svolta a bordo macchina è

più veritiera in quanto durante il processo lo stampo può raffreddarsi essendo a contatto con l'ambiente esterno e quindi una quota di calore va dispersa. L'analisi termica svolta ci conferma comunque che lo stampo si scalda eccessivamente e dunque è opportuno inserire operazioni o modifiche del processo per abbassare la temperatura soprattutto delle zone dove si riscontra la difettosità.

12.1. Azioni di contenimento sul processo.

Al fine di abbassare le temperature nelle zone dove la solidificazione avviene in modo tardivo, è opportuno intervenire con una lubrifica più spinta. Siccome la produzione di questo componente è in svolgimento in azienda, è necessario intervenire tempestivamente per migliorare il pezzo e continuare la produzione senza subire ritardi sulla consegna al cliente. Il primo parametro su cui si può intervenire per limitare l'innalzamento eccessivo delle temperature è la termoregolazione dello stampo; si può osservare un abbassamento generale delle temperature, anche se non in maniera così marcata come vorremmo nelle zone di interesse. Inoltre, si deve tenere in considerazione che aumentando il raffreddamento, tutte le parti dello stampo subiscono un calo delle temperature determinando un raffreddamento eccessivo delle zone dello stampo che prima avevano temperature ottimali e che con l'incremento del raffreddamento raggiungerebbero temperature troppo basse, portando all'insorgere di altri difetti. È necessario quindi intervenire in modo selettivo sulle parti per noi d'interesse, cioè attorno all'anima del foro soggetto a cricca. Per effettuare ciò, si direzionano gli ugelli di raffreddamento e lubrifica su quelle zone, per investirli con un raffreddamento più spinto. Queste azioni correttive sono eseguibili manualmente e consentono di ottenere miglioramenti del pezzo; in particolare si riporta di seguito l'analisi termica dopo aver apportato modifiche alla lubrifica e termoregolazione dello stampo.

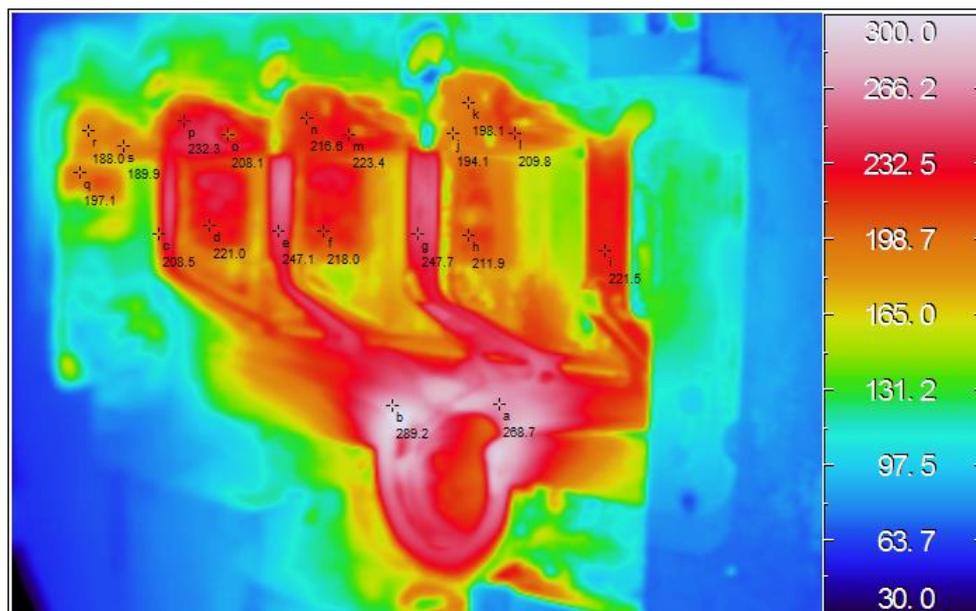


Figura 12.4. Immagine termica dopo modifica del processo, parte fissa.

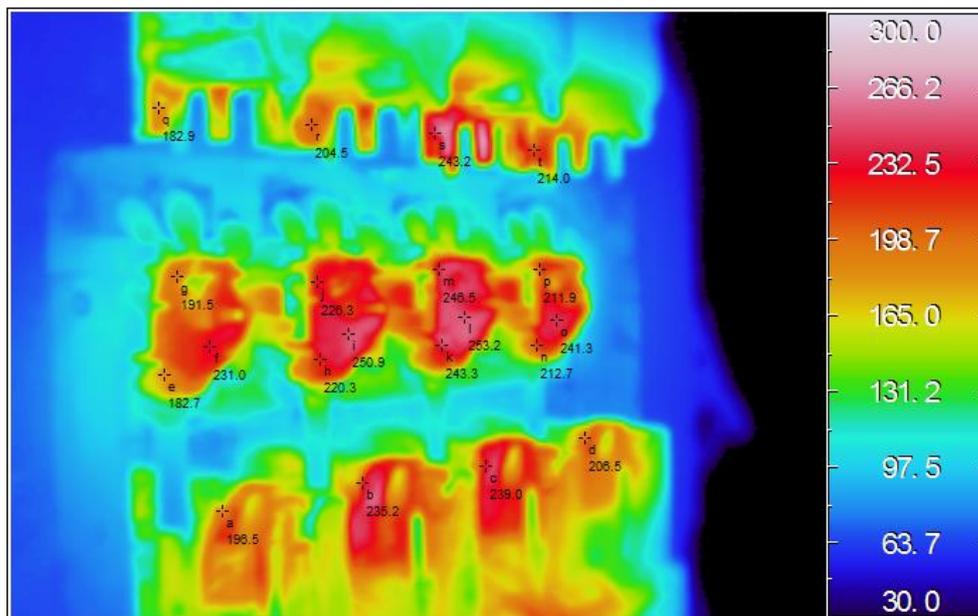


Figura 12.5. Immagine termica dopo modifica del processo, parte mobile.

Dall'analisi termica si nota come le temperature nelle zone di interesse, dopo la modifica della lubrifica e termoregolazione dello stampo, sono diminuite di 10-20 °C nelle figure centrali 2-3, e rimaste pressoché costanti o aumentate di qualche grado nelle figure esterne 1-4. Variando la direzione del getto del lubrificante, le zone centrali sono attraversate da maggior flusso e quindi si sono abbassate di temperatura, mentre le zone adiacenti che sono investite in maniera meno diretta hanno mantenuto la temperatura precedente o in alcuni casi è aumentata di 3-4 °C. Apportando queste modifiche si ottiene il pezzo come illustrato in figura 12.6. con ingrandimento dove prima era presente la cricca; confrontandolo al precedente non conforme si può osservare che la cricca a caldo è scomparsa, rendendo il particolare conforme.

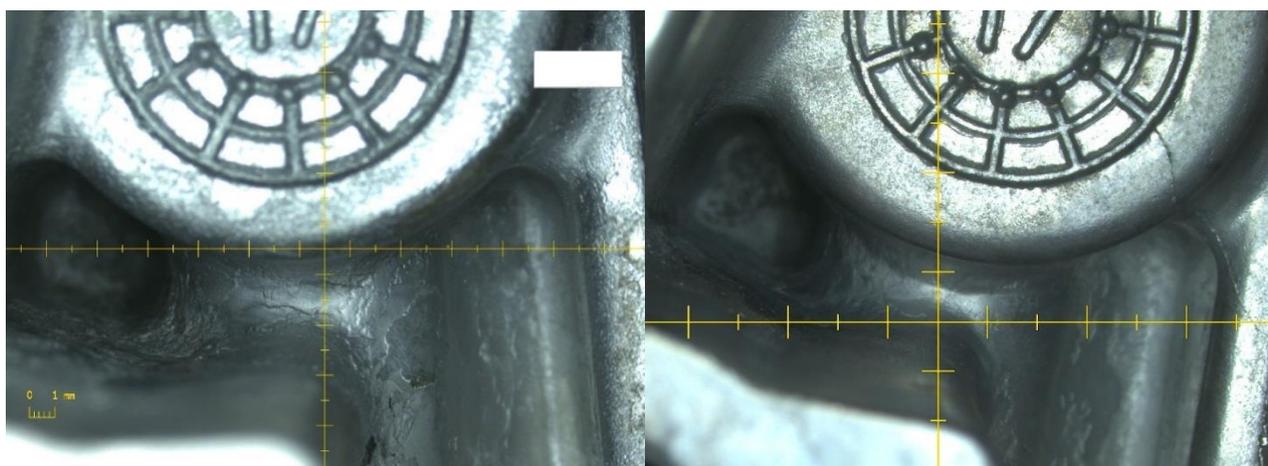


Figura 12.6. Confronto tra pezzo con crepa a sinistra, senza crepa a destra.

12.2. Modifiche suggerite.

Modificando alcuni parametri sul processo, come in questo caso la direzione degli ugelli adibiti alla lubrificazione e la termoregolazione dello stampo, si è ottenuto il pezzo conforme, esente dalla difettosità riscontrata in precedenza. Di seguito si vuole riportare un suggerimento di modifica dell'attrezzatura (stampo in particolare) al fine di ottenere il pezzo con una qualità maggiore, in particolare nella zona che presentava la difettosità. Come anticipato in precedenza, il problema nasce in prossimità delle due anime: quella che realizza il foro passante più lungo, indicata con la freccia nella figura 12.7, e quella che realizza il foro cieco dove viene stampato il datario. L'anima sulla quale si intende agire è quella indicata con la freccia nella figura 12.7.

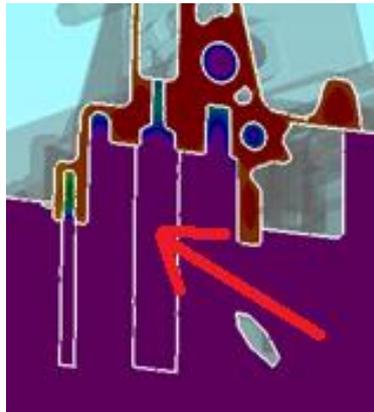


Figura 12.7. Anima che necessita di essere modificata.

L'anima in questione, durante il processo di pressofusione, ciclo dopo ciclo si surriscalda, raggiungendo temperature troppo elevate; quando l'alluminio fuso riempie la cavità e giunge in prossimità del foro realizzato con l'anima, il raffreddamento è pressoché nullo in quanto l'anima ha una temperatura troppo elevata. È necessario quindi intraprendere misure per raffreddarla in modo più significativo. La soluzione che si è prospettata consiste nel modificare l'anima potendola raffreddare internamente, per mantenerla a temperature più basse; l'anima in questione andrà quindi in sezione cava per inserire il sistema di raffreddamento. Questa soluzione comporta la revisione dello stampo, in particolare del sistema di termoregolazione; ai canali già presenti andranno aggiunti quelli che portano il fluido raffreddante (acqua) all'anima in questione. Il sistema descritto è rappresentato in figura 12.8., comprendente tutte le sue parti. L'inserito in rame presente precedentemente nella parte superiore si consiglia di eliminarlo per permettere al fluido di giungere fino alla sommità per raffreddare l'intera anima e portare acqua il più possibile vicino alla punta. Il materiale con il quale si consiglia di realizzare l'anima è il QRO 90 (acciaio con eccellenti proprietà di durezza a caldo e impieghi alle alte temperature); è opportuno il trattamento termico di tempra e rinvenimento, successiva nitrurazione e trattamento finale PVD. Si consiglia la realizzazione di 10 anime, di cui 2 andranno montate nella figura 2 e 3 e le restanti 8 di scorta, siccome sono componenti ad elevata usura. Per il supporto anima invece si consiglia la realizzazione di 4 particolari, di cui 2 da utilizzare per le figure 2-3 e le restanti di scorta. Il tubino dev'essere bloccato al suo supporto o con filetto o brasato. Naturalmente l'inserimento di queste

anime raffreddate richiede anche la modifica della punta corsoio, che deve alloggiare la nuova anima; dev'essere modificato il retro-corsoio e il porta stampo mobile, al fine di farvi alloggiare i tubi di raffreddamento e tutto il sistema di raffreddamento.

