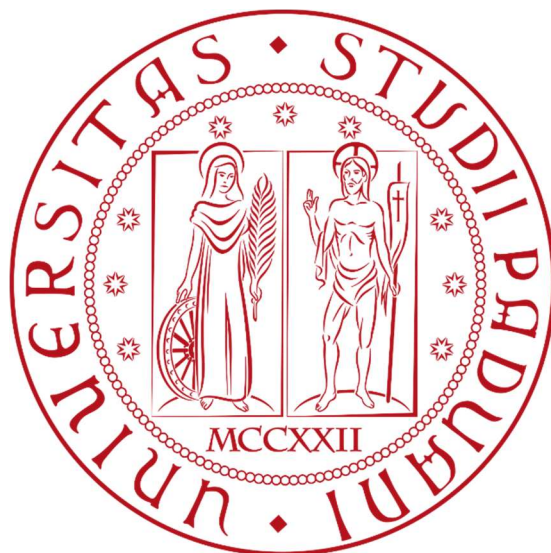


UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

**DIPARTIMENTO DI TECNICA E GESTIONE DEI SISTEMI
INDUSTRIALI**



CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA GESTIONALE

OTTIMIZZAZIONE DI LEGHE DI ALLUMINIO PER LA REALIZZAZIONE DI COMPONENTI PRESSOCOLATI

Relatore: Ch.mo Prof. Franco Bonollo

Correlatore: Ing. Alessandro De Mori

Laureando: Michele Primo Craighero

Anno accademico 2021/2022

SOMMARIO

La produzione di leghe di alluminio primarie richiede ingenti quantità di energia e, di conseguenza, elevati volumi di emissioni di gas serra. La produzione di leghe secondarie, ottenute attraverso il processo di riciclo, consente un risparmio di energia che può arrivare fino al 95%. Le leghe di alluminio secondarie risultano perciò vantaggiose sia dal punto di vista economico che dal punto di vista dell'impatto ambientale, ma in genere non garantiscono le stesse performance meccaniche delle leghe di alluminio primarie. Nel seguente lavoro si è andati a ricercare una lega secondaria che rispettasse definite prestazioni meccaniche da utilizzare per un componente prodotto in pressocolata. È stata condotta una caratterizzazione meccanica e microstrutturale di tre leghe secondarie ottenute andando a variare la composizione chimica della lega primaria AlSi10MnMg (EN AC-43500), ed è stata scelta la lega ottimizzata per la produzione del getto pressocolato.

INDICE

INDICE FIGURE	I
INDICE TABELLE	VII
CAPITOLO 1: LEGHE DI ALLUMINIO	1
1.1 IL RUOLO DELL'ALLUMINIO SULL'IMPATTO AMBIENTALE.....	1
<i>1.1.2 Alluminio nel settore automotive.....</i>	<i>1</i>
<i>1.1.2 Leghe di alluminio secondarie</i>	<i>2</i>
1.2 LEGA PRIMARIA EN AC 43500	4
<i>1.2.1 Descrizione della lega primaria EN AC 43500</i>	<i>4</i>
<i>1.2.2 Effetto degli elementi in lega.....</i>	<i>4</i>
<i>1.2.3 Fasi tipiche</i>	<i>6</i>
CAPITOLO 2: CASO STUDIO	9
2.1 PROGETTO SMARTI 4.0	9
2.2 DESCRIZIONE DELLO STAMPO E SENSORIZZAZIONE.....	11
<i>2.2.1 Descrizione dello stampo di riferimento</i>	<i>11</i>
<i>2.2.2 Sensorizzazione dello stampo</i>	<i>11</i>
2.3 SCELTA DELLE LEGHE DA ANALIZZARE	17
<i>2.3.1 Metodo di analisi</i>	<i>17</i>
<i>2.3.2 Risultati</i>	<i>18</i>
<i>2.3.3 Ottimizzazione</i>	<i>25</i>
<i>2.3.4 Scelta delle leghe</i>	<i>27</i>
CAPITOLO 3: IL PROCESSO DI PRESSOCOLATA	29
3.1 DESCRIZIONE DEL PROCESSO.....	29
<i>3.1.1 Generalità.....</i>	<i>29</i>
<i>3.1.2 Fasi del processo</i>	<i>31</i>
3.2 DIFETTI NELLA PRESSOCOLATA	33
CAPITOLO 4: PROCEDURA SPERIMENTALE	37
4.1 PRODUZIONE DEI GETTI DA ANALIZZARE	37
4.2 ANALISI IN LABORATORIO.....	40
CAPITOLO 5: ANALISI DEI DATI E RISULTATI SPERIMENTALI	45
5.1 CARATTERIZZAZIONE MICROSTRUTTURALE	45
<i>5.1.1 Difetti microstrutturali</i>	<i>45</i>
<i>5.1.2 Fasi ricche in ferro.....</i>	<i>53</i>

<i>5.1.3 Osservazioni SEM e EDS</i>	56
5.2 ANALISI AI RAGGI X	61
5.4 PROVE DI TRAZIONE	63
CAPITOLO 6: CONCLUSIONI	69
INDICE BIBLIOGRAFICO	73
APPENDICE	77

INDICE FIGURE

CAPITOLO 1

Figura 1.1 *Emissioni globali di CO₂ per settore [2].*

Figura 1.2 *principali applicazioni finali per i prodotti di alluminio in Europa nel 2018 [3].*

Figura 1.3 *fluidità (mm, asse y) al variare della % di Silicio (asse x) in leghe Al-Si [8].*

Figura 1.4 *esempio di fase β [6].*

Figura 1.5 *aspetto delle fasi lamellari β -Al₅FeSi e δ -Al₄FeSi₂ [10].*

Figura 1.6 *esempio di struttura a ideogramma cinese (Chinese script) [11].*

CAPITOLO 2

Figura 2.1 *struttura del progetto SMARTI 4.0.*

Figura 2.2 *getto di riferimento.*

Figura 2.3 *posizione delle termocoppie virtuali [14].*

Figura 2.4 *curva di iniezione [14].*

Figura 2.5 *tempi ciclo [14].*

Figura 2.6 *circuiti di termoregolazione [14].*

Figura 2.7 *variabili del DoE [14].*

Figura 2.8 *Correlation Matrix: Variabili vs Obiettivi [14].*

Figura 2.9 *Parallel Chart: confronto termocoppie e obiettivi sul provino 5 [14].*

Figura 2.10 *stampo NADIA sensorizzato.*

Figura 2.11 *frazioni di solido in condizione di equilibrio termodinamico [15].*

Figura 2.12 *frazioni di solido in condizione di solidificazione di Scheil-Gulliver [15].*

Figura 2.13 *frazione totale di α -Fe rispetto allo sludge factor (SF) [15].*

Figura 2.14 *frazione totale di α -Fe (in alto) e di β -Fe (in basso), al variare del tenore di Mn e Fe [15].*

Figura 2.15 *temperatura di formazione dello sludge rispetto alla frazione di sludge [15].*

Figura 2.16 *la colonna a sinistra riporta la frazione totale di α -Fe (tondi) e β -Fe (rombi) rispetto allo Sludge Factor. La colonna a destra riporta la frazione di sludge primario rispetto allo sludge factor [15].*

Figura 2.17 *temperatura di formazione dello sludge rispetto allo Sludge Factor. La fase α -Fe è indicata con dei tondi e β -Fe con dei rombi [15].*

Figura 2.18 *densità a differenti temperature all'interno dell'intervallo di solidificazione sulla colonna di sinistra. Viscosità del liquido in funzione della temperatura nell'intervallo di solidificazione sulla colonna di destra [15].*

CAPITOLO 3

Figura 3.1 *rappresentazione schematica di una macchina da pressocolata a camera fredda [18].*

Figura 3.2 *stampo da pressocolata [18].*

Figura 3.3 *curve di posizione, pressione e velocità del pistone durante il ciclo di iniezione [20].*

Figura 3.4 *esempio di stampo con metallizzazione [21].*

Figura 3.5 *esempio di blisters [21].*

CAPITOLO 4

Figura 4.1 *isola di pressocolata utilizzata per la campionatura con centralina di acquisizione Electronics (a sinistra).*

Figura 4.2 *parametri di iniezione per la campionatura.*

Figura 4.3 *dati acquisiti dalla centralina Electronics in un ciclo di iniezione.*

Figura 4.4 *aggiunta di silicio rispetto alla lega base $AlSi_{10}MnMg$.*

Figura 4.5 *(1) provino per prova di resilienza; (2) provino a sezione circolare per prova di trazione; (3) provino per prova di tensocorrosione; (4) piastra centrale del getto; (5) provino a sezione piatta per prova di trazione con una termocoppia; (6) provino a sezione piatta per prova di trazione con due termocoppie; (7) appendice rastremata per valutare la colabilità.*

Figura 4.6 *provino a sezione circolare soggetto alla prova di trazione statica.*

Figura 4.7 *provini sezionati.*

Figura 4.8 *sezioni inglobate per le analisi metallografiche.*

Figura 4.9 *sezione metallografica prima e dopo attacco Keller (rispettivamente a sinistra e a destra).*

Figura 4.10 *sezione metallografica prima e dopo l'attacco con acido solforico (rispettivamente a sinistra e a destra).*

CAPITOLO 5

Figura 5.1 *confronto tra sezioni da 2 mm di spessore delle quattro leghe.*

Figura 5.2 *ingrandimenti della sezione di 2 mm di spessore della lega $AlSi_{10}MnMg$ (lega A).*

Figura 5.3 *ingrandimenti di grani di α -Al solidificati prematuramente nella lega B, sezione da 2mm di spessore.*

Figura 5.4 *confronto tra sezioni da 6 mm di spessore delle quattro leghe.*

Figura 5.5 *ingrandimenti di grani di α -Al solidificati prematuramente nella lega B, sezione da 6mm di spessore.*

Figura 5.6 *frazione percentuale di eutettico sulle sezioni da 6mm di spessore.*

Figura 5.7 *ingrandimenti delle bande di segregazione su sezioni da 6mm di spessore.*

Figura 5.8 *confronto tra sezioni circolari delle quattro leghe.*

Figura 5.9 *scoria sulla sezione circolare della lega D.*

Figura 5.10 ingrandimenti della sezione circolare della lega A. Immagini prese sul bordo della sezione (a sinistra), in corrispondenza della banda di segregazione (al centro) e a cuore della sezione (a destra).

Figura 5.11 frazione percentuale di eutettico sulle sezioni circolari.

Figura 5.12 immagini prese dal centro delle sezioni circolari. Indicate con frecce rosse le fasi ricche in ferro più grossolane.

Figura 5.13 percentuale di area occupata dalle fasi ferrose (in alto), diametro medio e massimo equivalente (in basso).

Figura 5.14 fasi ricche in ferro su sezione circolare della lega B.

Figura 5.15 fase sludge su sezione circolare della lega D.

Figura 5.16 confronto al SEM tra sezioni tonde delle leghe A, B e D.

Figura 5.17 fase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ nella lega A.

Figura 5.19 fasi $\alpha\text{-Fe}$ e $\pi\text{-Fe}$ nella lega C.

Figura 5.20 fasi $\alpha\text{-Fe}$ con morfologia cinese script nella lega D.

Figura 5.21 agglomerato di fasi aciculari nella lega D.

Figura 5.22 immagine e spettri della scoria nella lega D.

Figura 5.23 immagini rappresentative delle piastre analizzate ai raggi X.

Figura 5.24 *percentuale di area occupata dalle porosità, diametro massimo e medio equivalente delle porosità sulle piastre centrali del getto.*

Figura 5.25 *curve tensione-deformazione medie di a) provini piatti e b) provini a sezione circolare.*

Figura 5.26 *grafici dei valori medi di tensione di rottura (UTS), tensione di snervamento (Y_s) e allungamento percentuale a rottura ($A\%$).*

Figura 5.27 *distribuzione di Weibull per la tensione di rottura (UTS) e l'allungamento a rottura ($A\%$) nei provini piatti.*

Figura 5.28 *provini piatti con una termocoppia (a) e con due termocoppie (b).*

Figura 5.29 *superfici di frattura dei provini piatti per le leghe A e B.*

CAPITOLO 6

Figura 6.1 *proprietà meccaniche raggiunte rispetto ai KPI obiettivo.*

INDICE TABELLE

CAPITOLO 1

Tabella 1.1 *composizione chimica in getti della lega EN AC 43500 secondo la normativa EN 1706:2020 [7].*

CAPITOLO 2

Tabella 2.1 *KPI proprietà meccaniche obiettivo.*

Tabella 2.2 *valori massimi e minimi registrati dalle termocoppie [14].*

Tabella 2.3 *range di composizioni analizzate in peso percentuale.*

Tabella 2.4 *pesi e punteggi assegnati alle composizioni chimiche analizzate [15].*

Tabella 2.5 *valore nominale dei tenori di Si, Fe e Mn.*

CAPITOLO 4

Tabella 4.1 *composizione chimica reale delle leghe sperimentali.*

CAPITOLO 5

Tabella 5.1 *valore di sludge factor (SF) e temperatura di formazione dello sludge (Ts) per ogni lega.*

Tabella 5.2 *valori medi di tensione di rottura (UTS), tensione di snervamento (Ys) e allungamento percentuale a rottura (A%).*

Tabella 5.3 *valori ricavati dall'analisi della distribuzione di Weibull.*

Tabella 5.4 *valori relativi alla distribuzione di Weibull per provini piatti con una e due termocoppie.*

Tabella 5.5 *valori del modulo di Weibull e differenza rispetto a quelli calcolati utilizzando tutti i provini piatti.*

Capitolo 1

Leghe di alluminio

1.1 Il ruolo dell'alluminio sull'impatto ambientale

1.1.2 Alluminio nel settore automotive

L'Unione Europea si è prefissata l'obiettivo di ridurre le emissioni di gas serra dell'80-95% rispetto al 1990 entro il 2050. Dalla *Figura 1.1* si può vedere come quasi un quarto del totale delle emissioni in UE deriva dal settore dei trasporti, con il trasporto su gomma responsabile del 72% delle emissioni per l'intero settore. Dal 1990 ad oggi le emissioni di gas serra dovute al trasporto su gomma sono cresciute del 28%, prevalentemente a causa di un incremento della domanda. I veicoli prodotti negli ultimi dieci anni presentano comunque un miglioramento dal punto di vista delle emissioni, frutto degli standard europei applicati al settore [1].

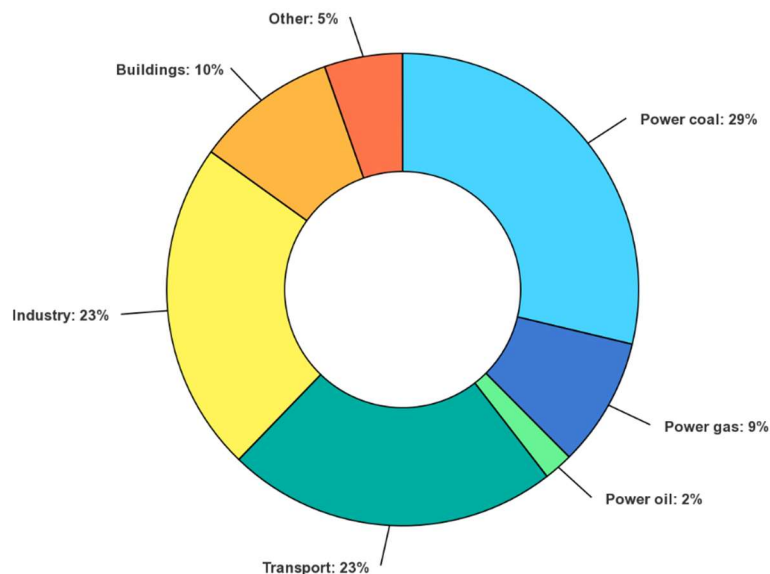


Figura 1.1 Emissioni globali di CO₂ per settore [2].