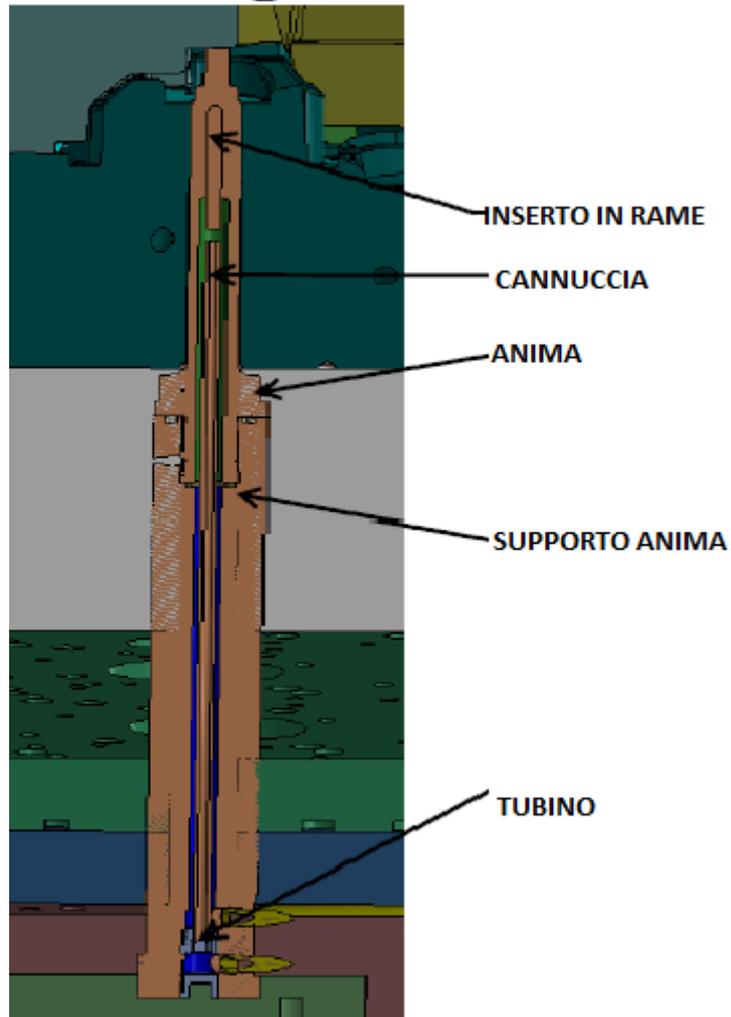


Figura 12.8. Anima modificata.

13. Analisi metallografica del componente.

I particolari ottenuti sono stati sottoposti successivamente ad analisi metallografica tramite microscopio ottico. Questo studio ci permette di valutare la profondità della crepa che si ottiene, inoltre ci fornisce indicazioni su come avviene il raffreddamento nelle zone adiacenti al difetto. Un'ulteriore informazione che si può acquisire da tale analisi è la composizione della microstruttura. Riportiamo in figura 13.1. la composizione della lega utilizzata per la realizzazione del corpo pompa in oggetto.

Analysis

Rules	type.	Supplier	Far
Resto	AL	/	85,100000
8,000	11,000	SI	/
2,000	4,000	CU	/
0,050	0,550	MG	/
0,000	1,200	ZN	/
0,000	1,300	FE	/
0,000	0,150	CR	/
0,000	0,550	NI	/
0,000	0,350	PB	/
0,000	0,150	SN	/
0,000	0,250	TI	/
0,000	0,550	MN	/
	BE	/	0,001000
	BI	/	
	CA	/	0,002000
	CD	/	0,001000
	SR	/	
	V	/	0,010000
	ZR	/	0,008000
0,050	<i>Each other component</i>		
0,150	<i>Other components total amount</i>		

Figura 13.1. Analisi mediante quantometro della lega di Alluminio utilizzata per la realizzazione del corpo pompa.

Il particolare viene sezionato come rappresentato in figura 13.2 dalla linea blu tracciata in corrispondenza del datario; si è scelta questa direzione di taglio in quanto si vuole valutare la profondità della cricca a caldo verso l'interno del pezzo, mentre l'estensione sulla superficie è già misurabile dalla sezione di figura 10.4.



Figura 13.2. Indicazione della direzione di sezionamento ed operazione di taglio tramite troncatrice ATA.

La spianatura e la pre-levigatura di preparazione per le analisi metallografiche sono state realizzate con una macchina manuale ATA (figura 13.3.). Si è impiegata carta abrasiva al carburo di silicio (SiC) avente diametro pari a 250 mm e con granulometria via via più fine (250, 400, 600, 1000). Per la pulitura è stato adottato un panno di feltro con soluzione diamantata policristallina con granulometria da 6 μm e 3 μm ; la pulitura finale è stata eseguita a mezzo di un panno in microfibra e una sospensione colloidale di silice avente granulometria di 0,04 μm , e lavaggio finale con acqua.



Figura 13.3. Pulitrice a piatto rotante ATA.

Le indagini sulla microstruttura e difetti delle sezioni sono state condotte utilizzando il microscopio ottico invertito Zeiss Axio Vert.A1 con lampada a led (figura 13.4.); per l'acquisizione ed elaborazione delle immagini si è utilizzato il software Zen 2. Core V.4.

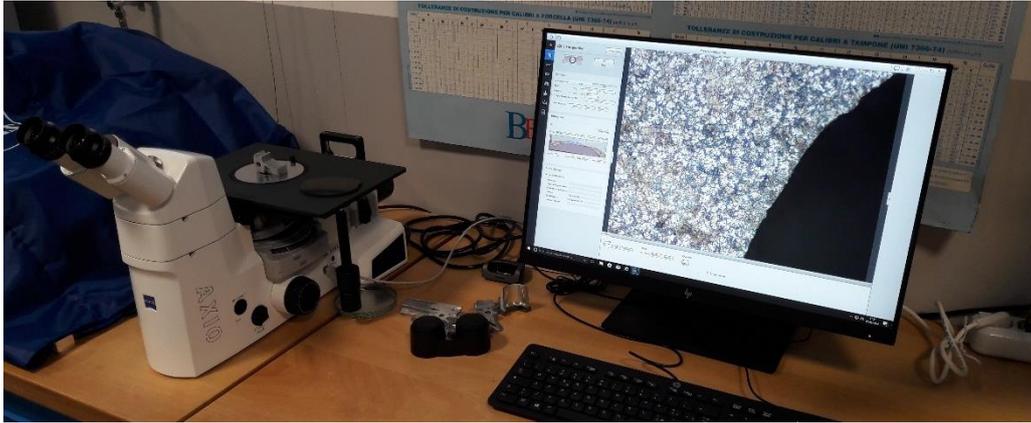


Figura 13.4. Postazione per analisi metallografica tramite microscopio ottico in FAR s.r.l.

I provini così preparati sono stati posizionati sul microscopio ottico ed osservati per valutare l'entità della cricca, la modalità di solidificazione dell'alluminio in quella zona e la composizione e microstruttura che si ottiene. Si è proceduto con l'analisi di provini non attaccati ed attaccati con Acido fluoridrico (HF al 40% 0.5cm^3 ed $\text{H}_2\text{O } 99.5\text{ cm}^3$); questo tipo di attacco è consigliato per le leghe di Alluminio e dovrebbe mettere in risalto alcuni composti. In figura 13.5a. e figura 13.5b. si rappresenta la micrografia a confronto di due provini, ottenuti senza attacco e con attacco HF, utilizzando un ingrandimento 100x. Nella figura 13.5a si può notare la cricca messa in evidenza con il cerchio rosso; nella figura 13.5b, invece, la cricca non è presente ma si notano porosità, di cui una di dimensione rilevante nel cerchio blu.

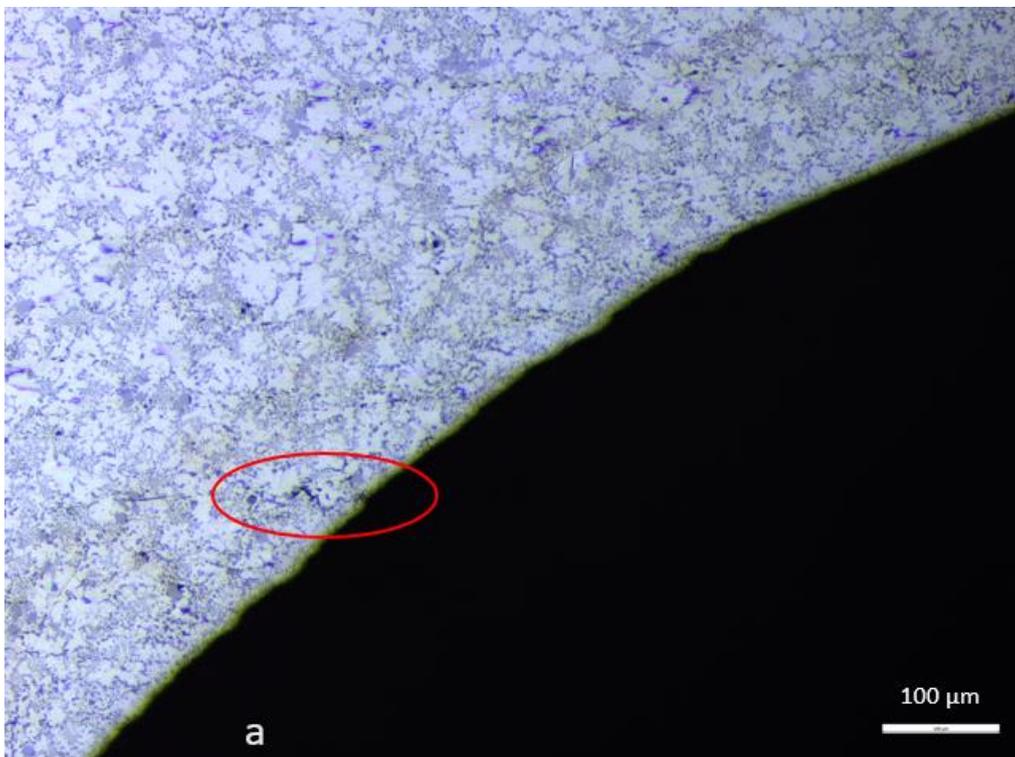


Figura 13.5a Micrografia del provino che presenta la cricca, ingrandimento 100x non attaccato.

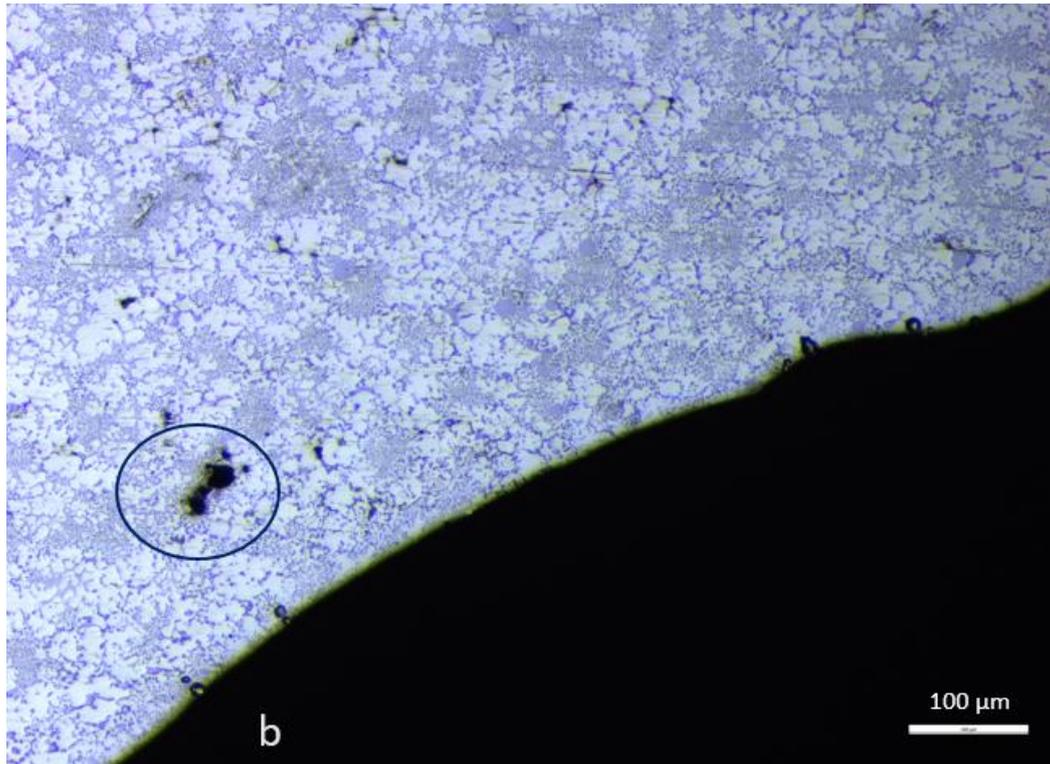


Figura 13.5b. Micrografia del provino esente da cricca, ingrandimento 100x, provino non attaccato.

Da un'indagine più dettagliata delle due micrografie, potendo ingrandire fino a 500x la regione attorno alla cricca e confrontandola con quella dove non è presente, si può notare la differenza della modalità di solidificazione. In figura 13.7a si nota come la **fase α (contenente Al,Fe,Si,Mn)** nuclei a partire dall'interno del pezzo, formando dendriti; si possono notare anche particelle primarie di forma ben definita che in seguito valuteremo. Nella figura 13.7b invece si nota come la fase α oltre che a nascere nella parte interna del pezzo, genera anche dalla superficie a contatto con lo stampo; ciò significa che in questo caso lo scambio termico tra alluminio fuso e stampo avviene in modo maggiore rispetto al caso precedente. Il raffreddamento, in questo caso, avviene dalla superficie a contatto con lo stampo prevenendo la formatura di cricche, mentre nel caso precedente, nascendo all'interno, si determinava una contrazione sulla superficie durante la fase di solidificazione innescando la crepa. Nella figura 13.7b, dove la solidificazione comincia anche nella regione a contatto con lo stampo, si formano porosità da ritiro all'interno del pezzo, di entità variabile.

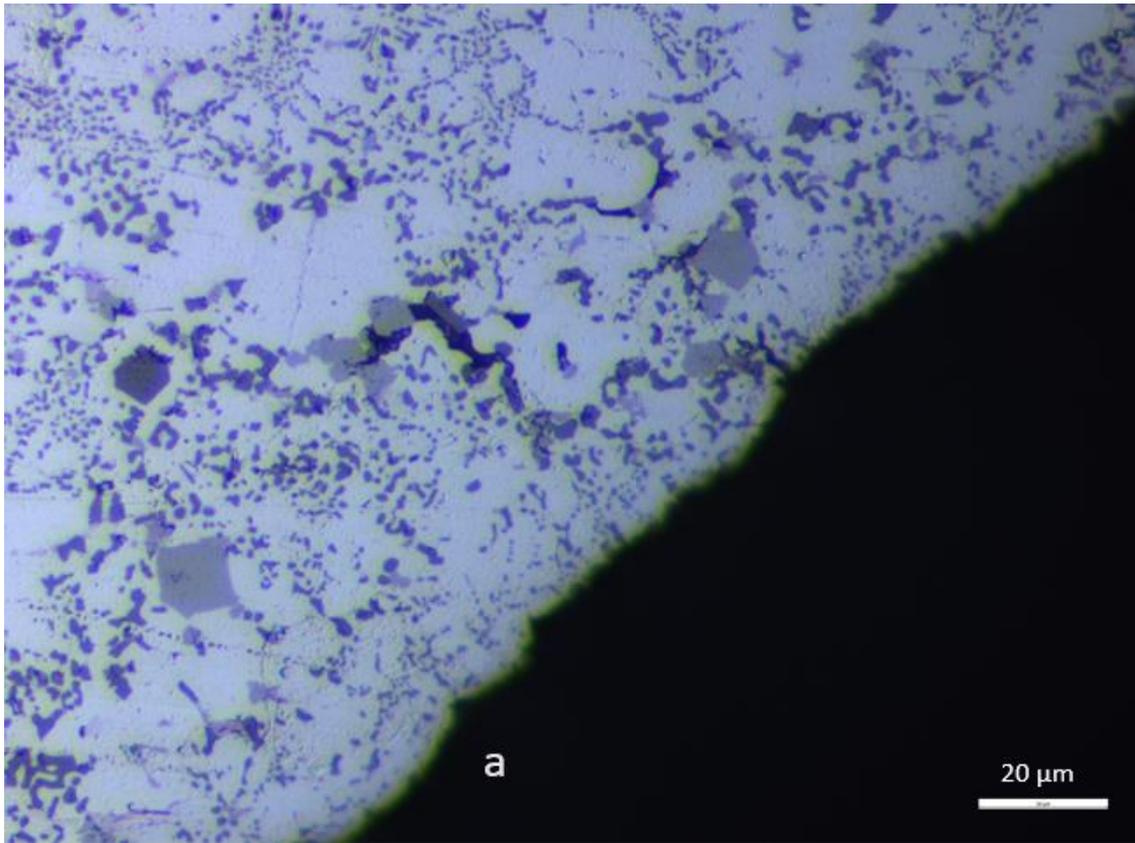


Figura 13.7a Micrografia della zona attorno alla crepa, con ingrandimento 500x, non attaccato.

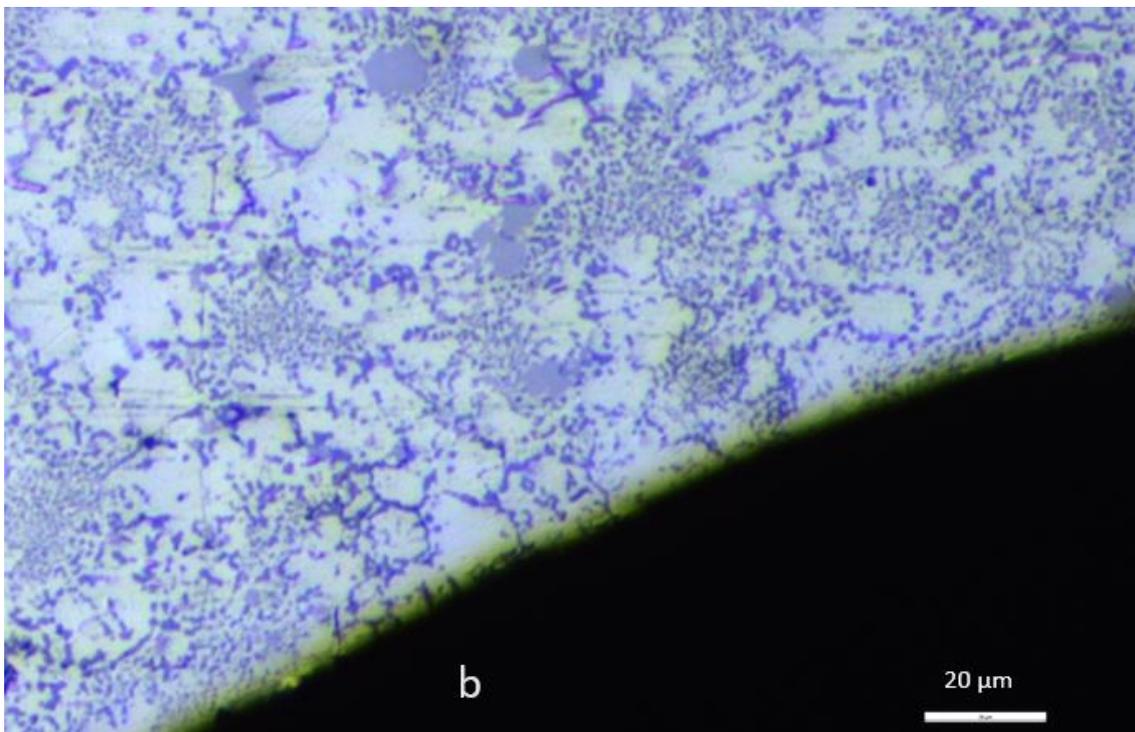


Figura 13.7b Micrografia del provino esente da cricca, nella zona analoga dove in precedenza si presentava. Ingrandimento 500x, provino non attaccato.

Successivamente, in figura 13.8 si riporta la micrografia della zona interessata dalla cricca, con misurazione della sua estensione verso l'interno; il provino è stato attaccato HF per porre in risalto la crepa e i composti nella zona. La lunghezza della crepa, che non procede in modo rettilineo ma discontinuo, è di circa 160 micron; si può osservare che lo sviluppo verso l'interno non è elevato, tuttavia si presenta più marcata sulla superficie, dove ad occhio nudo (Figura 10.4.) si osservano le protuberanze.