L'alleggerimento delle vetture è il modo più efficace per ridurre i consumi e di conseguenza le emissioni di gas serra. L'utilizzo di alluminio nelle auto è passato dai 35 kg nel 1975 ai quasi 200 kg al giorno d'oggi. Si calcola che per 200 kg di alluminio che rimpiazzano l'acciaio in un'automobile le emissioni di CO₂ calano fino a 8 g/km, portando ad un risparmio massimo di 46 litri di carburante all'anno [3]. La riduzione del peso resa possibile grazie all'utilizzo dell'alluminio si rivela vantaggiosa anche per i veicoli elettrici e plug-in hybrid, i quali hanno riscontrato un aumento delle

vendite del 300% tra il 2017 e il 2020 [1]. Un'auto più leggera implica una maggiore autonomia, una maggiore accelerazione e distanze di frenata più brevi, garantendo complessivamente una miglior esperienza di guida. Le innovazioni nel campo dei processi di produzione e nello sviluppo di nuove leghe di alluminio hanno portato all'ottenimento di prodotti aventi sempre migliori proprietà meccaniche (rigidezza, tensioni di rottura e snervamento, tenacità) mantenendo le caratteristiche di qualità superficiale e resistenza a corrosione tipiche del materiale [4]. Grazie alla sua bassa densità (2700 kg/m^3) e ottima formabilità, l'alluminio risulta essere il materiale ideale per la riduzione del peso delle vetture, senza andare ad inficiare la sicurezza. Si prevede che entro il 2050 la richiesta di alluminio primario per il settore della mobilità crescerà del 55%. Come mostrato in *Figura 1.2*, attualmente in Europa più del 40% dei prodotti di alluminio sono destinati nel settore della mobilità.

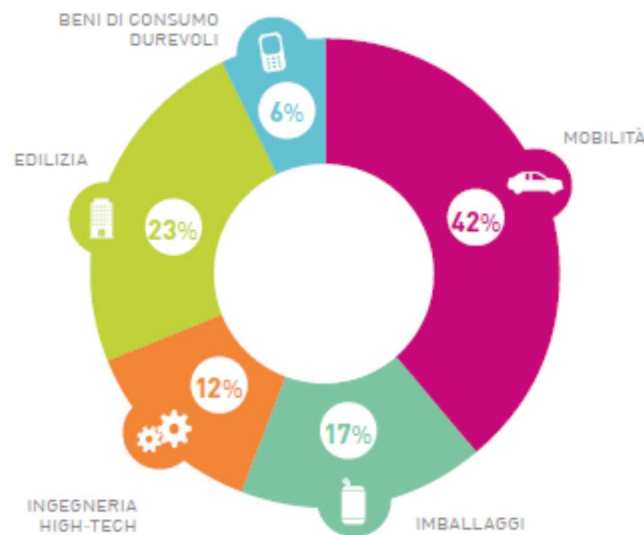


Figura 1.2 principali applicazioni finali per i prodotti di alluminio in Europa nel 2018 [3].

1.1.2 Leghe di alluminio secondarie

L'alluminio è il secondo metallo più usato al mondo, superato solo dall'acciaio. La produzione di alluminio primario richiede ingenti quantità di energia e di conseguenza elevati volumi di emissioni di CO_2 . Attraverso il riciclo è possibile ridurre le emissioni del 93% circa [5]. Il riciclo, inoltre, permette di risparmiare il 95% dell'energia necessaria per la produzione primaria. L'utilizzo di leghe secondarie innovative può portare quindi ad una riduzione dell'energia spesa nella produzione, delle emissioni e dei costi. Ad oggi il 53% della produzione europea di alluminio proviene da fonti riciclate [3].

La principale problematica che insorge nella produzione ed utilizzo di leghe secondarie è la presenza di impurezze ed elementi inquinanti contenuti nel rottame. Tra questi il più frequente è senza dubbio il ferro il quale, legandosi con l'alluminio, genera dei composti intermetallici che riducono la duttilità

della lega e la lavorabilità alle macchine utensili. Con i convenzionali trattamenti di fonderia risulta difficile diminuire la presenza di ferro dall'alluminio fuso, quindi, data la convenienza economica che si ha nell'utilizzo di leghe secondarie, negli ultimi anni il livello di ferro nelle leghe è mediamente aumentato, arrivando a raggiungere fino al 2% in peso [6]. Il ferro in lega può avere anche effetti positivi ad esempio, nel processo di pressocolata, consente di allungare la vita dello stampo e facilita l'estrazione dei getti.

1.2 Lega primaria EN AC 43500

1.2.1 Descrizione della lega primaria EN AC 43500

Una grande maggioranza dei getti in alluminio sono prodotti con leghe Al-Si, grazie alla loro ottima colabilità. Tra queste rientra la lega EN AC 43500, chiamata anche AlSi₁₀MnMg commercialmente nota come *Silafont*[®]-36. La lega è una lega da pressocolata, indicata per la produzione di getti a pareti sottili, ha un'ottima lavorabilità alle macchine utensili, un'elevata resistenza alla corrosione e si presta alla saldatura. Grazie alla possibilità di trattare termicamente la lega è possibile ottenere un ampio range di proprietà meccaniche, pertanto i getti prodotti con AlSi₁₀MnMg trovano applicazione in svariati settori. La composizione chimica della lega, definita dalla normativa EN 1706:2020, viene riportata in *Tabella 1.1*.

LEGA		ELEMENTI												
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Impurezze singole	Impurezze globali
EN AB 43500	min	9,0			0,40	0,15								
	max	11,5	0,20	0,03	0,80	0,60	-	-	0,07	-	-	0,15	0,05	0,15
AlSi ₁₀ MgMn	min	9,5			0,50	0,10								
	max	11,5	0,15	0,03	0,8	0,50	-	-	0,10	-	-	0,15	SR	0,03

Tabella 1.1 composizione chimica in getti della lega EN AC 43500 secondo la normativa EN 1706:2020 [7].

1.2.2 Effetto degli elementi in lega

Gli effetti dei principali elementi presenti nella lega AlSi₁₀MnMg vengono discussi in seguito.

Silicio

Il silicio è l'elemento che più influisce sulla fluidità della lega. La fluidità di una lega è inversamente proporzionale all'ampiezza dell'intervallo di solidificazione, così come si può vedere in *Figura 1.3*, dove si riporta il diagramma di fase Al-Si e i valori di fluidità riscontrati.

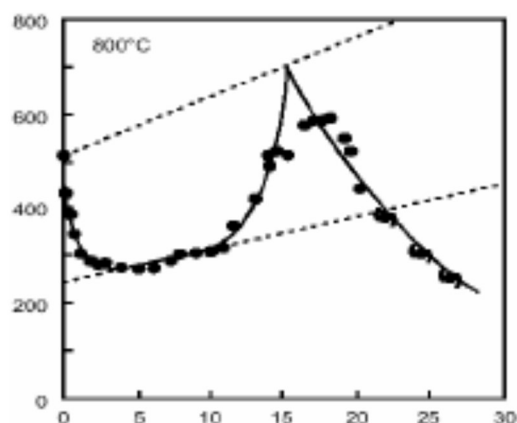


Figura 1.3 fluidità (mm, asse y) al variare della % di Silicio (asse x) in leghe Al-Si [8].

Ne consegue che la massima fluidità di una lega Al-Si si raggiunge con concentrazioni di silicio prossime all'eutettico (12,5% in peso). La fluidità è una proprietà fondamentale delle leghe da fonderia in quanto migliora la colabilità del materiale, tuttavia il silicio ha un effetto infragilente e viene perciò utilizzato in grandi quantità (18-20%) solamente per componenti che devono resistere ad usura. La presenza di silicio riduce fortemente il ritiro volumetrico in fase di solidificazione e limita la criccabilità a caldo.

Manganese

Il manganese rafforza la lega per soluzione solida, ma ne diminuisce la duttilità. Questo elemento consente di controllare la morfologia delle fasi ricche in ferro, rendendole meno gravose. L'aggiunta di manganese aiuta anche a ridurre il fenomeno della metallizzazione tra lega e stampo.

Magnesio

Il magnesio migliora la resistenza alla corrosione della lega ma ne peggiora la colabilità. In presenza di silicio o di rame è possibile rafforzare la lega per precipitazione di fase con degli adeguati trattamenti termici (andando a formare Mg_2Si o Al_2CuMg).

Rame

Il rame viene utilizzato per innalzare le proprietà meccaniche della lega e migliorarne la lavorabilità alle macchine utensili. Con l'aggiunta di rame viene peggiorata la colabilità, oltre che la resistenza a corrosione. Attraverso dei trattamenti termici è possibile far precipitare la fase Al_2Cu ottenendo un incremento delle proprietà meccaniche.

Stronzio

Lo stronzio viene utilizzato per modificare la morfologia del silicio eutettico, da lamellare a globulare, innalzando così la duttilità. Lo stronzio consente anche di "distribuire" sul volume del getto le porosità da ritiro.

Ferro

Il ferro essendo spesso presente nel rottame usato per la rifusione, è il principale elemento inquinante nelle leghe secondarie. La presenza di ferro comporta la formazione di diversi composti intermetallici. Il composto più deleterio è la fase $\beta-Al_5FeSi$, una fase di forma lamellare che induce una concentrazione delle tensioni, riducendo di conseguenza le proprietà di duttilità e di resistenza a fatica della lega. Un altro composto tipico che si forma in presenza di ferro è la cosiddetta *Sludge phase* ($\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$). Tale fase ha un'elevata durezza e può formarsi direttamente nel bagno liquido. La

presenza di ferro in lega comporta anche dei vantaggi: viene ridotto il fenomeno della metallizzazione, rendendo meno difficoltosa l'estrazione dei getti dallo stampo. Una maggiore quantità di ferro implica una maggior vita degli stampi in acciaio: l'alluminio liquido, data l'alta affinità tra alluminio e ferro, tende a corrodere l'acciaio e tale effetto viene mitigato dalla presenza di ferro in lega.

1.2.3 Fasi tipiche

Le fasi secondarie tipiche presenti nei getti pressocolati con la lega $AlSi_{10}MnMg$ vengono discusse di seguito.

$\beta-Al_5FeSi$

$\beta-Al_5FeSi$ è una fase stabile a reticolo monoclinico che si forma in condizioni di equilibrio (velocità di raffreddamento minori di $20\text{ }^\circ\text{C/s}$). La fase ha una forma lamellare (che appare aciculare nella vista in sezione), risulta quindi essere dannosa per le proprietà meccaniche del materiale, dato che tale morfologia induce una concentrazione delle tensioni che porta a minori allungamenti e minor resistenza a fatica. Maggiori sono le dimensioni di questa fase, maggiori sono gli effetti deleteri apportati [6]. In *Figura 1.4* è possibile vedere un esempio di fase β .

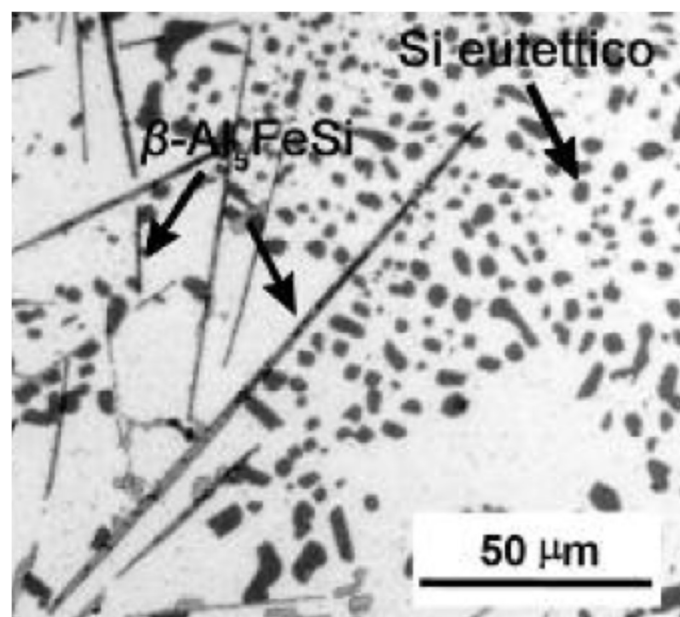


Figura 1.4 esempio di fase β [6].

$\delta-Al_4FeSi_2$

Questa fase presenta una morfologia lamellare del tutto analoga a quella della fase $\beta-Al_5FeSi$, e possiede un reticolo ortorombico [9]. $\delta-Al_4FeSi_2$ è una fase primaria tipica delle leghe Al-Si ipereutettiche, ma in condizioni di elevate velocità di raffreddamento si può formare anche in leghe

ipoeutettiche. A causa della somiglianza tra la morfologia delle fasi β - Al_5FeSi e δ - Al_4FeSi_2 , è spesso difficile distinguere le due fasi se presenti simultaneamente [10]. In *Figura 1.5* si riporta un'immagine delle due fasi ottenuta al microscopio elettronico.

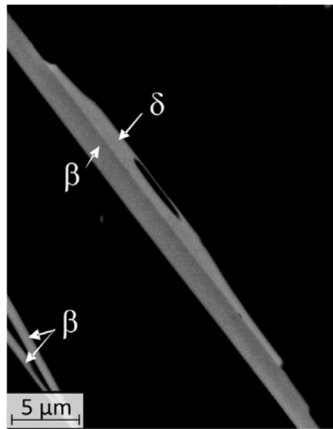


Figura 1.5 aspetto delle fasi lamellari β - Al_5FeSi e δ - Al_4FeSi_2 [10].

α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$

In condizioni di elevate velocità di raffreddamento e con aggiunte di manganese è possibile cambiare la morfologia delle fasi ricche in ferro, ottenendo così la fase α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ anziché la dannosa β - Al_5FeSi . La fase α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ha una struttura cristallina cubica e nelle sezioni metallografiche si può presentare in forma poliedrica, a stella o a “ideogramma cinese” (Chinese script) come si può vedere dalla *Figura 1.6*. La morfologia di questa fase la rende meno deleteria rispetto alle fasi con forma lamellare [6].



Figura 1.6 esempio di struttura a ideogramma cinese (Chinese script) [11].

Mg₂Si

Fase secondaria ottenibile mediante trattamento termico con effetto rafforzante [11].

Sludge phase

I composti intermetallici ricchi in ferro possono nucleare e accrescere già nel bagno liquido ad una temperatura maggiore di quella della formazione delle dendriti di alluminio primario. I composti che si formano in queste condizioni vengono chiamati *sludge* e, data la densità maggiore rispetto al liquido, essi tendono a depositarsi sul fondo del forno di mantenimento o della camera di iniezione. La tendenza a generare questo tipo di fase viene predetta attraverso un'equazione empirica che calcola lo *Sludge Factor (SF)*:

$$\text{Sludge Factor (SF)} = (1 \times \text{wt.\%Fe}) + (2 \times \text{wt.\%Mn}) + (3 \times \text{wt.\%Cr}).$$

La temperatura di formazione dello sludge dipende fortemente dalla concentrazione di ferro, essa pertanto viene calcolata come segue:

$$\text{Temperatura di formazione sludge [°C]} = 645.7 + 34.2 \times (\text{wt.\%Fe})^2.$$

La formazione di sludge, oltre a ridurre la capacità del forno di mantenimento nel tempo, modifica la composizione chimica del liquido impoverendolo di ferro, incrementando perciò la probabilità di metallizzazione tra lega e stampo. Inoltre lo sludge riduce la fluidità della lega, ed essendo il precipitato duro e fragile riduce la lavorabilità alle macchine utensili [12, 13].