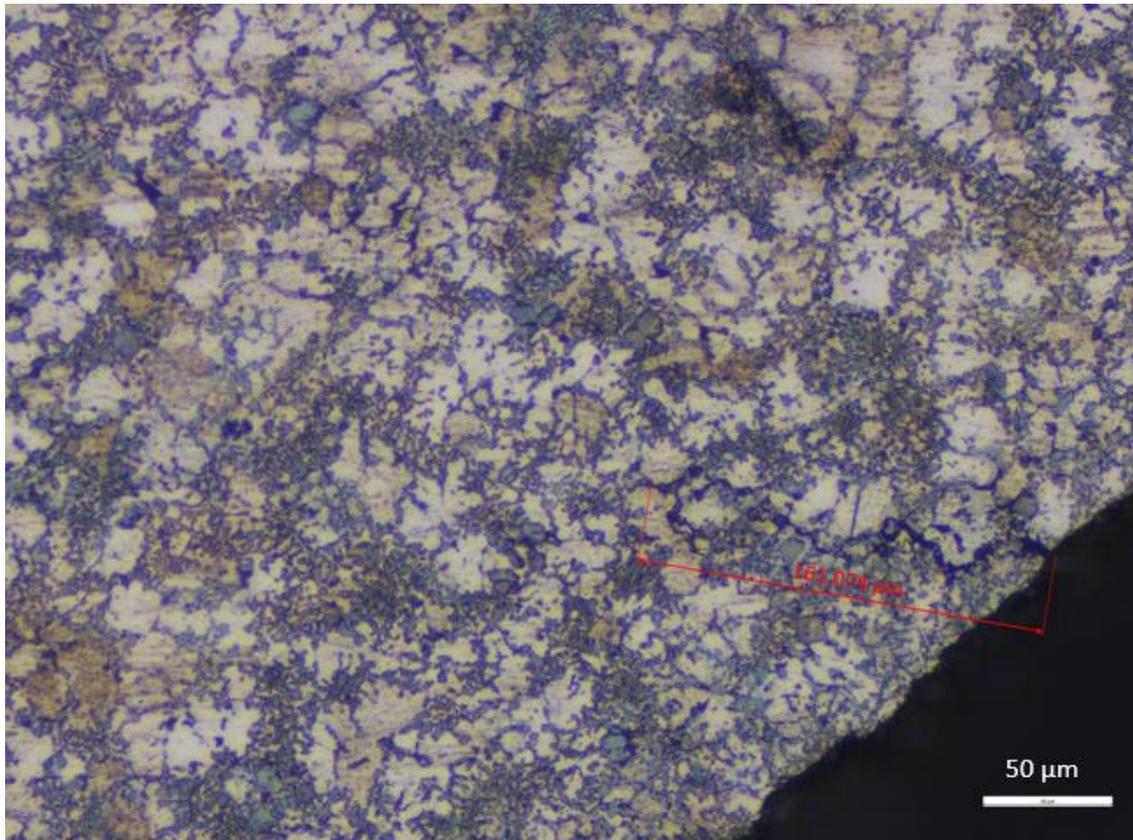


Figura 13.8. Micrografia della cricca con misurazione tramite microscopio, provino attaccato HF, ingrandimento 200x.

In seguito, si vuole analizzare la composizione della microstruttura attorno alla crepa; per una migliore valutazione si sono realizzati diversi provini senza attacco e con attacco HF, per vedere l'evolversi dei vari composti. In figura 13.9. si sono messe a confronto le micrografie dei due provini, in 13.9a attaccato HF, in 13.9b non attaccato; queste due analisi sono state effettuate nella medesima posizione con ingrandimento 500x. Si osserva come la **fase α (Al, Si, Fe, Mn)** è ben rilevabile anche nella foto "b" senza attacco, come precipitato eutettico in forma di filigrana. Si nota come l'attacco acido abbia evidenziato le **particelle di Silicio**; queste si presentano sia in grossi grani cristallini poligonali che sotto forma di eutettico fine. Si apprezzano anche particelle di **CuAl₂** di dimensioni inferiori rispetto a quelle di silicio; queste si presentano sotto forma di chiazze ed isole rotondeggianti, a differenza del silicio che assume la forma di poligoni con spigoli più vivi e definiti e di dimensioni maggiori.

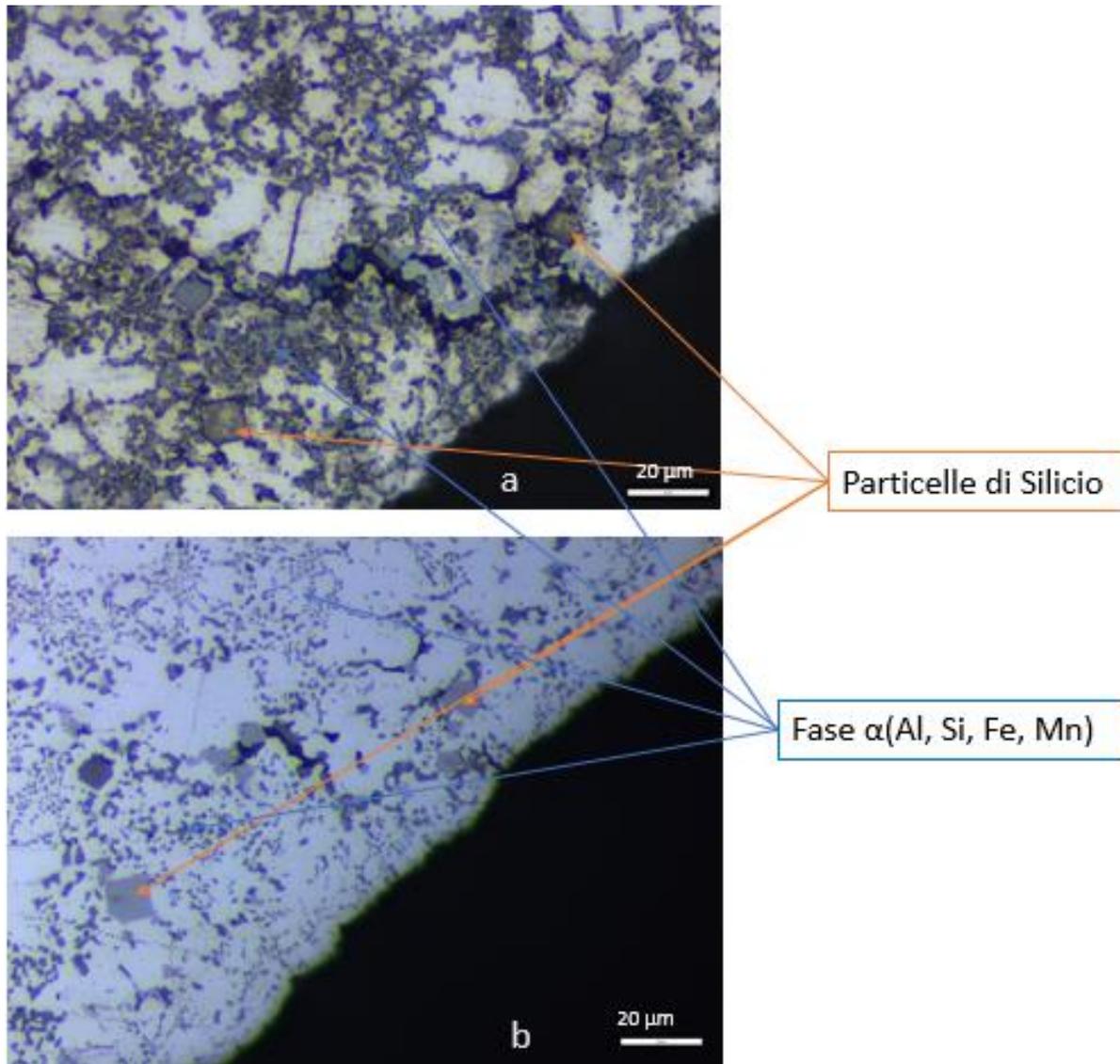


Figura 13.9. Micrografia del provino attaccato HF in a, non attaccato in b; si osserva la presenza della fase α e dei grani di silicio sia di forma poligonale che sotto forma di eutettico fine. Ingrandimento 500x.

Ponendo a confronto il provino che presenta la cricca e quello che, dopo modifiche, non presenta più il difetto, si può osservare come la solidificazione sia diversa soprattutto nella zona a contatto con lo stampo. Nel provino che non presenta la crepa si nota più formazione di fase α a partire dalla superficie, favorito da un maggior raffreddamento dello stampo in quella zona che consente una solidificazione più rapida. Se ci spostiamo nella zona più interna del pezzo, invece, si ottengono le medesime strutture nei due diversi provini. In particolare, in figura 13.10, si può notare la stessa struttura cristallina descritta al *paragrafo 7.1*. Il provino è stato sottoposto ad attacco HF 0,5%, che permette di mettere in risalto i bordi dei grani ed alcuni composti. Si può apprezzare un accrescimento dendritico disposto in diverse direzioni che porta alla formazione di grani di dimensione variabile. Sono presenti inoltre cristalli di silicio e alluminio sovrapposti che compongono l'eutettico, in forma aciculare e cristalli di silicio puro che tendono a separarsi. Apprezzabili anche diverse porosità da ritiro (di forma frastagliata) e qualche porosità da gas (di forma più tondeggianti).

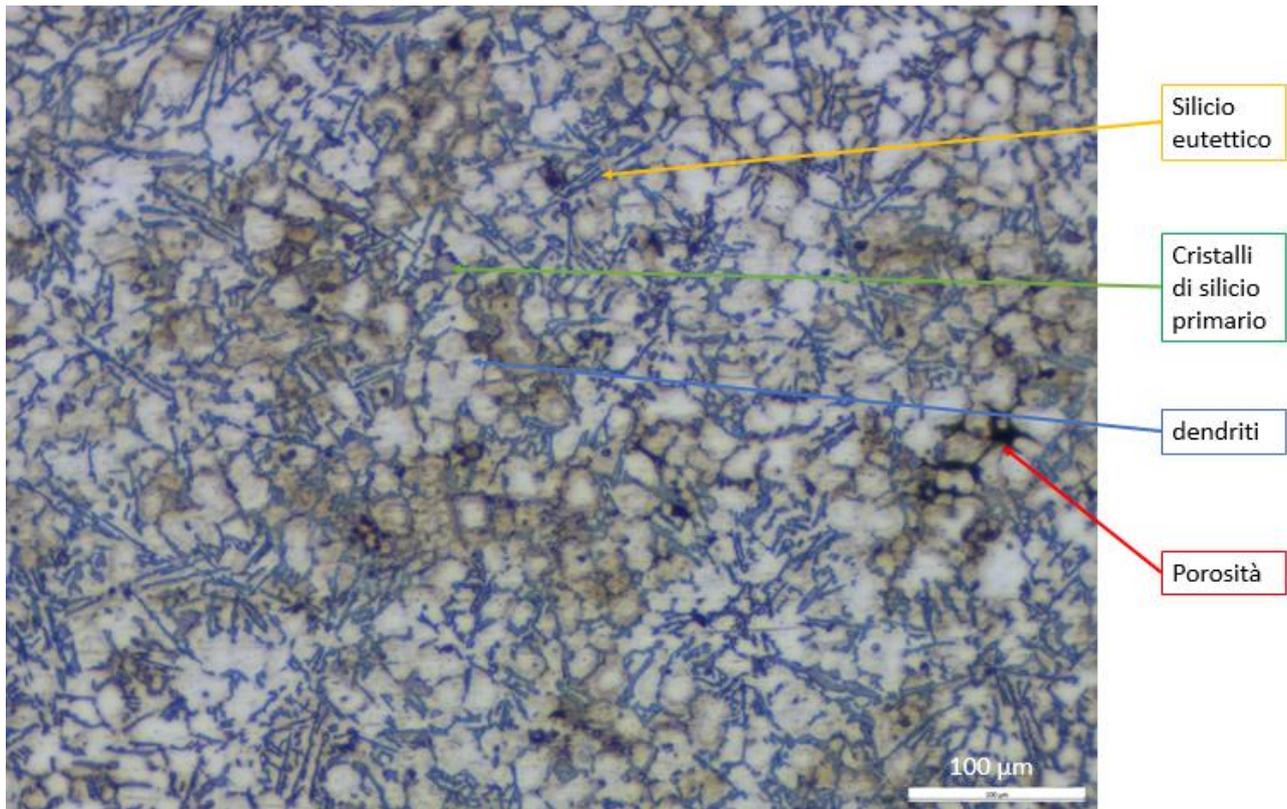


Figura 13.10. Struttura cristallina nella zona più lontana dalla cricca, dove la solidificazione avviene in maniera analoga nei due diversi provini. Ingrandimento 100x, attacco HF.

Dall'analisi microscopica effettuata si possono trarre le seguenti conclusioni:

- Nel provino privo di cricca, la solidificazione ha inizio sia nella parte più interna del pezzo, sia sulla parte a contatto con lo stampo; ciò porta i due fronti di solidificazione a incontrarsi in una zona all'interno del pezzo, dove si riscontrano porosità da ritiro.
- Nel provino che presenta la cricca, contrariamente al punto precedente, la solidificazione inizia nelle zone più interne del pezzo, procedendo in maniera lenta verso la superficie; questo causa una contrazione elevata della superficie con nascita della crepa.
- Apportando la modifica di contenimento che permette di raffreddare in modo più significativo la parte dello stampo, si osserva il miglioramento della solidificazione precisato ai punti precedenti. In particolare, la nucleazione della fase α dopo la modifica della fase di lubrifica e l'ottimizzazione della termoregolazione dello stampo, avviene a partire dalla superficie come desiderato per procedere verso l'interno. Questa osservazione è in accordo con quanto descritto al *paragrafo 7.2*.
- Grazie all'attacco HF svolto sui provini, si possono mettere in evidenza le strutture e i composti che si ottengono. In particolare, siccome la composizione della nostra lega è molto vicina all'eutettico, si ottengono strutture dendritiche di fase α contenente Alluminio, Ferro, Silicio in forma di piccoli aghi e Manganese; in maniera sparsa nella struttura si osservano particelle primarie di Silicio rappresentate da poligoni più o meno regolari.

- La crepa si estende verso l'interno del pezzo per una lunghezza di circa 160 μm ; tale difetto è quindi maggiormente marcato sulla superficie del pezzo dato dalla formazione di protuberanze, piuttosto che nella regione interna dove la profondità è modesta; si osserva tuttavia la presenza di numerose porosità da ritiro.
- Analizzando la sezione più interna del pezzo, quindi più lontana dalla cricca, si apprezza la struttura cristallina classica dei prodotti pressofusi, descritta al *paragrafo 7.1*. La struttura che si ottiene nei due diversi provini è molto simile, in quanto la modifica impostata al processo consente di ottenere miglioramenti nella zona dove si presentava la crepa, lasciando inalterato il raffreddamento nelle altre zone.

14. Influenza dei parametri regolabili tramite PLC.

Come anticipato e precisato più volte nel paragrafo precedente, in caso di non conformità del prodotto per presenza di difetti, si procede tempestivamente a modificare i parametri del processo a bordo macchina tramite PLC o a modificare i dispositivi a corredo dell'attrezzatura (lubrifica, soffio aria ecc.). In questa trattazione si vogliono riportare i principali parametri sui quali si interviene per modificare il processo, analizzando la loro influenza sul risultato finale; bisogna inoltre considerare che esistono vincoli progettuali e limitazioni della macchina e delle attrezzature da rispettare, per cui ogni modifica va apportata in maniera controllata e responsabile dal personale o tecnico addetto.

14.1. Parametri tecnologici inseriti nel PLC.

Come descritto al *{paragrafo 9}*, durante l'esecuzione delle simulazioni del processo di pressofusione, all'interno del software si possono inserire i vari parametri per valutare il settaggio ottimale per la riuscita del pezzo conforme alle aspettative. Conclusa la parte di simulazione e convalidato il processo simulato, è possibile inserire in macchina i vari parametri utilizzati durante la simulazione; alcuni dipendono dal materiale da pressocolare (nel nostro caso sempre alluminio), alcuni dipendono dalla pressa, altri dall'accoppiamento tra pressa e stampo, altri ancora puramente dallo stampo e alcuni dalle caratteristiche del pezzo (area frontale, peso totale).

MIN : 0 MAX : 0		PARAMETRI TECNOLOGICI		sabato 24/02/18 09:50:58		COLOSIO			
Materiale		Alluminio		Help		*da Impostazione Grafico **Dati Tecnici Pressa ***da Pagina Iniezione RT			
Peso Specifico		Solido ρ_{sol} g/cm3	2.70	Liquido ρ_{liq} g/cm3	2.50				
Peso		Peso g	Volume cm3						
■ Totale Getto		■ P_g	8594	■ V_g	3183				
□ Pezzo e Fagioli		□ $P_{p,f}$	4968	□ $V_{p,f}$	1840				
■ Materozza e Canali		■ $P_{m,c}$	3626	■ $V_{m,c}$	1343				
Diametro Materozza		d_m	110.0	mm					
Altezza Materozza		h_m	110.0	mm					
Area Frontale		A_f	2741	cm2					
Area Attacco Colata		A_{ac}	2170	mm2					
Spessore Attacco Colata			3.5	mm					
Spessore Critico		D_c	2.6	mm					
Diametro Pistone Iniezione		d_{in}	110	mm					
Diametro Pistone Idraulico		d_{id}	180	mm					
Lunghezza Utile Contenitore		L_u	728	mm					
Temperatura Min. Scorrimento		T_f	565	°C					
Temperatura Attacco Colata		T_i	650	°C					
Temperatura Superficie Stampo		T_d	200	°C					
Percentuale Solido Ammessa		S	15	%					
Fattore di Conversione		Z	3.8	°C/%					
Pressione Specifica		p_s	500	Bar					
Pressione di Moltiplica		p_M	0	Bar					
Forza Chiusura		F_c	1400	ton					
Peso Materozza		P_m	2822	g					
Peso Canali		P_c	804	g					
Peso Pezzo e Fagioli		$P_{p,f}$	4968	g					
Peso Totale Getto		P_g	8594	g					
Peso Massimo del Getto		P_{gmax}	17296	g					
Quota Contenitore Pieno		$Q_{r100\%}$	366	mm					
Tasso di Riempimento		f	49.7	%					
Quota Attacco Colata		Q_{ac}	398	mm					
Corsa di Riempimento		C_r	194	mm					
Quota Fine Riempimento		Q_{fr}	591	mm					
Corsa di Compressione		C_c	27	mm					
Velocità 1° Fase Massima		v_1	0.61	m/s					
Tempo Massimo Riempimento		t_{fmax}	35	ms					
<input type="checkbox"/> Inserimento Manuale									
Velocità 2° Fase Ideale		v_2	5.47	m/s					
Velocità Attacco Colata		v_{ac}	23.95	m/s					
Rapporto Moltiplica		r_M	2.678						
Pressione Specifica		p_s	500	Bar					
Pressione di Moltiplica		p_M	187	Bar					
Pressione Massima di Moltiplica		p_{Mmax}	191	Bar					
F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	F8	F9	F10
Calcoli	Nomogr.	PQ2			Grafico		Return	Stampa	Allarmi

Figura 14.1. Schermata PLC del settaggio parametri tecnologici.

In figura 14.1 è visualizzata la schermata adibita all'inserimento dei dati che sono già stati utilizzati per la parte di simulazione. La pressione massima applicabile durante il processo è quella indicata con pressione massima di Moltiplica; si deve precisare che la moltiplica agisce alla fine del processo, quando la cavità dello stampo è già interamente riempita e fornisce pressione al metallo aggiuntiva per alimentare la fase del ritiro. L'inserimento dei dati riportati in tabella comporta un settaggio automatico del profilo di iniezione, analizzato nel paragrafo successivo.

14.2. Scelta del profilo di velocità del pistone al PLC.

In figura 14.2 è rappresentata la schermata principale del pannello di controllo che si trova a bordo macchina. Nel grafico è rappresentato il profilo della velocità del pistone di iniezione in funzione della sua corsa.

fino alla quota di 592 mm il pistone si muove a velocità costante. Durante questa fase l'alluminio viene spinto all'interno della cavità per riempirla completamente nel minor tempo possibile per evitare solidificazioni precoci. Successiva a questa fase avviene la decelerazione del pistone, fino al suo arresto, per evitare che si ecceda con le velocità scaturendo fenomeni negativi, analizzati in seguito. Contemporaneamente a questo calo della velocità viene azionata la moltiplica; in seguito sarà chiarito perché solo in questa fase entra in gioco la moltiplica e non prima.

I parametri modificabili nella tabella sono le velocità nelle varie fasi e la loro lunghezza; da precisare che la lunghezza totale della corsa del pistone rimane sempre fissa ed è data dalla somma della corsa nel contenitore più la lunghezza della bussola. Da questa osservazione si può affermare che variando ogni singolo parametro, si ha un effetto diretto anche sugli altri; ad esempio allungando la corsa di prima fase, si ha una diminuzione della seconda. Consideriamo a titolo esemplificativo il pezzo riportato in figura 14.3.



Figura 14.3. Particolare prodotto in FAR.

Apportando modifiche al profilo di velocità del pistone di iniezione, si possono riscontrare difettosità che pregiudicano la conformità del pezzo. In particolare, si nota che aumentando la decelerazione del pistone, si riscontravano giunti freddi come rappresentati in figura 14.4.