Capitolo 2

Caso studio

2.1 Progetto SMARTI 4.0

Smart Manufacturing for an Automotive Tier 4.0 (SMARTI 4.0) è un progetto di ricerca proposto da MECCANICA CAINELLI S.r.l. della durata di 48 mesi, iniziato in data 20/01/2020. Gli obiettivi prioritari del progetto sono:

- acquisizione di competenze specifiche in ambito di progettazione di leghe da pressocolata attraverso tecniche di simulazione per svolgere lo studio in maniera più efficiente, riproducendo il componente in laboratorio senza l'ausilio del processo di colata più dispendioso e lento;
- acquisizione di know-how relativamente all'additive manufacturing in sostituzione della tradizionale campionatura in sabbia;
- attuazione di una completa digitalizzazione dell'isola da pressocolata in grado di monitorare in tempo reale il processo.

Il progetto SMARTI 4.0 si articola in 5 diversi obiettivi realizzativi (OR) descritti in *Figura 2.1*.

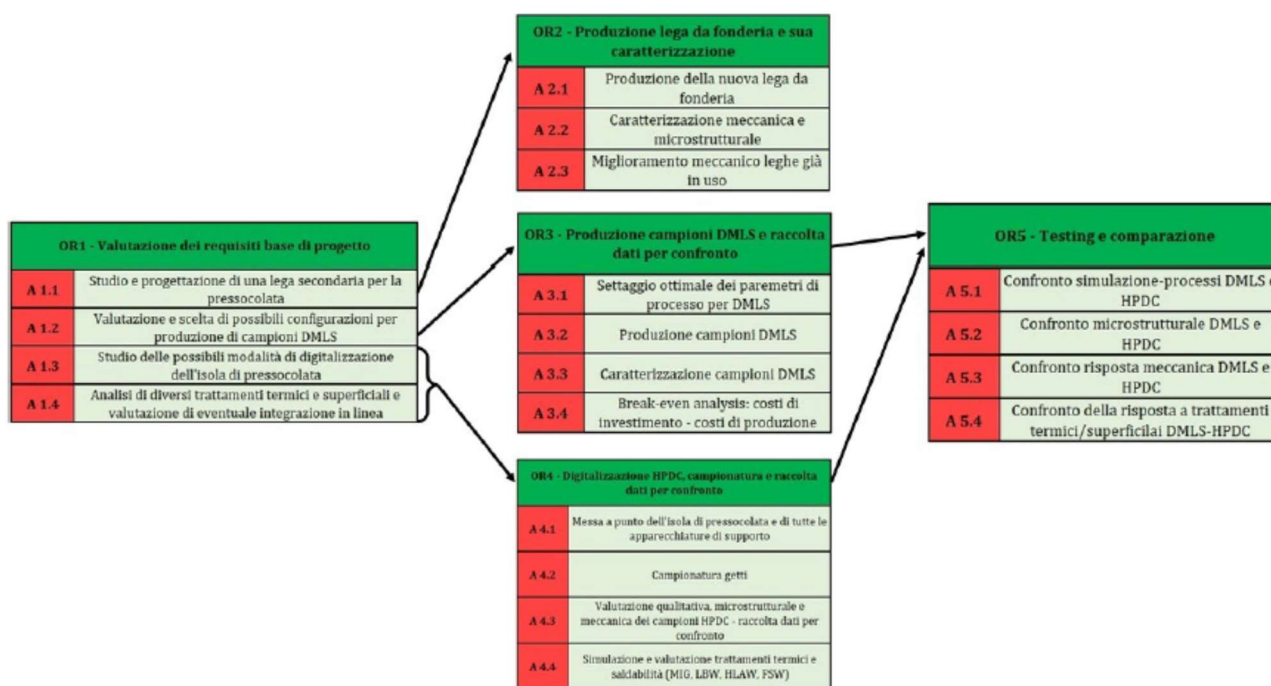


Figura 2.1 struttura del progetto SMARTI 4.0.

Il lavoro di tesi mira a portare a termine il secondo obiettivo realizzativo, il quale prevede i seguenti deliverables:

- produzione di 50 getti di riferimento, utilizzando lo stampo previsto dalla normativa CEN TR 16748;
- caratterizzazione meccanica delle leghe prodotte, con prove di trazione su provini piatti e tondi, analisi microstrutturale per definire la percentuale di precipitati in lega ed eventuali difetti riscontrabili;
- ottenimento delle caratteristiche meccaniche minime tipicamente indicate dai costruttori automotive per componenti pressocolati presentati in *Tabella 2.1*.

Tensione di snervamento (MPa)	Tensione di rottura (MPa)	Allungamento a rottura (%)
150 – 180	≥ 215	≥ 1

Tabella 2.1 KPI proprietà meccaniche obiettivo.

2.2 Descrizione dello stampo e sensorizzazione

2.2.1 Descrizione dello stampo di riferimento

Lo stampo utilizzato è quello definito dallo standard CEN TR 16748 come stampo di riferimento per la pressocolata, progettato e testato nell'ambito del Progetto NADIA (New Automotive components Designed for and manufactured by Intelligent processing of light Alloys – EU IPs-SMEs, Contract n. 026563-2, 2006-2010). La *Figura 2.2* mostra il getto di riferimento per la produzione di provini HPDC.

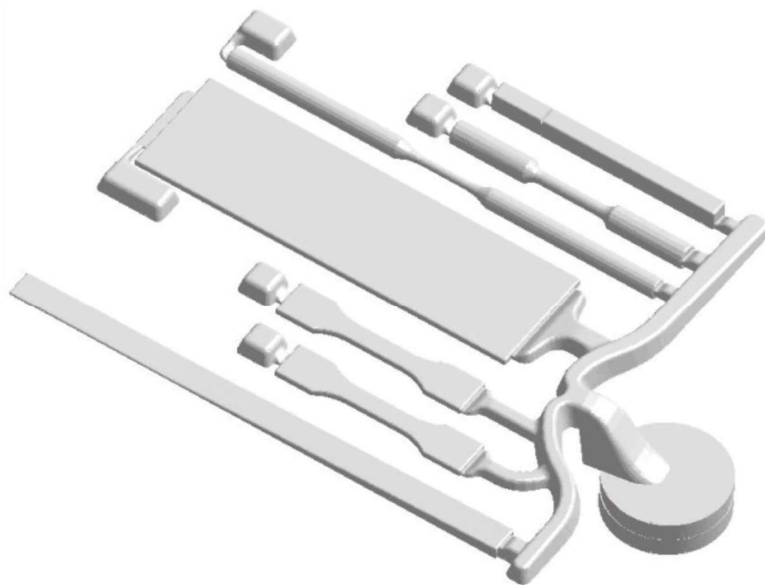


Figura 2.2 *getto di riferimento.*

La normativa suggerisce questa tipologia di getto per andare a valutare le proprietà meccaniche di leghe Al-Si da utilizzare in pressocolata. Al fine di testare le caratteristiche della lega, il getto di riferimento presenta tre provini di trazione (due piatti e uno circolare), un provino per prove di resilienza, un provino per prove di tensocorrosione, un provino per verificare la fluidità.

2.2.2 Sensorizzazione dello stampo

Per andare a caratterizzare correttamente le leghe prodotte è necessario verificare che i getti vengano realizzati con le stesse condizioni di processo, per questa ragione sono state posizionate tre termocoppie all'interno dello stampo con lo scopo di controllare la dinamica di lavoro dello stampo durante il processo produttivo [14].

Il posizionamento delle termocoppie è stato definito a seguito di un'analisi di sensitività condotta da EnginSoft [14]. Poiché non tutte le zone dello stampo sono ugualmente sensibili alla variazione dei parametri di processo, lo studio preliminare ha permesso di identificare il numero e la posizione

proficua dei sensori nello stampo. Per mezzo di una campionatura virtuale nella quale sono state variate le variabili di processo, attraverso la creazione di un apposito DoE, si è monitorato quanto registrato dai sensori e la qualità dei componenti prodotti.

La campionatura virtuale prevede una fase di impostazione nella quale si definiscono:

- le potenziali posizioni delle termocoppie;
- le variabili di processo;
- il DoE da calcolare.

Per l'ubicazione potenziale dei sensori si prendono in considerazione le zone utili da monitorare, in questo caso i due provini piatti che verranno utilizzati per le prove di trazione. La posizione delle termocoppie virtuali presentata in *Figura 2.3*.

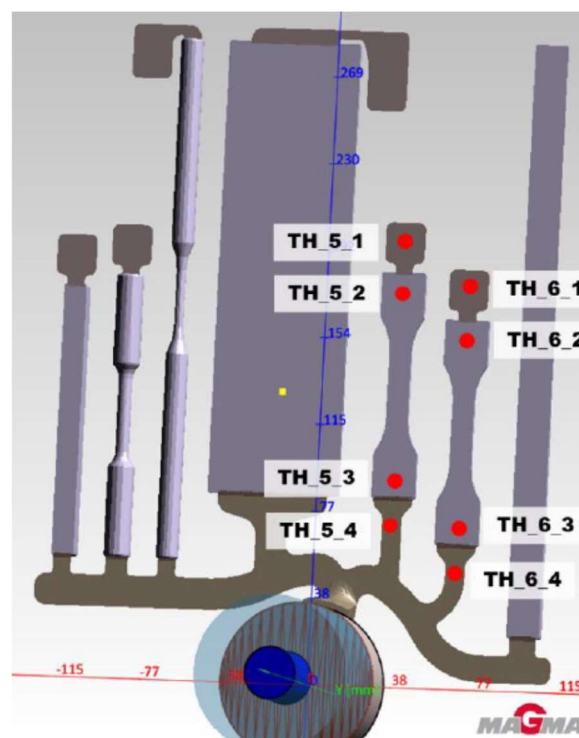


Figura 2.3 *posizione delle termocoppie virtuali [14].*

Per il calcolo virtuale la lega considerata è $\text{AlSi}_{10}\text{MnMg}$ (EN AC 43500), con una temperatura del forno di mantenimento di 690°C . Siccome nella simulazione non è prevista la camera di iniezione per risparmiare tempo di calcolo, la temperatura della lega è stata impostata a 660°C in condizione di camera piena, tenendo così in considerazione il degrado termico. La simulazione è stata svolta a regime termico considerando la presenza di circuiti di termoregolazione alimentati ad acqua a 130°C . In *Figura 2.4, 2.5, 2.6* sono rappresentati rispettivamente la curva di iniezione, i tempi ciclo e i circuiti di termoregolazione.

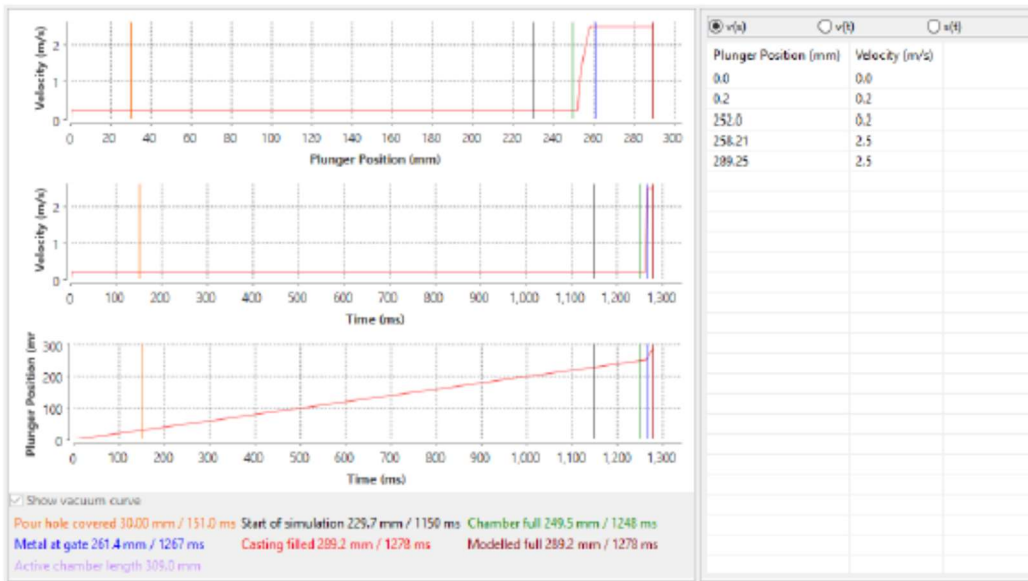


Figura 2.4 curva di iniezione [14].

Operazione	Tempo Progressivo [s]
Inizio iniezione	0
Fine iniezione	1,278
Apertura matrice fissa (pezzo si stacca dalla fissa)	8
Estrazione	10
Inizio lubrificazione**	12
Fine lubrificazione**	16
Inizio soffiatura	16
Fine soffiatura*	20
Fine chiusura*	25
Versamento lega	28

Figura 2.5 tempi ciclo [14].

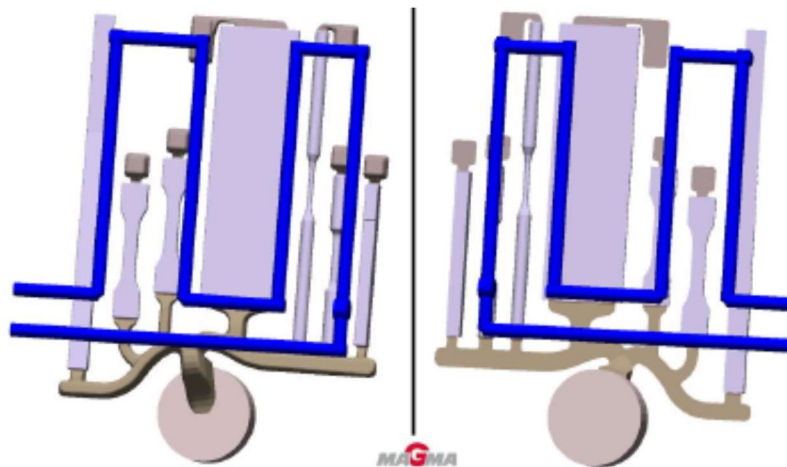



Figura 2.6 circuiti di termoregolazione [14].

Il DoE viene definito andando a configurare un piano di differenti designs da testare in funzione della variazione di specifiche variabili. Le variabili scelte sono:

- la curva di iniezione, in particolare il punto di commutazione e la velocità di seconda fase;
- la temperatura di inizio colata;
- il tempo di lubrifica e soffiatura.

Le variabili sono riassunte nella *Figura 2.7*.

 **Design Variables**

Design Variable	Lower Limit (mm)	Upper Limit (mm)	Step (mm)	Dependency
<input checked="" type="checkbox"/> Filling - Acceleration Phase - Start - At Plunger Position	250.0	290.0	10.0	<None>
Design Variable	Lower Limit (m/s)	Upper Limit (m/s)	Step (m/s)	Dependency
<input checked="" type="checkbox"/> Filling - Second Phase - Velocity	1.0	4.0	0.5	<None>
Design Variable	Lower Limit (s)	Upper Limit (s)	Step (s)	Dependency
<input checked="" type="checkbox"/> 001 Spraying - End Condition - Duration	0.5	3.0	0.5	<None>
<input checked="" type="checkbox"/> 002 Blowing - End Condition - Duration				{001 Spraying - End Condition - Durati
Design Variable	Lower Limit (°C)	Upper Limit (°C)	Step (°C)	Dependency
<input checked="" type="checkbox"/> Cast Alloy Class - Initial Temperature	650.0	680.0	10.0	<None>

Figura 2.7 variabili del DoE [14].

Per controllare la qualità del pezzo sono stati considerati due criteri (Obiettivi):

- *Temperature*: criterio che controlla la temperatura della lega durante la fase di riempimento dei due provini piatti ed evidenzia in particolare i valori minimi raggiunti. Questo criterio permette di considerare la presenza o meno di giunti freddi o mancati riempimenti;
- *Air*: criterio che controlla la massa dell'aria rimasta intrappolata nei due provini piatti durante la fase di riempimento, in particolare è interessante valutare il valore massimo.

L'analisi dei risultati viene svolta utilizzando grafici riassuntivi che permettono di vedere la distribuzione dei designs calcolati in funzione di Variabili-Obiettivi-Termocoppie, in particolare i grafici utilizzati per questa analisi sono:

- Correlation matrix: permette di verificare il grado di correlazione fra due categorie messe a confronto;
- Parallel design: permette di verificare in un unico grafico le correlazioni che vi sono fra tutte le categorie in gioco.

In *Figura 2.8* e *2.9* sono riportati esempi di correlation matrix e parallel design.

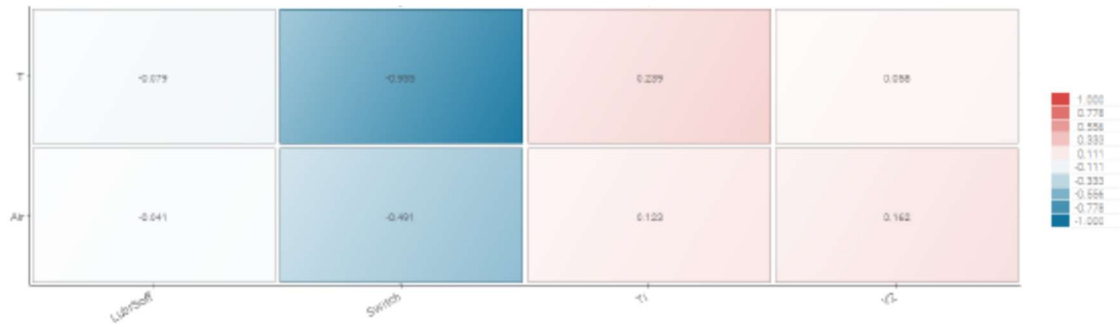


Figura 2.8 Correlation Matrix: Variabili vs Obiettivi [14].

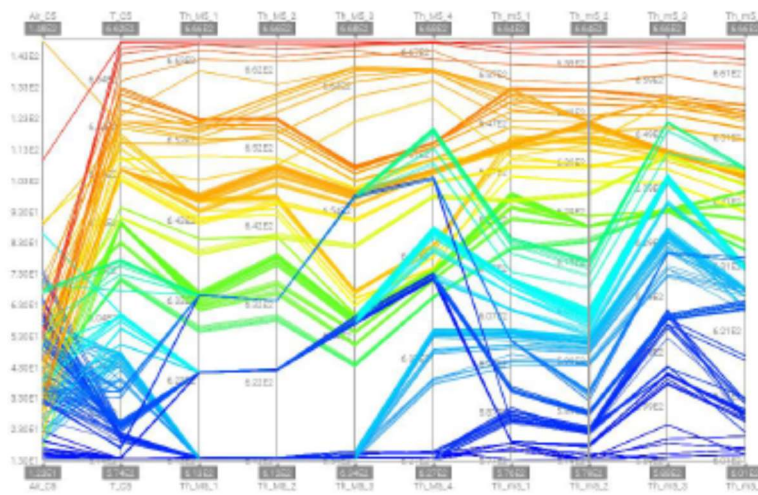


Figura 2.9 Parallel Chart: confronto termocoppie e obiettivi sul provino 5 [14].

Dal confronto delle correlation matrix variabili-obiettivi si è riscontrato che la qualità dei due provini viene fortemente influenzata dal punto di switch e, progressivamente in maniera più debole, dalla variazione della temperatura iniziale della lega e dalla velocità di seconda fase. Analogo risultato si ottiene dal confronto fra le variabili e le temperature massima e minima registrate dalle termocoppie. Come si può vedere in *Tabella 2.2*, i valori massimi e minimi misurati dai sensori mostrano un'ampiezza di circa 80°C, indicando una buona sensibilità alle variazioni del processo.

	Th_5_1	Th_5_2	Th_5_3	Th_5_4	Th_6_1	Th_6_2	Th_6_3	Th_6_4
Tmax	665,65	666	667,85	667,89	665,8	665,87	667,42	666,86
Tmin	576,52	579,34	588,81	601,04	576,81	579,95	592,59	590,06
Δ	89,13	86,66	79,04	66,85	88,99	85,92	74,83	76,8

Tabella 2.2 valori massimi e minimi registrati dalle termocoppie [14].

L'analisi svolta con il diagramma delle coordinate parallele vede il confronto fra le termocoppie posizionate nel singolo provino con la qualità registrata. Si è notata una buona fasciatura per le termocoppie 5.2, 5.4 e 6.2, 6.4. Tale fasciatura permette di individuare con buona precisione la variazione qualitativa del provino.

In conclusione, si è scelto di sensorizzare lo stampo andando ad inserire le termocoppie 5.2, 6.2 e 6.3, escludendo le posizioni 5.4 e 6.4 perché si è preferito inserire la termocoppia sulla superficie del provino. La *Figura 2.10* mostra l'attività di inserimento sensori nello stampo NADIA, eseguita dallo stampista SAEN.

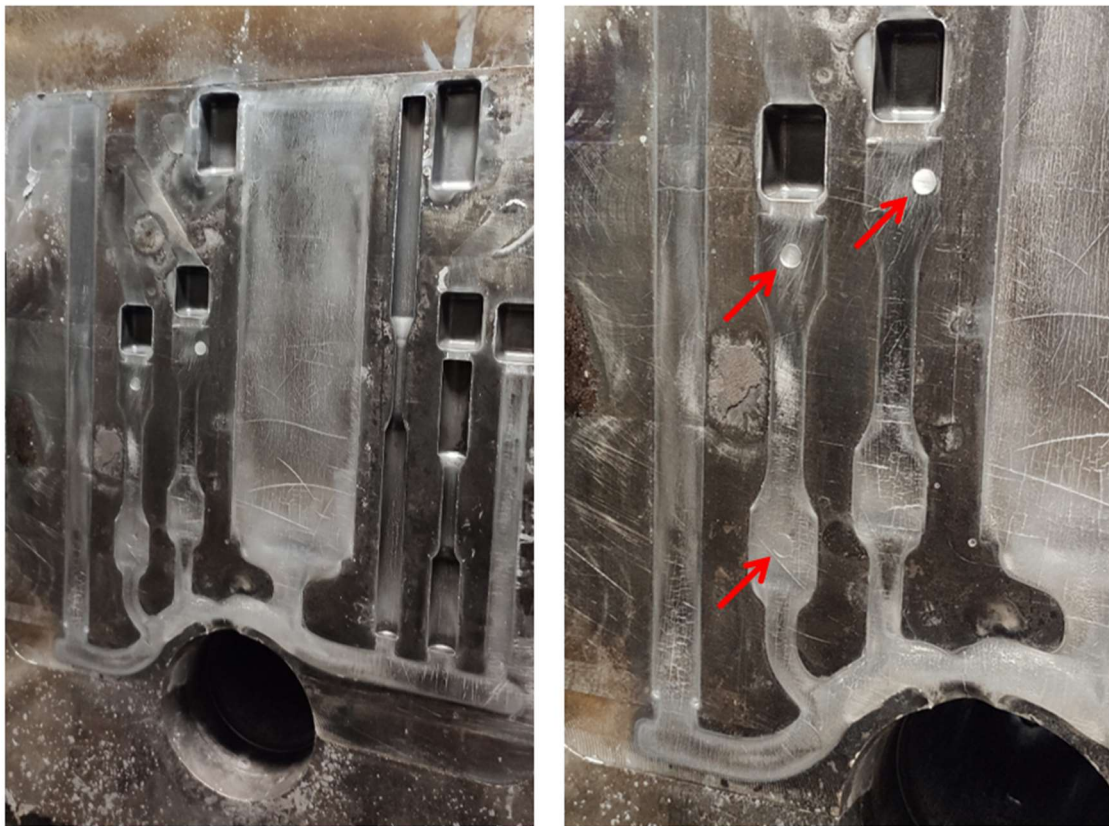


Figura 2.10 stampo NADIA sensorizzato.

2.3 Scelta delle leghe da analizzare

Le leghe da analizzare sono state scelte a partire dai risultati dell'attività A1.1 del progetto SMARTI 4.0, parte dell'obiettivo realizzativo OR1. L'attività A1.1 prevede lo "Studio e progettazione di una lega secondaria per HPDC", con l'obiettivo di stimare e ottimizzare la composizione chimica della lega a partire dalla AlSi₁₀MnMg (EN AC 43500). Lo studio è stato condotto da KTH (Royal Institute of Technology – Stockholm) [15].

La lega primaria AlSi₁₀MnMg contiene una bassa percentuale di impurezze, tra le quali il ferro. Piccole tracce di ferro sono inevitabili, ma risultano vantaggiose nell'andare a ridurre la probabilità di metallizzazione tra lega e stampo. Tuttavia il ferro ha bassa solubilità con la matrice di alluminio, pertanto si generano dei precipitati intermetallici tra i quali α -Fe (Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂) e β -Fe (Al₅FeSi). Le fasi intermetalliche ricche in ferro possono precipitare già nel bagno fuso formando la fase "sludge", una fase dura e fragile che riduce la duttilità e la lavorabilità alle macchine utensili. L'utilizzo di leghe secondarie porta a benefici sia dal punto di vista economico che da quello ambientale, ma contengono una maggiore quantità di ferro. L'aggiunta di elementi in lega è mirata in questo caso a tenere sotto controllo la quantità di sludge e rendere meno dannose le fasi intermetalliche.

2.3.1 Metodo di analisi

Seguendo il metodo Calphad (CALculation of PHase Diagrams), sono stati condotti calcoli termodinamici utilizzando il software Thermo-Calc (versione 2021a). Il metodo Calphad è diventato negli anni un potente strumento utilizzato nello sviluppo di nuovi materiali e processi. Esso consente di calcolare lo stato di equilibrio di un sistema termodinamico basandosi sulla minimizzazione dell'energia libera di Gibbs, avendo come input temperatura, pressione e composizione chimica del sistema [16].

Sono state calcolate più di 3000 composizioni chimiche all'interno del range descritto in *Tabella 2.3*.

	Si	Mg	Mn	Fe
Min	10.0	0.25	0.10	0.10
Max	11.5	0.35	0.80	0.40
Δ	0.5	0.10	0.05	0.05

Tabella 2.3 range di composizioni analizzate in peso percentuale.

Gli altri elementi in lega presenti sono 0.1% Ti, 0.035% Zn e 0.025% Cu.

2.3.2 Risultati

Nella presentazione dei risultati si farà riferimento ad una lega prototipo con composizione 10.5% Si, 0.35% Mg, 0.80% Mn e 0.20% Fe. Tale lega rientra nel range di composizione analizzato e, partendo da questa, è stata variata la quantità di elementi. Malgrado le figure e i risultati siano limitati a questa specifica composizione, gli andamenti e le valutazioni del caso si possono estendere alle altre leghe del range di analisi.

In *Figura 2.11* e *2.12* si espone la frazione delle diverse fasi rispetto alla temperatura. In particolare, la *Figura 2.11* mostra la frazione delle fasi in condizioni di equilibrio, la *Figura 2.12* fa riferimento alle condizioni di solidificazione di Scheil. Il modello “Scheil – Gulliver” offre una descrizione qualitativa della distribuzione di soluto in condizioni di solidificazione di non equilibrio. Con questo modello si assume che la diffusione atomica nelle fasi solide sia nulla, mentre quella nella fase liquida sia infinita. Le assunzioni del modello comportano un arricchimento di soluto nel liquido, pertanto l’ultima porzione di liquido che solidifica avrà una composizione chimica totalmente diversa da quella media.

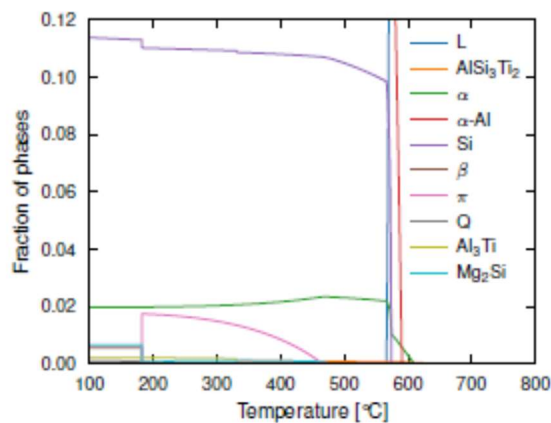


Figura 2.11 frazioni di solido in condizione di equilibrio termodinamico [15].

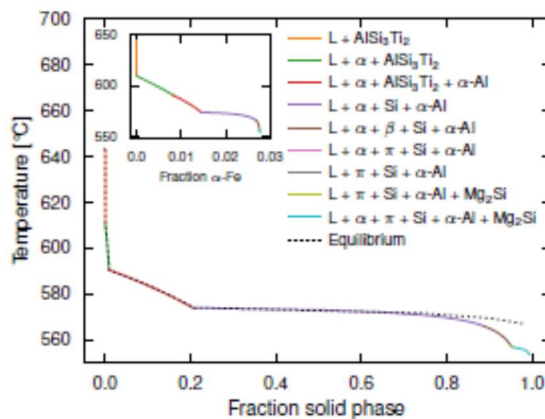


Figura 2.12 frazioni di solido in condizione di solidificazione di Scheil-Gulliver [15].

In condizioni di ridotta frazione solida, e temperature superiori alla formazione dell'eutettico Al-Si, T_E (nell'esempio in figura pari a 570°C), i risultati ottenuti nelle due diverse condizioni di solidificazione sono analoghi. Una volta superata una frazione di solido pari a 0.6 le differenze diventano evidenti, poiché nella condizione di Scheil il liquido si arricchisce di elementi alliganti portando alla formazione di fasi come $\pi\text{-Fe}$ ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$), Mg_2Si e $\beta\text{-Fe}$.

La solidificazione di $\alpha\text{-Fe}$ può essere suddivisa in tre intervalli, nell'esempio in analisi circa un terzo del totale di $\alpha\text{-Fe}$ si forma in ciascun intervallo. Il primo terzo si forma tra la temperatura di formazione della fase sludge (T_S) e la temperatura di formazione della fase primaria $\alpha\text{-Al}$ (T_{Al}), il secondo tra T_{Al} e T_E , e il terzo si forma una volta superata T_E . La fase sludge primaria, che si forma tra T_S e T_{Al} , assume dimensioni maggiori rispetto ai precipitati secondari che si generano successivamente, risultando così più dannosa dal punto di vista della fluidità del metallo liquido.