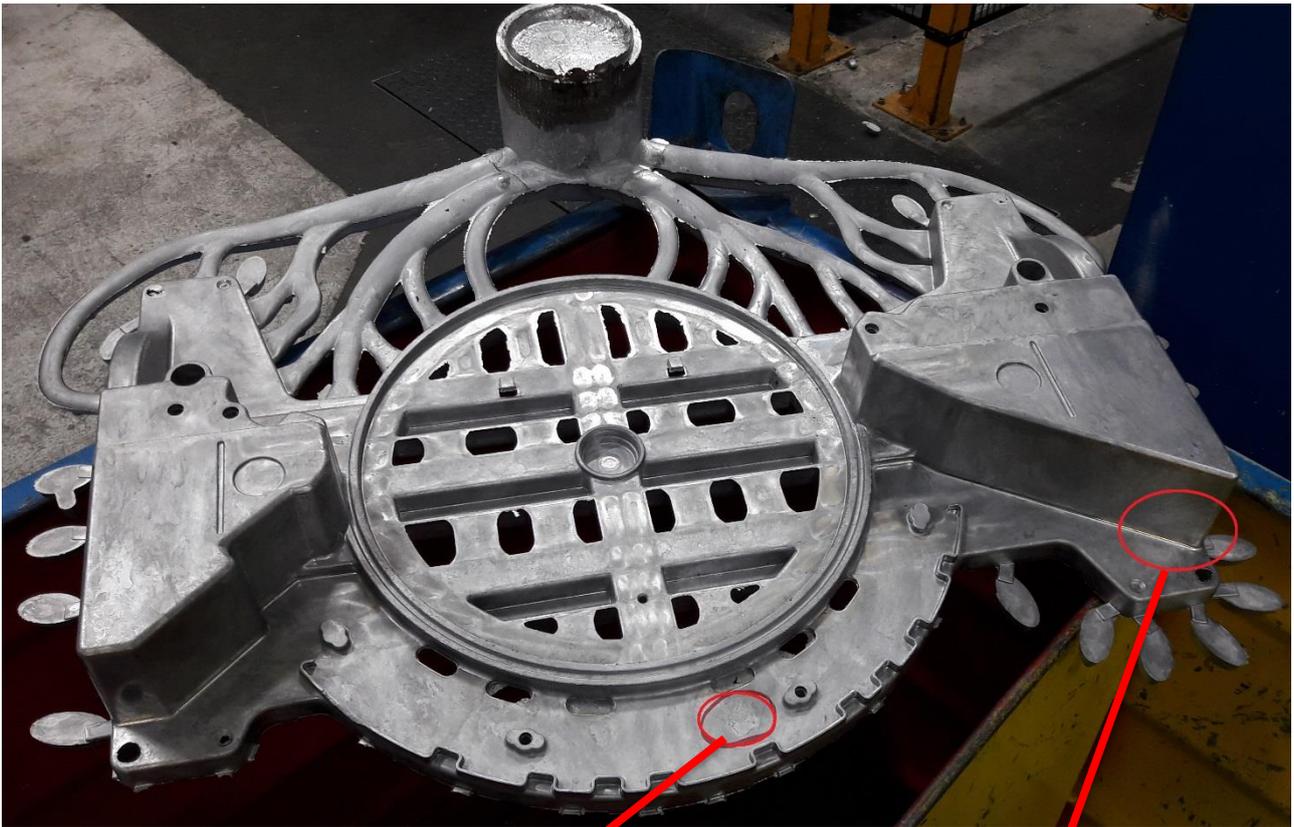


Figura 14.4. Giunti freddi rappresentati nei cerchi in rosso

Le zone dove si presentano i giunti freddi sono quelle più lontane dal pistone di iniezione e di conseguenza dove l'alluminio fuso riempie per ultimo la cavità; questi difetti sono causati dal fatto che l'alluminio giunge in questa zona freddo, scaturendo un'errata solidificazione e formando difetti come giunti freddi, striature e risucchi. Questo fenomeno è scaturito dall'eccessiva decelerazione impostata al pistone che determina velocità minori alla fine della fase di riempimento causando l'aumento del tempo di riempimento, anche se in maniera impercettibile all'operatore ma rilevante per la corretta riuscita del processo.

Il tempo massimo di riempimento, come trattato nel paragrafo 13.2, è fornito dall'*equazione {15}*.

$$t_{fmax} = k \left(\frac{T_i - T_f + SZ}{T_f - T_d} \right) w \quad \{15\}$$

Avendo stabilito il nostro tempo massimo di riempimento, imprimendo una decelerazione troppo spinta, la lega fusa riempie lo stampo con minore velocità impiegando troppo tempo; ciò porta l'alluminio fuso a raggiungere le zone più lontane dagli attacchi di colata con una temperatura troppo bassa che causa la formazione di giunti freddi. Per ovviare a questo problema si possono seguire due diverse strade:

- Aumentare il tempo di riempimento massimo;
- Diminuire il tempo di riempimento effettivo.

Per percorrere la prima strada, l'unico parametro su cui si può lavorare è la temperatura dello stampo; come già specificato in precedenza, oltre la temperatura massima di 300°C non si può andare, poiché lo stress termico risulterebbe eccessivo. Da precisare che gli stampi sono realizzati con acciai speciali per lavorazioni a caldo, con ottime proprietà di resistenza al rinvenimento, ma avvicinandosi troppo alla temperatura di 400°C potrebbe determinarsi un decadimento di tali proprietà.

Diminuire il tempo di riempimento effettivo, a livello pratico significa aumentare la velocità del pistone e quindi la velocità dell'alluminio fuso in fase di riempimento. Supponiamo di spingere al limite la velocità agli attacchi di colata per avere un riempimento più rapido; velocità nella sezione degli attacchi di colata di circa 40 m/s. Adottare valori così elevati comporta a sua volta pressioni del metallo più elevate, che la macchina è in grado di fornire; bisogna considerare però un inconveniente che talvolta può risultare fatale per il corretto utilizzo delle attrezzature. Imprimendo velocità agli attacchi di 40 m/s, si deve tenere conto che nelle zone dove sono state inserite le medaglie (per migliorare il raffreddamento e portare all'esterno della cavità le impurità) si possono ottenere valori vicino ai 150 m/s; ciò è dovuto al fatto che le sezioni alle medaglie sono inferiori rispetto agli attacchi di colata e, rimanendo costante la portata di alluminio, la velocità aumenta proporzionalmente *{equazione 17 paragrafo 9.6.}*. Ricordando poi *l'equazione {16} paragrafo 9.6*, la pressione richiesta al metallo cresce con il quadrato della velocità dell'alluminio, quindi in tale condizione si richiedono alla macchina pressioni elevatissime; pressioni che è in grado di fornire ma che superano la forza di chiusura degli stampi, portandolo "a sbavare". Questo fenomeno è osservabile in figura 14.5, dove si rappresentano a confronto due stampe ottenute con velocità moderate a sinistra, e con velocità eccessive a destra; si nota come nei canali delle medaglie l'alluminio è parzialmente uscito dalle cavità.

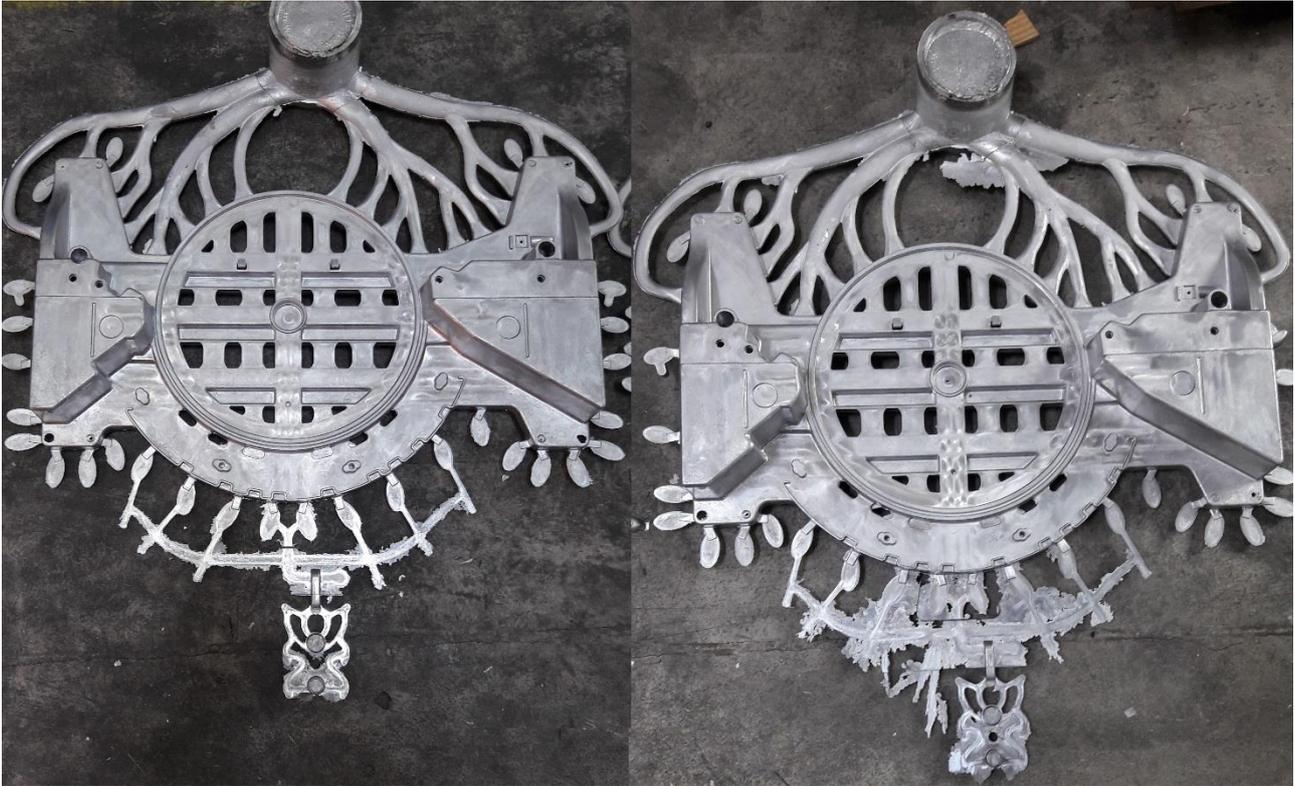


Figura 14.5. Confronto tra velocità di iniezione corrette (a sinistra), elevate (a destra).

Per ovviare a tale problema, ma allo stesso tempo mantenere velocità agli attacchi elevate, per ottenere tempi di riempimenti ridotti, si procede a modificare il profilo di iniezione del pistone (figura 14.2.) in modo da imprimere la decelerazione al pistone nel momento in cui l'alluminio fuso raggiunge le medaglie. Ovviamente tutte queste operazioni di modifica del processo e ottimizzazione del profilo di iniezione del pistone e della velocità dell'alluminio vengono effettuate dal personale tecnico specializzato valutando varie prove con i risultati ottenuti. Il fenomeno definito come sbavatura dello stampo è generato da pressioni troppo elevate richieste alla macchina per spingere l'alluminio fuso ad alta velocità, tali che la pressione esercitata dal metallo fuso superi quella di chiusura dei due semistampi {vedi figura 4.7 paragrafo 4.3}. Questo inconveniente, come trattato nel capitolo 9.6., è riconducibile e deducibile attraverso il diagramma PQ^2 , visualizzabile anche sul pannello di controllo di bordo macchina (Figura 14.6.). La tabella presente nella parte superiore contiene i dati tecnici della macchina in uso; ad ogni diametro del pistone che si può adottare sulla pressa corrispondono diversi volumi di iniezione massimo, superficie stampabile e pressione specifica massima. Questa tabella permette di valutare la fattibilità del processo su una qualsivoglia macchina in base al pezzo che si desidera stampare.