Il grafico in *Figura 2.13* indica il totale di $\alpha\text{-Fe}$ (F_α) formato in condizioni di solidificazione di Scheil rispetto allo Sludge Factor (SF). Ogni punto rappresenta una composizione all'interno del range analizzato. Si evince un chiaro andamento lineare, descritto dall'equazione:

$$F_\alpha = 1.8 \cdot (\text{SF}) - 0.48.$$

L'equazione è valida solo per valori positivi di F_α e SF, e mette empiricamente in relazione SF con la frazione di $\alpha\text{-Fe}$ percentuale. Si evidenzia come per valori di SF minori di 0.27 non si formi fase sludge.

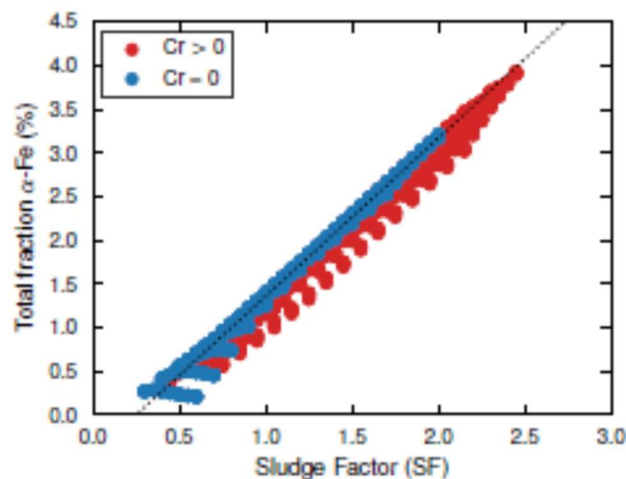


Figura 2.13 frazione totale di $\alpha\text{-Fe}$ rispetto allo sludge factor (SF) [15].

Nel grafico si distinguono le composizioni che contengono cromo (rosso) da quelle che non lo contengono (blu). Si nota una deviazione dal trend lineare per le leghe aventi un alto rapporto Cr:Fe e Mn:Fe.

La *Figura 2.14* mostra delle mappe di calore dove sono riportate le frazioni totali di α -Fe e β -Fe, con il giallo che indica valori elevati e blu che indica valori bassi.

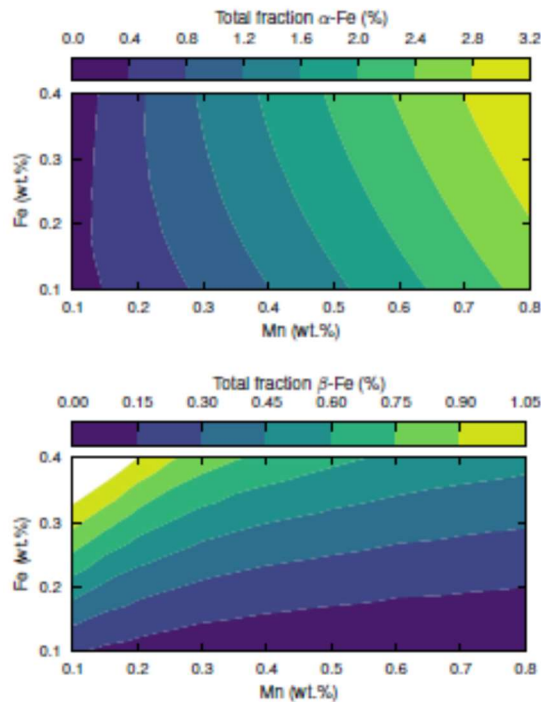


Figura 2.14 frazione totale di α -Fe (in alto) e di β -Fe (in basso), al variare del tenore di Mn e Fe [15].

Si nota ancora una volta come la fase α -Fe aumenti all'aumentare di Fe e Mn. La fase β -Fe invece aumenta all'aumentare del tenore di Fe ma diminuisce all'aumentare del Mn. Dai risultati numerici si è osservato che, con concentrazioni di ferro inferiori al 0.10% e concentrazioni di manganese sufficientemente alte, è possibile impedire la formazione della fase β -Fe. Tuttavia bisogna ricordare che nel caso di leghe secondarie la concentrazione di ferro sarà pressoché sempre superiore a 0.10%, e risulta perciò impossibile eliminare del tutto la presenza della fase β -Fe.

Il prossimo grafico, in *Figura 2.15*, riporta la temperatura di formazione dello sludge rispetto alla frazione di sludge (dato che la frazione di sludge è proporzionale allo sludge factor SF, questo è inserito sul secondo asse delle ascisse). Dal diagramma è facile intuire come un aumento dello sludge factor comporti contemporaneamente un aumento della frazione globale di sludge e un aumento della temperatura di formazione, che causa a sua volta particelle di sludge di dimensioni maggiori.

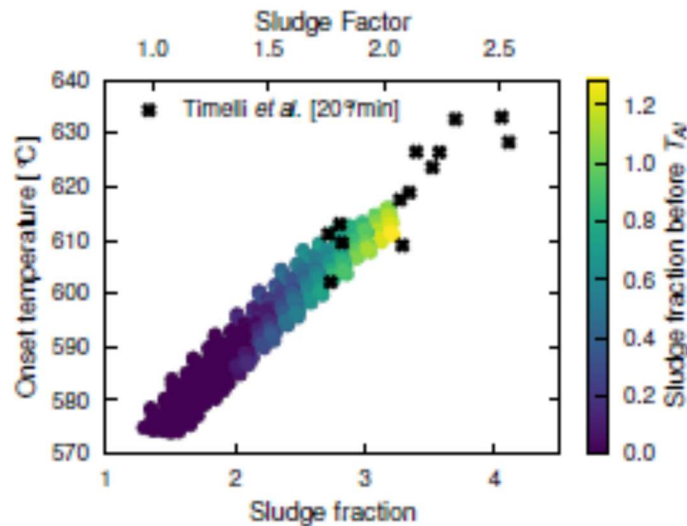


Figura 2.15 temperatura di formazione dello sludge rispetto alla frazione di sludge [15].

Complessivamente i risultati delle analisi si possono riassumere nei seguenti punti, messi in evidenza dalle *Figure 2.16* e *2.17* (i grafici seguenti indicano la fase α -Fe con dei tondi e β -Fe con dei rombi):

- La frazione di α -Fe cresce linearmente con lo sludge factor (*Figura 2.16(a)*). La frazione di fase β -Fe diminuisce con SF a parità di concentrazione di Fe, mentre a parità di SF la frazione diminuisce con la concentrazione di Fe. Anche l'aumento di Mn in lega contribuisce alla riduzione della fase β -Fe, mantenendo costanti gli altri elementi in lega;
- Dal grafico (*e*) in *Figura 2.16* si evidenzia come la concentrazione di Si abbia una ridotta influenza nella formazione delle fasi α -Fe e β -Fe (se variato nel range di analisi). Lo stesso si può dire per il magnesio, che è stato variato dallo 0.25% al 0.35%;
- La frazione di sludge aumenta all'aumentare del silicio, come mostrato dal diagramma (*f*) in *Figura 2.16*: quando la concentrazione di Si viene aumentata la temperatura del liquidus del sistema binario Al-Si diminuisce, allargando l'intervallo di formazione dello sludge;
- Dal grafico (*i*) in *Figura 2.17* si evince che la temperatura di formazione dello sludge è correlata con la concentrazione di silicio: un aumento del silicio porta ad una riduzione della temperatura di formazione dello sludge. Il motivo di questa correlazione non è ancor stato definito;
- Dal diagramma precedente si potrebbe concludere che sia desiderabile un'alta concentrazione di silicio, ma il diagramma (*f*) in *Figura 2.16* mostra come la quantità di sludge aumenta col tenore di Si. Da considerare anche che una minor quantità di Si porta anche ad un intervallo di solidificazione più ristretto, fattore che potrebbe ridurre la colabilità della lega.

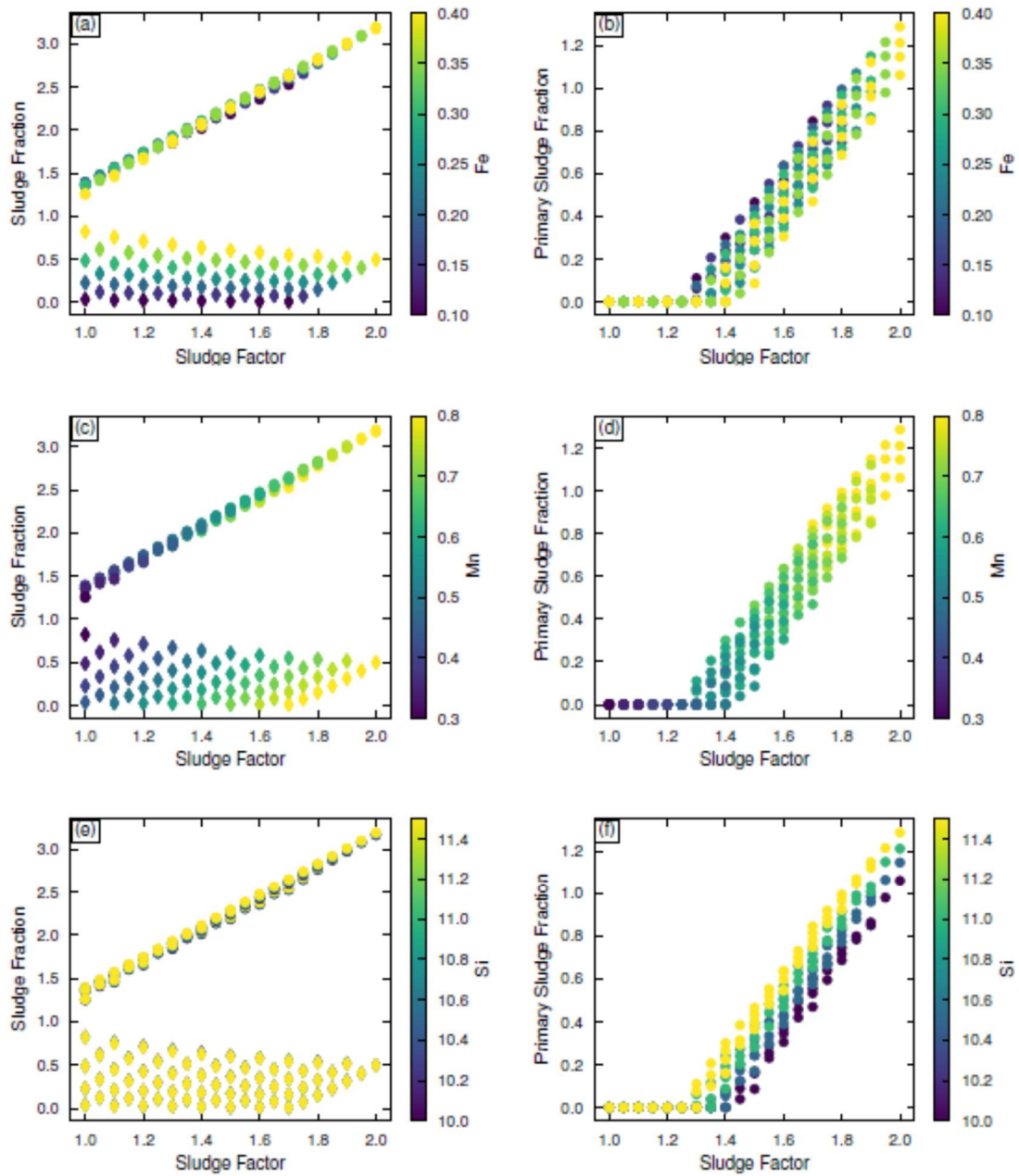


Figura 2.16 la colonna a sinistra riporta la frazione totale di α -Fe (tondi) e β -Fe (rombi) rispetto allo Sludge Factor. La colonna a destra riporta la frazione di sludge primario rispetto allo sludge factor [15].

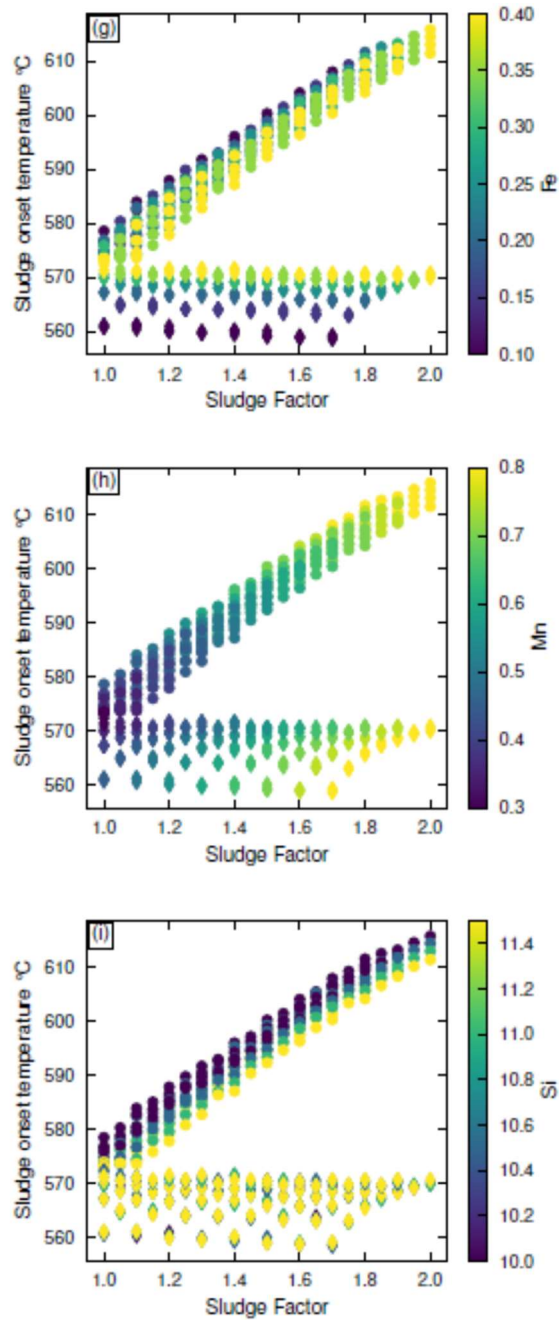


Figura 2.17 temperatura di formazione dello sludge rispetto allo Sludge Factor. La fase α -Fe è indicata con dei tondi e β -Fe con dei rombi [15].

I grafici della colonna di sinistra in *Figura 2.18* mostrano la variazione di densità in condizioni di solidificazione di Scheil al variare del tenore di Fe, Mn e Si. La legenda presente in alto a destra riporta il ritiro volumetrico di solidificazione, β , calcolato come:

$$\beta = \frac{\rho_S - \rho_L}{\rho_S}$$

Dove ρ_S è la densità del solido, solo quando la frazione di solido è pari al 100%, e ρ_L è la densità del liquido quando la prima fase solida inizia a solidificare.