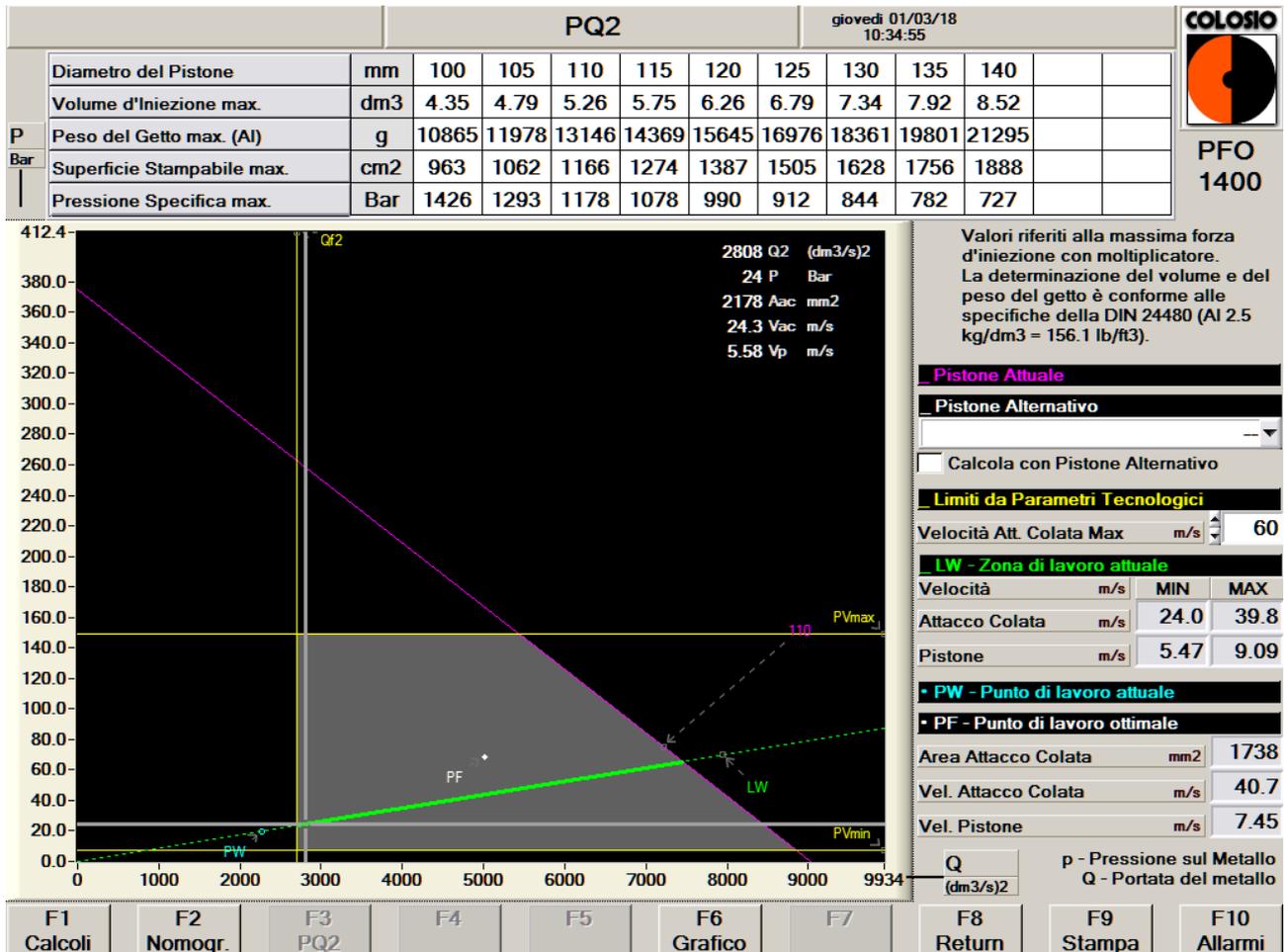


Figura 14.6. Schermata di visualizzazione del diagramma PQ² sul PLC.

Il grafico di figura 14.6 visualizzato sul pannello di controllo, ci fornisce il punto di lavoro attuale del processo, indicato con la sigla PW scritta in azzurro; si consiglia di mantenere il punto di lavoro all'interno della regione grigia. La linea verde rappresenta la linea di lavoro degli stampi, si nota che assume un andamento lineare con l'aumento della portata di alluminio fuso. La linea gialla inferiore con sigla Pmin indica la minima pressione generata dalla velocità di jet; questa velocità è la minima che ci garantisce l'atomizzazione dell'alluminio {equazione 16 paragrafo 9.6}. La linea viola indica la pressione di lavoro del pistone; la linea gialla verticale che delimita la regione grigia a sinistra, indica la minima pressione che corrisponde al tempo di riempimento massimo, stabilito dall'equazione 15 paragrafo 9.6. Infine, la pressione massima del processo è fornita dalla velocità massima agli attacchi inseriti nella tabella visibili a destra.

La schermata di figura 14.7. riporta il nomogramma; questo diagramma ci consente di stabilire la pressione massima che si può esercitare in tale macchina in base alla superficie che si desidera stampare ed al pistone installato.

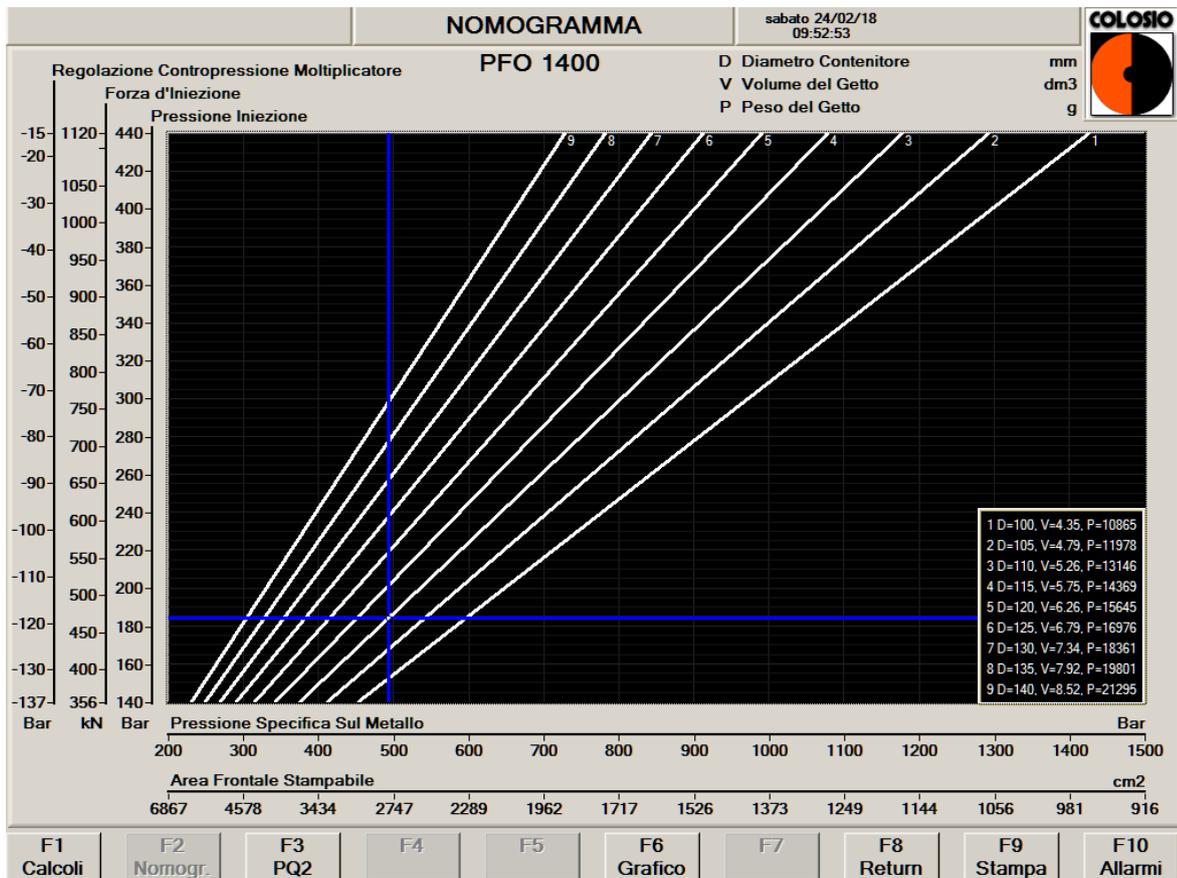


Figura 14.7. Nomogramma visualizzato al PLC.

Nell'angolo in basso a destra sono rappresentati i vari abbinamenti di diametro del pistone, volume della stampata e pressione massima della macchina; a questi corrispondono le varie linee bianche del diagramma. Entrando in una di queste e posizionandoci sull'area frontale che si desidera stampare, il grafico ci fornisce la pressione specifica sul metallo, pressione di iniezione e forza di iniezione.

Conclusioni.

L'analisi svolta sul particolare realizzato in FAR ha permesso di evidenziare come la variazione, anche limitata, dei parametri che governano il processo di pressofusione in alluminio, possa pregiudicare la conformità del prodotto finale. Sebbene le analisi delle simulazioni svolte per progettare lo stampaggio del particolare indicassero già le zone dove si potevano presentare i difetti, non si è riuscito a porre un rimedio al processo prima che si verificasse la non conformità del prodotto in esame. Il pezzo viene ricavato attraverso lo stampaggio in quattro figure; la cricca è stata riscontrata sulle figure numero 2 e 3 (quelle centrali), mentre la n.1 e n.4 risultavano esenti da difetti. Le supposizioni manifestate dopo l'attenta analisi dei risultati delle simulazioni sono state confermate con l'ausilio delle termo-camere installate a bordo macchina; questi dispositivi hanno permesso di evidenziare come le parti stampo delle figure n.2 e n.3 subissero l'innalzamento delle temperature ciclo dopo ciclo (temperature stampo tra i $250 \div 285$ °C), fenomeno responsabile della manifestazione della crepa, catalogata quindi come hot tear (cricca a caldo). Al fine di eliminare il difetto e ripristinare la produzione quanto prima possibile, si è operato a ridurre la temperatura dello stampo generale attraverso l'ottimizzazione della termoregolazione e la modifica della direzione degli ugelli adibiti all'operazione di lubrifica, per ottenere un raffreddamento più localizzato sulle zone dove si presentava la crepa. Quest'operazione ha permesso di ottenere il particolare esente dal difetto; inoltre, la validità dell'intervento effettuato è stato confermato ancora una volta dall'ausilio delle termo-camere, le quali hanno mostrato la riduzione della temperatura degli stampi, che si è stabilizzata sui $215 \div 245$ °C. Si può notare come, a conferma di quanto affermato all'inizio, una variazione anche di pochi gradi sulla temperatura degli stampi sia influente sul manifestarsi di difetti che determinano la conformità del prodotto finale.

L'indagine microstrutturale della zona limitrofa alla cricca ha permesso di comprendere al meglio il fenomeno che causava la nascita di tale crepa; si è proceduto a confrontare le micrografie di due provini appartenenti ad un campione che presentava la cricca ed un campione esente da tale difetto. L'analisi condotta tramite microscopio ottico ha permesso di mettere in evidenza la differenza di solidificazione dei due provini:

- Nel provino che presentava la cricca la solidificazione anziché cominciare nelle zone a contatto con lo stampo, iniziava all'interno del pezzo; si è osservato infatti l'accrescimento dendritico a partire dall'interno, con formazione di fase α (Al,Si,Fe,Mn), per poi scemare avvicinandosi alla superficie. Questo fenomeno causa una contrazione dell'alluminio dalla superficie verso l'interno, in fase di solidificazione, che porta alla nascita della cricca.
- Nel provino esente da cricca, la fase α nuclea con formazione di dendriti, sia a partire dall'interno, sia dalla superficie; come conseguenza si ha una migliore solidificazione delle regioni superficiali ma anche la nascita di porosità da ritiro verso l'interno del pezzo.

La differenza di modalità di solidificazione osservata tramite microscopio ottico è riconducibile alle diverse temperature dello stampo nei due casi: nel provino con cricca lo stampo non asportava calore ostacolando la solidificazione, mentre dopo la modifica del processo illustrata in precedenza, questa parte di stampo, trovandosi a temperatura più bassa permette velocità di raffreddamento maggiori.

L'estensione della crepa verso l'interno è stata attestata attorno ai 160 μm ; grazie all'attacco sui provini svolto con acido fluoridrico (HF allo 0,5%) si è messa in risalto la composizione microstrutturale. Si osserva lo sviluppo di dendriti e silicio eutettico in forma aciculare che si lega all'alluminio, particelle di silicio puro in forma poligonale con spigoli vivi e particelle di CuAl_2 visibili come piccole macchie e isole rotondeggianti.