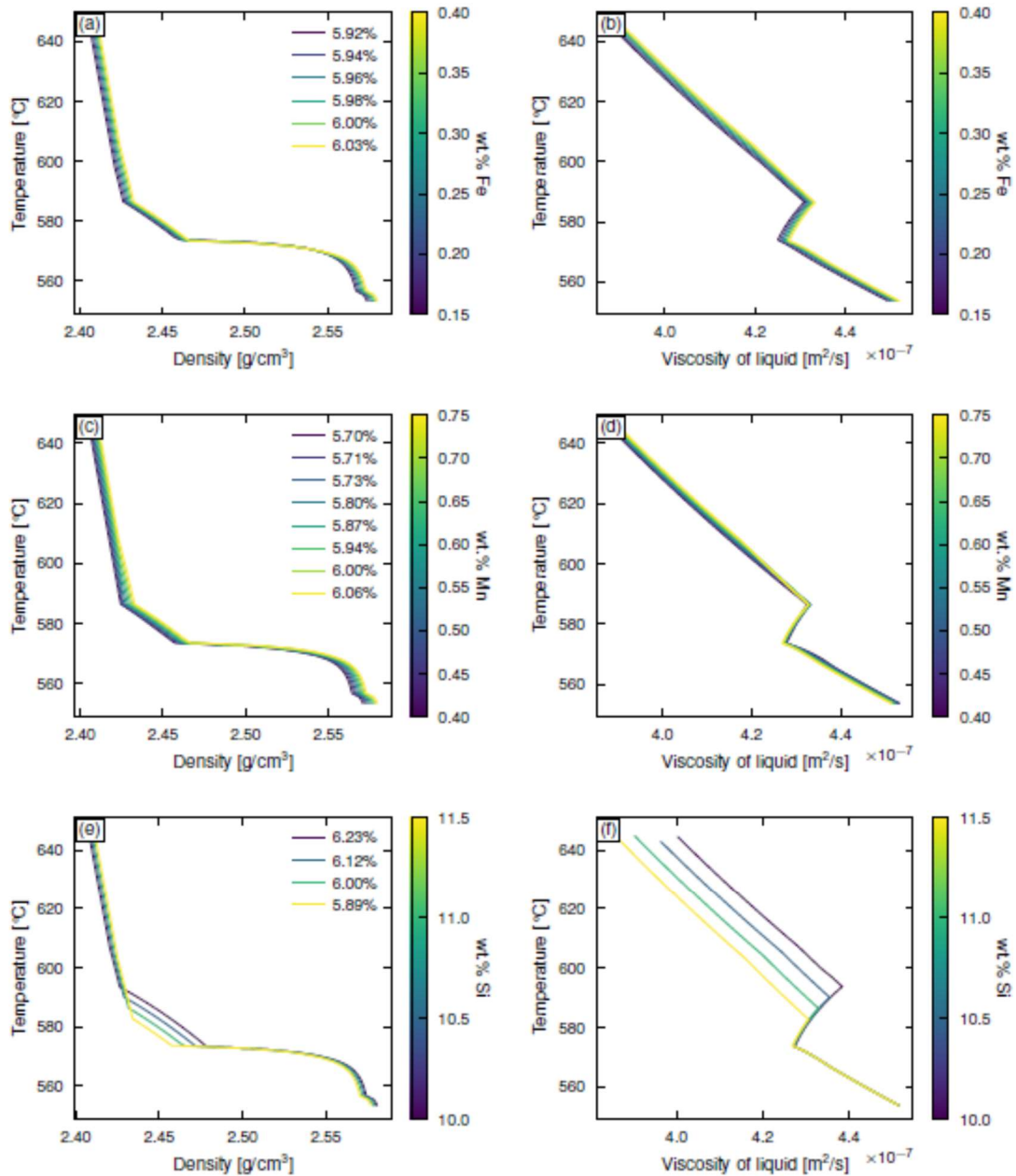


Figura 2.18 densità a differenti temperature all'interno dell'intervallo di solidificazione sulla colonna di sinistra. Viscosità del liquido in funzione della temperatura nell'intervallo di solidificazione sulla colonna di destra [15].

Si osserva come l'impatto del manganese e del ferro sulla densità sia molto ridotto. Variando la quantità di silicio si ha un diverso comportamento: i differenti intervalli di solidificazione tra la curva del liquidus e la temperatura eutettica del sistema Al-Si si riflettono in curve parallele in prossimità dei 580°C. Una maggiore concentrazione di Si aumenta la densità del liquido e riduce quella del solido, riducendo così il ritiro volumetrico da solidificazione.

I grafici sulla colonna di destra in *Figura 2.18* indicano la viscosità del liquido a differenti temperature. Analogamente alle curve di densità, le varie curve sono pressoché identiche. L'unico elemento che influisce pesantemente su questa proprietà è il silicio: un innalzamento della concentrazione del silicio riduce la viscosità a tal punto da sovrastare la ridotta influenza degli altri elementi.

2.3.3 Ottimizzazione

L'ottimizzazione della composizione chimica è stata condotta mediante una funzione di costo, attraverso la quale è possibile individuare l'ottimo minimizzando la funzione stessa. Gli obiettivi dell'ottimizzazione sono:

- Minimizzare la frazione di fase β -Fe (F_β) che è la fase più dannosa. Idealmente si vorrebbe ridurre a zero ma, come discusso in precedenza, ciò non è possibile per tenori di ferro superiori a 0.10%;
- Minimizzare la frazione di sludge F_S ;
- Minimizzare la temperatura di formazione della fase sludge T_S .

La concentrazione degli elementi in lega è variabile all'interno del range in analisi (*Tabella 2.3*) eccetto quella del ferro che viene considerata come dato. Così, per ogni concentrazione di ferro, la funzione di costo è definita come:

$$C^2 = w_1 F_\beta^2 + w_2 F_S^2 + w_3 T_S^2$$

Dove F_β è la frazione di β -Fe, F_S è la frazione di sludge e T_S è la temperatura di formazione dello sludge. w_1 , w_2 e w_3 sono dei coefficienti che determinano il peso assegnato a ciascun fattore di ottimizzazione. La composizione chimica corrispondente al minimo della funzione equivale all'ottimo per ciascun dato tenore di ferro.

F_β , F_S e T_S hanno diverse unità di misura e/o intervalli, per questa ragione sono stati normalizzati facendoli partire da 0 e dividendoli per la deviazione standard:

$$(X - \min(X)) / \text{std}(X)$$

Per normalizzare la temperatura T_S si è considerato come minimo la temperatura eutettica.

I valori dei coefficienti sono stati scelti considerando prioritaria la minimizzazione della fase β -Fe, per questa ragione i vettori [w_1 , w_2 , w_3] presentano sempre il valore w_1 maggiore rispetto agli altri due. In *Tabella 2.4* sono presentati i valori ottimi ottenuti per ciascuna composizione. Per ogni set di vettori [w_1 , w_2 , w_3] è assegnato un numero in base alla posizione rispetto ai risultati

dell'ottimizzazione. Per esempio, un numero 1 nella colonna 2,1,1 indica che quella composizione è ottimale in riferimento a tale set di pesi. La somma dei risultati individuali forma il punteggio sull'ultima colonna.

Fe	Mn	Si	SF	F_{β}	F_S	T_S	weights				score
							2,1,1	4,1,1	10,1,1	10,3,1	
0.15	0.70	11.0	1.55	0.079	0.484	598.9	1	1	1	1	4
0.15	0.75	11.5	1.65	0.078	0.730	601.7	14	2	3	3	22
0.15	0.75	10.5	1.65	0.076	0.546	605.2	16	5	2	2	25
0.15	0.70	11.5	1.55	0.087	0.553	597.7	10	3	9	6	28
0.15	0.65	11.0	1.45	0.091	0.274	594.6	2	4	13	10	29
0.20	0.65	11.5	1.50	0.165	0.433	594.7	1	1	2	1	5
0.20	0.65	11.0	1.50	0.166	0.373	596.1	2	2	3	2	9
0.20	0.70	11.5	1.60	0.159	0.634	598.7	7	3	1	4	15
0.20	0.70	10.0	1.60	0.162	0.371	603.0	10	5	4	3	22
0.20	0.65	10.0	1.50	0.169	0.166	598.8	4	4	11	5	24
0.25	0.70	11.5	1.65	0.247	0.701	600.6	7	1	4	4	16
0.25	0.75	11.0	1.75	0.230	0.776	605.9	15	5	1	2	23
0.25	0.70	11.0	1.65	0.248	0.627	601.9	9	4	7	5	25
0.25	0.65	11.0	1.55	0.256	0.443	597.9	3	3	13	8	27
0.25	0.70	10.5	1.65	0.248	0.542	603.1	11	6	8	3	28
0.30	0.65	11.5	1.60	0.345	0.597	597.5	2	1	7	3	13
0.30	0.70	11.0	1.70	0.335	0.685	603.1	11	4	2	1	18
0.30	0.70	11.5	1.70	0.336	0.783	601.5	8	3	3	4	18
0.30	0.65	11.0	1.60	0.347	0.501	599.9	3	2	13	5	23
0.30	0.70	10.5	1.70	0.336	0.609	605.0	12	6	6	2	26
0.35	0.70	11.0	1.75	0.432	0.779	604.4	9	2	3	2	16
0.35	0.70	11.5	1.75	0.431	0.860	603.5	11	3	4	4	22
0.35	0.65	11.5	1.65	0.447	0.672	598.9	3	1	13	6	23
0.35	0.70	10.5	1.75	0.433	0.668	605.9	13	6	5	1	25
0.35	0.65	10.5	1.65	0.449	0.506	601.9	7	5	15	7	34
0.40	0.65	11.5	1.70	0.545	0.750	600.4	2	1	3	1	7
0.40	0.65	11.0	1.70	0.548	0.655	602.7	6	2	6	3	17
0.40	0.70	11.5	1.80	0.526	0.924	604.2	12	3	1	4	20
0.40	0.70	11.0	1.80	0.527	0.848	605.8	13	5	2	2	22
0.40	0.65	10.5	1.70	0.550	0.577	603.9	8	4	10	5	27

Tabella 2.4 pesi e punteggi assegnati alle composizioni chimiche analizzate [15].

Dai valori ottenuti si conclude che un livello di Mn di 0.65-0.70% offre un buon equilibrio tra le quantità di α -Fe e β -Fe. La frazione di β -Fe è pressoché insensibile rispetto alla quantità di Si nel materiale, mentre la temperatura di formazione dello sludge si abbassa all'aumentare del silicio al

costo di una maggior frazione di sludge primario. Un tenore di Si di 11.5-11.0% è un buon compromesso per tutti i diversi set di vettori dei pesi.

Si conclude che una composizione avente un tenore di silicio leggermente superiore all'11.0%, e uno di manganese di poco sotto allo 0.70%, risulta ottimale rispetto al metodo Calphad e al criterio di ottimizzazione utilizzato.

2.3.4 Scelta delle leghe

A valle degli studi effettuati da KTH, la scelta delle leghe da analizzare è stata fatta andando ad estendere la variabilità della composizione chimica ottima calcolata, in modo tale da poter determinare empiricamente l'effetto degli elementi in lega.

Partendo dalla lega AlSi₁₀MnMg (EN AC 43500), di seguito indicata come "Lega A", sono state fatte delle aggiunte di silicio, ferro e manganese, al fine raggiungere le composizioni chimiche nominali descritte in *Tabella 2.5*.

Composizione chimica	Si	Fe	Mn
	wt. %	wt. %	wt. %
Lega A	9 - 11,5	0 - 0,2	0,4 - 0,8
Lega B	11	0,15	0,7
Lega C	11	0,25	0,8
Lega D	11,5	0,35	0,8

Tabella 2.5 valore nominale dei tenori di Si, Fe e Mn.

I valori indicati per la Lega A in *Tabella 2.5* fanno riferimento all'intervallo di composizione definito dalla normativa EN 1706:2020 per la lega AlSi₁₀MnMg (EN AC 43500).

Capitolo 3

Il processo di pressocolata

3.1 Descrizione del processo

3.1.1 Generalità

La pressocolata (o HPDC, dall'inglese High Pressure Die Casting) è un processo di fonderia utilizzato per metalli non ferrosi come leghe di alluminio, magnesio, zinco o piombo. Il processo consiste nell'andare a riempire uno stampo in acciaio mediante l'azione di un pistone meccanico, il quale spinge la lega fusa nella cavità. Durante il riempimento lo stampo è tenuto chiuso da un sistema di serraggio. Una volta che il getto ha raggiunto una temperatura sufficientemente bassa lo stampo viene riaperto e il getto viene estratto. Dopo la rimozione del getto lo stampo viene lubrificato e richiuso per l'iniezione successiva.

Questa tecnologia è particolarmente vantaggiosa in condizioni di elevati volumi produttivi e consente di ottenere pezzi di forma quasi finita con un'alta resa metallurgica (definita come il rapporto tra il peso del getto e il peso totale di metallo colato). Il processo di pressocolata per le leghe di alluminio permette di produrre getti del peso di pochi grammi fino ad arrivare a poche decine di chilogrammi, con tolleranze sull'ordine dei centesimi di millimetro e spessori minimi sull'ordine del millimetro. Le caratteristiche della pressocolata rendono il processo attrattivo in molti campi industriali, si stima che più della metà della produzione mondiale di getti di leghe leggere sia ottenuto tramite questa tecnologia [17].

Esistono due principali configurazioni del processo: la pressocolata "a camera calda" e la pressocolata "a camera fredda". Mentre nella prima configurazione il sistema di iniezione è fisicamente connesso con il forno di mantenimento e a diretto contatto con il metallo liquido, nella pressocolata a camera fredda il metallo viene trasportato (manualmente o automaticamente) dal forno d'attesa alla camera di iniezione, con conseguenti perdite termiche e allungamento del tempo ciclo. La fase aggiuntiva di prelievo e versamento della configurazione a camera fredda implica anche un peggioramento della qualità del metallo: data l'esposizione all'aria e la formazione di turbolenze si può avere formazione di ossidi e intrappolamento d'aria. La pressocolata a camera fredda viene utilizzata per leghe di alluminio, magnesio e ottone. Tali leghe non possono essere colate con un sistema a camera calda poiché, date le alte temperature di fusione, il sistema di iniezione potrebbe danneggiarsi. Un altro aspetto da considerare, dati i lunghi tempi in cui i due metalli rimangono a contatto ad alte temperature, è la corrosività che elementi come l'alluminio hanno nei confronti della componentistica

in acciaio, che rendono impossibile l'utilizzo del sistema a camera calda. In *Figura 3.1* è possibile vedere una rappresentazione di una macchina da pressocolata in camera fredda.

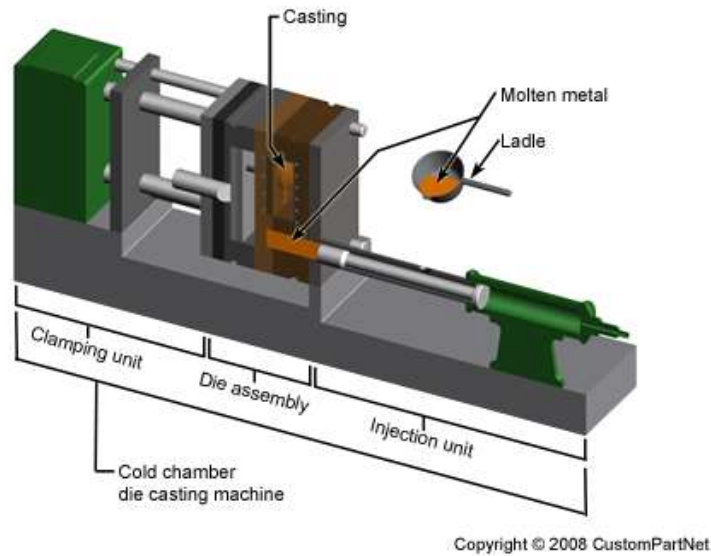


Figura 3.1 rappresentazione schematica di una macchina da pressocolata a camera fredda [18].

Uno stampo è composto da una parte fissa e da una parte mobile. La parte fissa dello stampo è agganciata al piano fisso della macchina dal quale entra il metallo liquido. La parte mobile è ancorata alla piastra mobile della pressa, su questo lato viene montato anche il sistema di estrazione. Talvolta sulla parte mobile sono presenti i *radiali*, ovvero dei tasselli mobili che permettono di realizzare geometrie in sottosquadro o fori. Parte fissa e parte mobile sono entrambe termoregolate in modo da limitare l'usura dovuta a fatica termica e in modo da evitare solidificazioni premature della lega fusa nella cavità. In *Figura 3.2* è rappresentata la tipica configurazione di uno stampo da pressocolata in camera fredda.

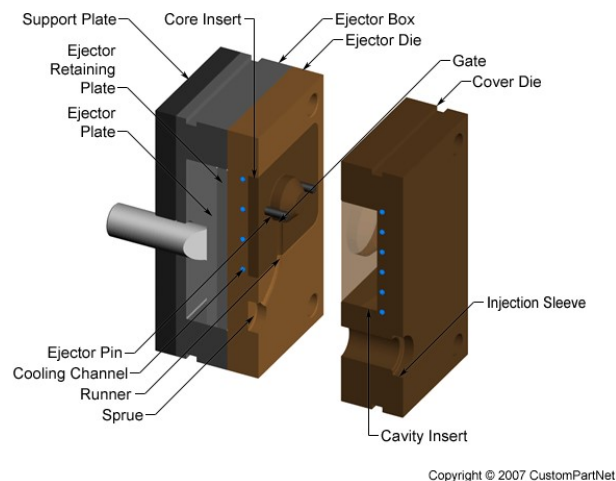


Figura 3.2 stampo da pressocolata [18].

3.1.2 Fasi del processo

Prima di ogni iniezione è necessario preparare lo stampo in acciaio mediante un ciclo di lubrificazione, viene quindi spruzzato del fluido lubrificante sulla superficie che assolve varie funzioni tra le quali [19]:

- Ridurre ed equilibrare la temperatura dello stampo;
- Creare un film di lubrificante che facilita il riempimento della cavità e l'estrazione del getto;
- Creare un film protettivo che, assieme ad uno strato di ossido superficiale, previene la metallizzazione dello stampo.

Terminata la spruzzatura del lubrificante segue la fase di asciugatura, dopodiché lo stampo viene chiuso. Sulla piastra mobile viene applicata una forza di serraggio che dev'essere sufficientemente alta da mantenere lo stampo chiuso durante l'iniezione della lega. La forza di serraggio viene calcolata come segue:

$$F[N] = P[MPa] * A[mm^2] * \alpha$$

Dove:

- $F[N]$: forza di serraggio;
- $P[MPa]$: pressione applicata sulla lega fusa (solitamente compresa tra i 60 e 80 MPa);
- $A[mm^2]$: proiezione dell'area del getto, inclusi i fagioli e i canali di alimentazione;
- α : coefficiente di sicurezza, solitamente maggiore o uguale a 1,3.

Tipicamente la forza di serraggio è fornita da meccanismi a ginocchiera che impediscono l'apertura dello stampo per impuntamento.

Una volta chiuso lo stampo si utilizza una tazza per portare la lega dal forno di attesa alla camera di iniezione, a questo punto ha inizio il ciclo di iniezione che si può suddividere in tre fasi. In *Figura 3.3* vengono rappresentate le tipiche curve di posizione, pressione e velocità del pistone nelle tre fasi del ciclo di iniezione.

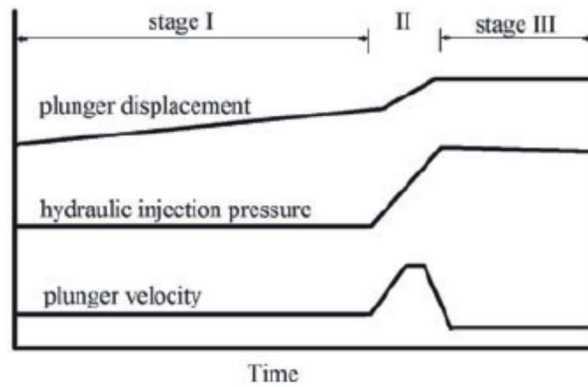


Figura 3.3 curve di posizione, pressione e velocità del pistone durante il ciclo di iniezione [20].

Durante la prima fase il pistone avanza lentamente per far arrivare il metallo liquido fino agli attacchi di colata del getto. La velocità del pistone è limitata (tipicamente intorno a 0,25-0,35 m/s) per evitare di generare turbolenze e quindi inglobamento di aria nel metallo. La seconda fase ha inizio una volta che il pistone raggiunge lo *switch point*, ovvero la posizione nella quale la lega è stata portata in corrispondenza degli attacchi di colata e il pistone ha già superato il foro d'ingresso della camera di iniezione. Da questo momento non viene più inglobata aria dall'esterno e si accelera il pistone in modo tale da riempire la cavità velocemente. Durante il riempimento la lega può raggiungere velocità tra i 30 e 60 m/s, riuscendo così a riempire anche i particolari più sottili evitando solidificazioni premature. A riempimento avvenuto ha inizio la terza fase, durante la quale il pistone fornisce pressione alla lega mentre raffredda e solidifica, con lo scopo di prevenire le porosità da ritiro.

Terminato il ciclo di iniezione si attende che il getto sia sufficientemente freddo da poterlo estrarre senza deformato. L'estrazione avviene ritraendo la parte mobile dello stampo, alla quale il getto rimane attaccato, così facendo degli estrattori spingono sulla superficie del pezzo rendendo possibile la rimozione.

La fase successiva prevede la tranciatura, manuale o automatica, dei canali di alimentazione, dei fagioli e della materozza (detta anche "biscotto").

3.2 Difetti nella pressocolata

Le condizioni estreme alle quali sono sottoposte la lega e lo stampo, unite alla grande quantità di parametri e alla complessità geometrica dei getti, rendono la pressocolata una tecnologia che genera molti difetti in ognuna delle sue fasi: non è raro imbattersi in processi aventi il 5-10% di scarti, con difetti di varia natura, dimensioni e intensità. Poiché le proprietà finali del getto sono direttamente influenzate dalla microstruttura e dal tipo di difetti, è importante per le fonderie monitorare costantemente la generazione dei difetti, in modo da individuare delle correlazioni e apportare le adeguate modifiche ai parametri di processo [17].

La norma EN 12258-1:2012 definisce il difetto come una caratteristica qualitativa che non consente al prodotto di assolvere la funzione richiesta. Un'imperfezione, invece, è un problema di qualità che non necessariamente va ad inficiare la funzionalità del prodotto [21, 22].

Nell'ambito del progetto europeo StaCast (New Quality and Design Standards for Aluminium Alloys Cast Products) è stata svolta un'indagine nella quale sono state intervistate più di 80 aziende operanti nel settore dell'alluminio, tra le quali 58 fonderie (di cui il 69% producono in pressocolata). Parte dell'indagine era mirata ad identificare quanto spesso le varie tipologie di difetti venissero identificati, assegnando un punteggio in base alla frequenza [23]:

- Mai (punteggio: 0/100);
- Occasionalmente (punteggio: 33.3/100);
- Frequentemente (punteggio 66.6/100);
- Molto frequentemente (punteggio: 100/100).

Per quanto riguarda la pressocolata, la distribuzione rilevata delle tipologie di difetti è stata la seguente:

- Difetti dovuti a interazione tra stampo e lega (57%);
- Porosità da gas (54%);
- Difetti da ritiro volumetrico (37%);
- Difetti dovuti al riempimento (35%);
- Cricche (33%);
- Inclusioni (24%).

I difetti legati all'interazione tra stampo e lega sono frutto dell'alta affinità che l'alluminio ha con il ferro (e quindi con la componentistica in acciaio), e alle elevate velocità e temperature con le quali il metallo fuso viene iniettato. In genere si presentano come rugosità, eccesso o mancanza di materiale,

generati dall'usura o corrosione della superficie dello stampo, oppure ancora dalla formazione di fasi intermetalliche [21]. Un esempio di questa famiglia di difetti è la *metallizzazione*, ovvero la formazione composti intermetallici sulla superficie dello stampo che si riflettono sul getto come superfici rugose o mancanza di materiale. In *Figura 3.4* è possibile vedere un esempio di *metallizzazione* sullo stampo.



Figura 3.4 esempio di stampo con metallizzazione [21].

Le porosità da gas appaiono come delle piccole cavità, tendenzialmente di forma sferica e dalla superficie liscia, dovute all'intrappolamento d'aria o di gas all'interno della cavità. Il ciclo di iniezione della pressocolata porta il metallo fuso in regime turbolento, pertanto viene incentivata la formazione di bolle e l'inglobamento d'aria. Le porosità da gas possono formarsi anche per altri fenomeni, come l'intrappolamento di vapore nel caso sia presente troppa acqua nel fluido lubrificante. Quando le porosità sono localizzate appena al di sotto della superficie del getto si possono formare i *blisters*, ovvero delle deformazioni plastiche della superficie, che protrude dal getto a causa della pressione esercitata dal gas sottostante. In *Figura 3.5* è possibile vedere l'esempio di blisters.

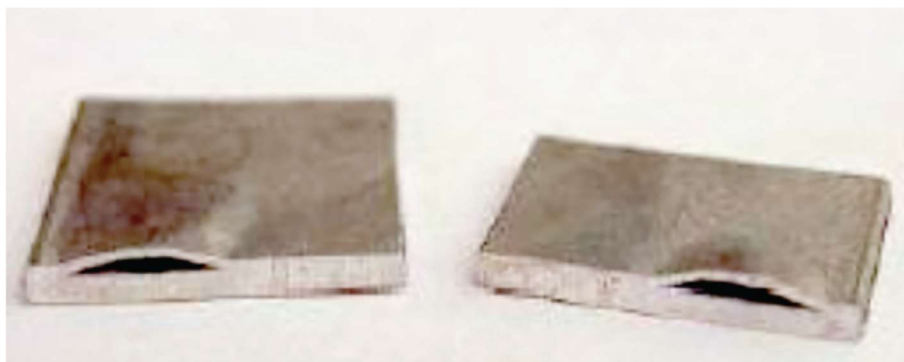


Figura 3.5 esempio di blisters [21].

I difetti da ritiro volumetrico si formano in fase di solidificazione in mancanza di un'adeguata alimentazione di lega fusa nelle zone del getto che solidificano per ultime (dette "punti caldi"). Nelle

condizioni più gravose si possono avere i *macro-ritiri*, ovvero delle porosità dovute dalla contrazione volumetrica.

I difetti dovuti al riempimento sono la causa di flussi anomali del metallo liquido, come l'incontro di fronti del metallo fuso a temperature molto diverse, a volte con la presenza di strati di ossido. Si traducono in disomogeneità metallurgica nel volume del getto.

Le cricche sono difetti dovuti a contrazione termica durante la solidificazione. Le cricche a freddo sono discontinuità con una dimensione molto maggiore rispetto alle altre due, che in pressocolata si formano a temperature molto inferiori a quella di solidificazione. Le cricche a caldo si formano nelle ultime fasi della solidificazione e presentano superfici fortemente ossidate.

Le inclusioni sono delle fasi indesiderate tipicamente non metalliche, come ossidi, parti di refrattario e scoria. Risultano generalmente essere più dure e fragili, e sono pertanto siti preferenziali di innesco e propagazione delle cricche.

Capitolo 4

Procedura sperimentale

4.1 Produzione dei getti da analizzare

I getti utilizzati per le analisi sono stati prodotti in SAEN, mantenendo i medesimi parametri di iniezione, la stessa temperatura del forno di attesa (impostata a 710°C), e la stessa temperatura di termoregolazione dello stampo (200°C). La macchina utilizzata per la produzione è una ItalPresse IP 300. In *Figura 4.1* viene mostrata una foto dell'isola di pressocolata utilizzata per la campionatura, mentre in *Figura 4.2* vengono riportati i parametri di iniezione.



Figura 4.1 isola di pressocolata utilizzata per la campionatura con centralina di acquisizione Electronics (a sinistra).

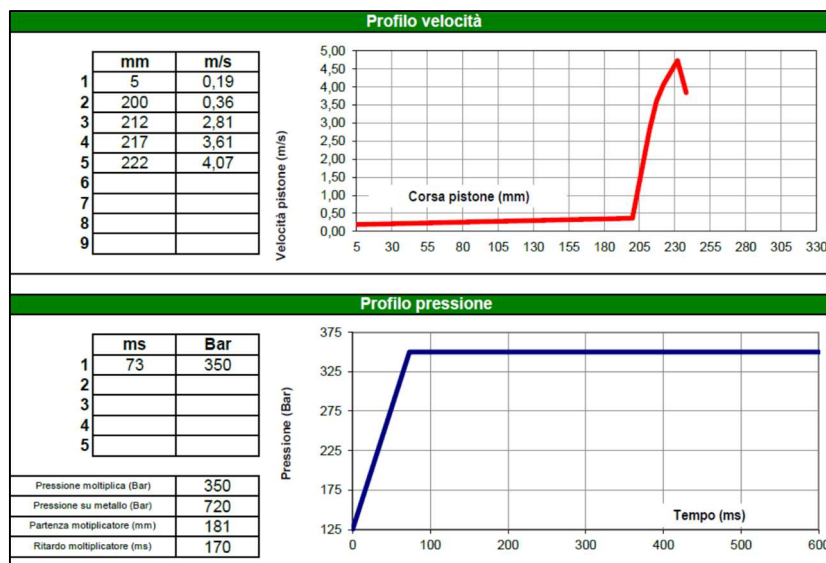


Figura 4.2 parametri di iniezione per la campionatura.

Per ogni lega sono stati scartati i primi dieci getti prodotti, in modo da poter assumere che i campioni siano stati ottenuti in una condizione di regime termico dello stampo. Avendo a disposizione i sensori all'interno dello stampo, durante la campionatura eseguita in SAEN sono stati raccolti i dati delle curve di iniezione e le misure delle termocoppie mediante la centralina di acquisizione Electronics (visibile in *Figura 4.1*). In *Figura 4.3* è possibile vedere i dati acquisiti dalla centralina durante un ciclo di iniezione.

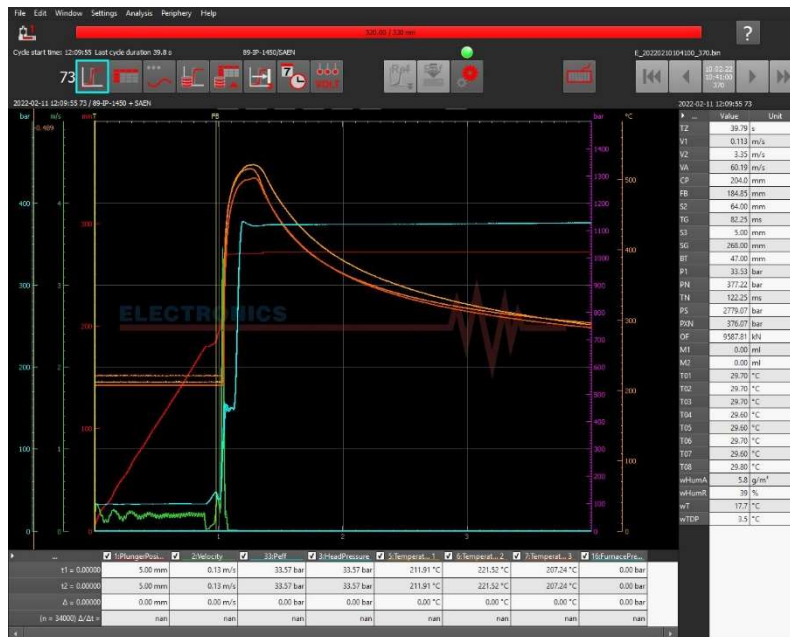


Figura 4.3 dati acquisiti dalla centralina Electronics in un ciclo di iniezione.