Infine, si suggerisce una modifica sull'attrezzatura della macchina che svolge l'operazione di stampaggio del prodotto; il difetto riscontrabile si trova in prossimità di un foro passante e di un foro cieco dove viene realizzato il datario. Si suggerisce la sostituzione dell'anima che realizza il foro passante, per le due figure centrali (2 e 3), con un'anima raffreddata internamente tramite un getto d'acqua. Tale variazione richiede anche la revisione del sistema di termoregolazione dello stampo, per inserire i condotti di raffreddamento che devono raggiungere tale anima.

Bibliografia

- [1] Daniele Veschi, "L'alluminio e le sue leghe", *Metallurgia, trattamenti termici, metallografia, proprietà meccaniche e processi fusori*, 1989.
- [2] M. Conserva, G. Donzelli, R. Trippodo, "Alluminio – Manuale degli impieghi", Edimet.
- [3] Luigi Andreoni, Mario Casè, Giorgio Pomesano, "Il processo di Pressofusione", *Quaderni della colata a pressione delle leghe di alluminio*, Edimet.
- [4] I.J.Polmear, "Light alloys".
- [5] Vittorio Gottardi, "I metalli", Libreria Universitaria Patron, 1977.
- [6] Reidar Huglen, "Light metals", T.M.S., 1997.
- [7] William G. Walkington, "Die casting defects – Causes and solutions", NADCA, 2007.
- [8] M. Winkler, L.Kallien, T.Feyertag, "Correlation between process parameters and quality characteristics in aluminium high pressure die casting", NADCA, Die casting congress & exposition, 2015.
- [9] L. Andreoni, M. Casè, G. Pomesano, "Qualità e conformità dei getti pressofusi", *Quaderni della colata a pressione delle leghe di alluminio*, EDIMET (gennaio 1997).
- [10] L. Andreoni, M. Casè, G. Pomesano, "Fenomeni chimico-fisici del processo di pressofusione", *Quaderni della colata a pressione delle leghe di alluminio*, EDIMET (novembre 1994).
- [11] L. Andreoni, M. Casè, G. Pomesano, "Il processo della pressofusione", *Quaderni della colata a pressione delle leghe di alluminio*, EDIMET (maggio 1993).
- [12] A. Zovi, F. Casarotto, "Silafont-36 the low iron ductile die casting alloy development and applications", pp 33-38, *La Metallurgia Italiana* (giugno 2007).
- [13] E. Garibaldi, F. Bonollo, M. Rosso, "Proposal of a classification of defects of high-pressure diecast products", pp 39-46, *La Metallurgia Italiana* (giugno 2007).
- [14] Silvano Leal dos Santos, Renato Altobelli Antunes, Sydney Ferreira Santos, "Influence of injection temperature and pressure on the microstructure, mechanical and corrosion properties of a AlSiCu alloy processed by HPDC", 2015.

- [15] D.R. Gunasegaram, M. Givord, R.G. O'Donnell, B.R. Finnin, *Improvements engineered in UTS and elongation of aluminum alloy high pressure die castings through the alteration of runner geometry and plunger velocity*, *Mater. Sci. Eng. A* 559 (2013) 276–286.
- [16] L.X. Kong, F.H. She, W.M. Gao, S. Nahavandi, P.D. Hodgson, *Integrated optimization system for high pressure die casting processes*, *J. Mater. Process. Technol.* 201 (2008) 629–634.
- [17] K.J. Laws, B. Gun, M. Ferry, *Effect of die-casting parameters on the production of high quality bulk metallic glass samples*, *Mater. Sci. Eng. A* 425 (2006) 114–120.
- [18] R.N. Lumley, D.R. Gunasegaram, M. Gershenzon, R.G. O'Donnell, *Effect of alloying elements on heat treatment response of aluminium high pressure die castings*, *Int. Heat Treat. Surf. Eng.* 4 (2010) 25–32.
- [19] R.N. Lumley, N. Deeva, R. Larsen, J. Gembarovic, J. Freeman, *the role of alloy composition and T7 heat treatment in enhancing thermal conductivity of aluminum high pressure die castings*, *Metall. Mater. Trans. A* 44A (2013) 1074–1086.
- [20] F. Mert, C. Blawert, K.U. Kainer, N. Hort, *Influence of cerium additions on the corrosion behavior of high pressure die cast AM50*, *Corros. Sci.* 65 (2012) 145–151.
- [21] D. Sachdeva, *Insights into microstructure-based corrosion mechanism of high pressure die cast AM50 alloy*, *Corros. Sci.* 60 (2012) 18–31.
- [22] J.-Z. Zhang, K. Liu, D. Fang, X. Qiu, P. Yu, D. Tang, J. Meng, *Microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of high-pressure die-cast Mg–4Al–0.4Mn–xPr (x = 1,2,4,6) alloys*, *J. Alloys Compd.* 480 (2009) 810–819.
- [23] S. Shivkumar, L. Wang, D. Apelian, *Molten metal processing of advanced cast aluminum alloy*, *JOM* 26–32 (1991).
- [24] C. Tian, J. Law, J. Van der Touw, M. Murray, J.-Y. Yao, D. Graham, D. St. John, *Effect of melt cleanliness on the formation of porosity defects in automotive aluminium high pressure die castings*, *J. Mater. Process. Technol.* 122 (2002) 82–93.
- [25] A.M. Samuel, F.H. Samuel, *Various aspects involved in the production of low hydrogen aluminum castings*, *J. Mater. Sci.* 27 (1992) 6533–6563.

- [26] D. Dispinar, J. Campbell, *Critical assessment of reduced pressure test. Part 1: porosity phenomena*, *Int. J. Cast. Met. Res.* 17 (2004) 280–286.
- [27] G. Timelli, F. Bonollo, *The influence of Cr content on the microstructure and mechanical properties of AlSi9Cu3(Fe) die-casting alloys*, *Mater. Sci. Eng. A* 528 (2010) 273–282.
- [28] Q. G. Wang, D. Apelian, D. A. Lados, *Fatigue behaviour of A356/357 aluminum cast alloys. Part II - Effect of microstructural constituents*. *Journal of light metals 1*, Elsevier, 85-97, 2001.
- [29] B.P. Bardes and M.C. Flemings, *Dendrite Arm Spacing and Solidification Time in a Cast Aluminum-Copper Alloy*, *Trans. Am. Foundrymen's Soc.*, Vol 74, 1966, p 406-412.
- [30] B. Zhang, M. Garro, C. Tagliano, *Dendrite arm spacing in aluminum alloy cylinder heads produced by gravity semi-permanent mold*. *Metallurgical Science and Technology*, vol. 21 n° 1, 2003.
- [31] A. Cibula, *The Grain Refinement of Aluminum Alloy Castings by Additions of Titanium and Boron*, *J. Inst. Metals*, Vol 80, 1951, p 1-16.
- [32] L. Bäckerud, *On the Grain Refining Mechanism in Al-Ti-B Alloys*, *Jernkontorets Ann.*, Vol 155, 1971, p 422-424.
- [33] L. Bäckerud, *How Does a Good Grain Refiner Work?*, *Light Met. Age*, Oct 1983, p 6-12.
- [34] L.F. Mondolfo, *Grain Refinement in Aluminum Alloys*, in *Light Metals 1972*, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, p 405-426.
- [35] R.E. Spear, R.T. Craig, and C.R. Howle, *The Influence of Metal Flow on the Grain Morphology in Continuously Cast Aluminum*, *J. Met.*, Vol 23 (No. 10), 1971, p 42-45.
- [36] D.A. Granger and J. Liu, *The Occurrence, Effect and Control of Twinned Columnar Growth in Aluminum Alloys*, *J. Met.*, Vol 35 (No. 6), 1983, p 54-59.
- [37] D.R. Gunasegaram, B.R. Finnin, F.B. Polivka, *Mater. Sci. Technol.* 23 (2007) 847–856.
- [38] M.A. El-Sayed, H.A.G. Salem, A.Y. Kandeil, W.D. Griffiths, *Metall. Mater. Trans. B* 42B (2011) 1104–1109.
- [39] D. Dispinar, J. Campbell, *Mater. Sci. Eng. A* 528 (2011) 3860–3865.

- [40] ASTM Standard B 557.M — 02a, American Society for Testing Materials, Pennsylvania, USA, 2003.
- [41] Anon, *Aluminium Standards and Data — Ingots and Castings*, Australian Die Casting Association, Canberra, 1997.
- [42] E.S. Kim, J.Y. Park, Y.H. Kim, K.H. Lee, *Evaluation of diecasting mold cooling ability by decompression cooling system*, *J. Korea Foundry Soc.* 29 (2009) 238-243.
- [43] Information on <http://www.ptonline.com/kc/articles/moldflow-and-simulation/flow-analysis> (accessed 10.09.25).
- [44] B.H. Hu, K.K. Tong, X.P. Niu, I. Pinwill, *Design and optimization of runner and gate-ing systems for the die casting of thin-walled magnesium telecommunication parts through numerical simulation*, *J. Mater. Technol.* 105(2000) 128–133.
- [45] M.W. Fu, M.S. Yong, *Simulation-enabled casting product defect prediction in die casting process*, *Int. J. Process Res.* 47 (2009) 5203–5216.
- [46] J.Y. Park, E.S. Kim, Y.H. Park, I.M. Park, *Optimization of casting design for auto-mobile transmission gear housing by 3D filling and solidification simulation in local squeeze diecasting process*, *Korean J. Mater. Res.* 16 (2006) 668–675
- [47] Hyuk-Jae Kwon, Hong-Kyu Kwon, *Computer aided engineering (CAE) simulation for the design optimization of gate system on high pressure die casting (HPDC) process*, Department of Civil Engineering, Cheongju University, Cheongju-city, Choongnam, South Korea, (2018).
- [48] Michel L. Cox, Rex R. Fisch, John P. Wronowicz, R. Allen Miller, “PQ² machine power and die compatibility”, NADCA, aprile 2015.
- [49] F. Bonollo, E. Fiorese, G. Timelli, L. Arnberg, A.R. Adamane “*StaCast: linee guida per la progettazione di getti in lega di alluminio*”, 2014.
- [50] F. Bonollo, E. Gariboldi, P. Parona, *Handbook of defects in high pressure diecastings*, Associazione Italiana di metallurgia (AIM), Milano (2010).
- [51] J. Campbell, *Complete Casting Handbook - Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design Castings*, 1st edn Oxford, Elsevier Butterworth- Heinemann (2011).

[52] G. Timelli, S. Ferraro, F. Groselle, F. Bonollo, F. Voltazza, L. Capra, *Mechanical and microstructural characterization of high-pressure die-cast Al alloys*, *La Metallurgia Italiana* No.1 5-17 (2011).

[53] Andrea Morri, *Correlazioni tra microstruttura e proprietà meccaniche ed effetto della permanenza in temperatura in leghe Al-Si-Mg ed Al-Cu trattate termicamente*. Università Politecnica delle Marche, 2009-2010.

[54] M. Rosso, A. Montedoro, *Trattamenti della lega fusa*. Imer Rovigo, Associazione Italiana di Metallurgia - Igiene delle leghe da fonderia, Rovigo 25-26 ottobre 2012.