Grazie ai sensori è possibile monitorare in tempo reale la curva di posizione, di velocità e quella di pressione del pistone. Inoltre sono rilevate le temperature delle tre termocoppie inserite all'interno dello stampo.

A partire dalla lega base AlSi₁₀MnMg (EN AC 43500), di seguito indicata come *Lega A*, sono state fatte delle aggiunte di silicio, ferro e manganese, per raggiungere la composizione chimica nominale delle leghe scelte nell'attività A1.1 del progetto SMARTI 4.0 (*Tabella 2.5*).

Composizione chimica	Si	Fe	Mn
	wt. %	wt. %	wt. %
Lega A	9 - 11,5	0 - 0,2	0,4 - 0,8
Lega B	11	0,15	0,7
Lega C	11	0,25	0,8
Lega D	11,5	0,35	0,8

Tabella 2.5 valore nominale dei tenori di Si, Fe e Mn.

Si riporta, in *Figura 4.4*, un'immagine dell'operazione di alligazione effettuata a partire dalla lega base.



Figura 4.4 aggiunta di silicio rispetto alla lega base $AlSi_{10}MnMg$.

Per quel che riguarda le stampate considerate buone ai fini dello studio, sono stati complessivamente prodotti:

- 30 getti della lega A;
- 35 getti della lega B;
- 30 getti della lega C;
- 40 getti della lega D.

Durante la produzione sono stati prelevati dei campioni dal forno di attesa per verificare la composizione chimica di ciascuna lega, riscontrando i valori medi in *Tabella 4.1*.

Composizione chimica		Lega A	Lega B	Lega C	Lega D
Si	wt. %	9,1	10,9	10,9	11,5
Fe	wt. %	0,19	0,20	0,29	0,41
Cu	wt. %	0,022	0,023	0,023	0,023
Mn	wt. %	0,48	0,71	0,82	0,78
Mg	wt. %	0,33	0,31	0,31	0,30
Cr	wt. %	0,0034	0,0040	0,0073	0,0103
Ni	wt. %	0,0515	0,0631	0,0676	0,0730
Zn	wt. %	0,0142	0,0178	0,0181	0,0183
Pb	wt. %	<0,001	0,0160	0,0249	0,0260
Sn	wt. %	0,0278	0,0616	0,0632	0,0659
Ti	wt. %	0,10	0,10	0,10	0,11
Sr	wt. %	0,0260	0,0225	0,0225	0,0212

Tabella 4.1 composizione chimica reale delle leghe sperimentali.

4.2 Analisi in laboratorio

Per ciascuna delle quattro leghe sono stati analizzati gli ultimi cinque getti prodotti, in modo tale da poter assumere che i campioni siano stati prodotti in condizioni di regime del processo, escludendo il più possibile la variabilità di comportamento dovuta a fattori differenti dalla lega utilizzata. Le analisi sono state condotte sui provini da trazione a sezione piatta e circolare, sulla piastra centrale dello stampo e sull'appendice rastremata utilizzata per valutare la colabilità della lega. In *Figura 4.5* viene presentata un'immagine del getto che mette in evidenza i diversi provini.

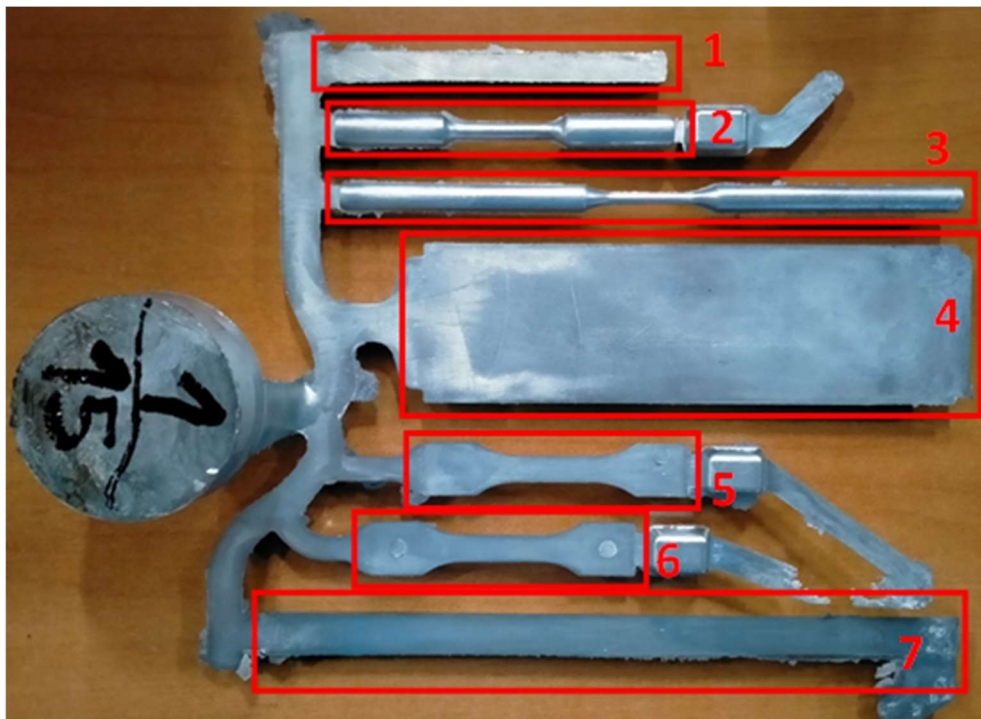


Figura 4.5 (1) provino per prova di resilienza; (2) provino a sezione circolare per prova di trazione; (3) provino per prova di tensocorrosione; (4) piastra centrale del getto; (5) provino a sezione piatta per prova di trazione con una termocoppia; (6) provino a sezione piatta per prova di trazione con due termocoppie; (7) appendice rastremata per valutare la colabilità.

Le prove di trazione statiche sono state condotte sui provini a sezione piatta con una e due termocoppie e sui provini da trazione a sezione circolare. Avendo usato cinque campioni per lega, sono stati provati in totale dieci provini piatti per ogni lega e cinque circolari. Dalle prove sono state ricavate la tensione di snervamento ($YS_{0,2\%}$), la tensione di rottura (UTS) e l'allungamento percentuale alla rottura ($A\%$). Il test statico di trazione è stato eseguito su una macchina MTS Criterion Model 43 con un rilevatore estensimetrico delle deformazioni da 25 mm, ad una velocità di 3 mm/min. Le superfici di rottura dei provini sono state successivamente osservate al microscopio ottico. In *Figura 4.6* è possibile vedere un provino a sezione circolare soggetto alla prova di trazione statica.



Figura 4.6 provino a sezione circolare soggetto alla prova di trazione statica.

Le piastre centrali dei campioni sono state tutte analizzate ai raggi X con una macchina Bosello SRE80 dotata di microfocus. Per andare a valutare la qualità del riempimento del getto si sono così individuate le porosità, le quali sono state quantificate utilizzando il software di elaborazione di immagini Leica LAS. In questo modo è stato possibile valutare la percentuale di area occupata dalle porosità, il loro diametro equivalente medio e quello massimo.

Per le analisi metallografiche si è osservata per ogni lega una sezione del provino da trazione circolare e due sezioni dell'appendice rastremata, allo spessore di 6 mm e 2 mm. Le sezioni sono poi state inglobate ed analizzate al microscopio ottico con il supporto del software Leica LAS. In *Figura 4.7* e *4.8* vengono mostrati i provini sezionati e le sezioni inglobate.



Figura 4.7 provini sezionati.

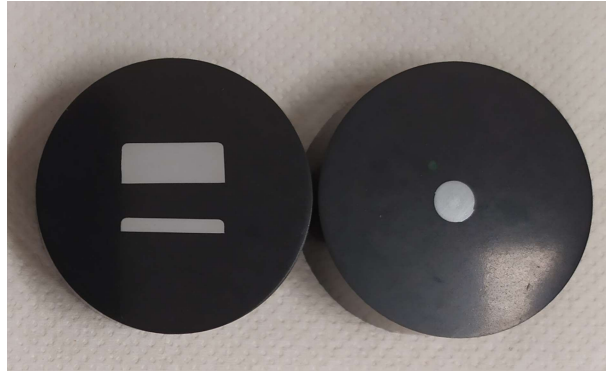


Figura 4.8 sezioni inglobate per le analisi metallografiche.

I provini inglobati sono stati levigati con carte al carburo di silicio con una granulometria progressivamente più fine (da P180 a P2400). Dopo la lappatura si è passati ad una pulitura con pasta diamantata da 6 μm , e ad una sospensione con silice colloidale da 4 μm . A seguito delle prime osservazioni, le sezioni sono state attaccate chimicamente con una soluzione Keller (95% H_2O , 2,5% HNO_3 , 1,5% HCl , 1% HF) per 15 secondi. Grazie all'attacco chimico è stato possibile mettere in evidenza i bordi grano della fase primaria $\alpha\text{-Al}$, e far risaltare la struttura eutettica Al-Si in modo tale da quantificarla e determinarne la distribuzione lungo le sezioni in analisi. In *Figura 4.9* sono presenti le immagini di una sezione metallografica prima e dopo l'attacco con soluzione Keller.

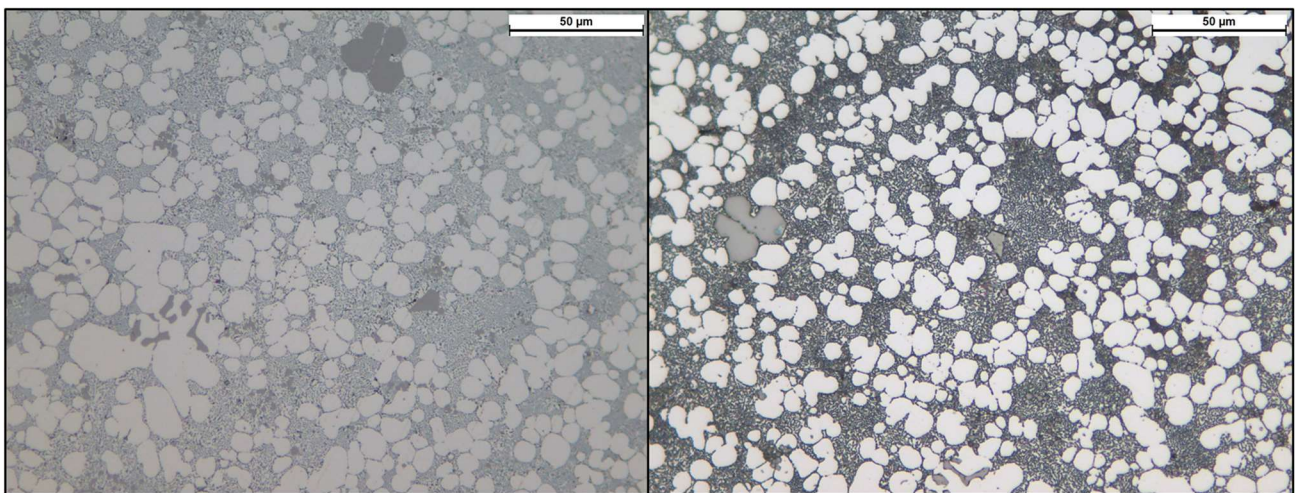


Figura 4.9 sezione metallografica prima e dopo attacco Keller (rispettivamente a sinistra e a destra).

I campioni sono poi stati rilucidati e attaccati nuovamente per mettere in evidenza le fasi ricche in ferro. La soluzione usata per l'attacco selettivo è composta da 80% H_2O e 20% H_2SO_4 , e i campioni sono stati immersi per due minuti a 70°C. Le sezioni attaccate con acido solforico sono state osservate al microscopio ottico, e con l'utilizzo del software Leica LAS si sono analizzate alcune immagini in modo tale da stimare la percentuale d'area occupata dalle fasi ferrose, nonché le loro dimensioni

medie e massime. In *Figura 4.10* vengono mostrate due immagini di una sezione prima e dopo l'attacco selettivo.

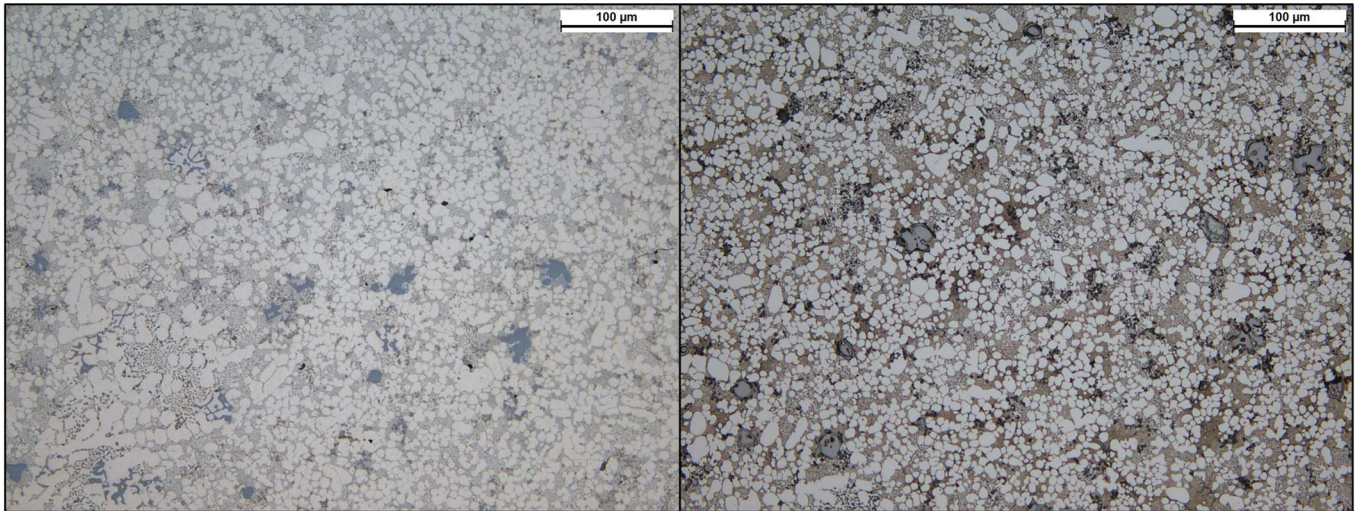


Figura 4.10 sezione metallografica prima e dopo l'attacco con acido solforico (rispettivamente a sinistra e a destra).

A seguito di un ultimo ciclo di lappatura e pulitura, le sezioni dei campioni tondi sono state osservate con il microscopio elettronico a scansione (SEM). La composizione chimica delle fasi individuate è stata analizzata mediante spettroscopia EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy).

Capitolo 5

Analisi dei dati e risultati sperimentali

5.1 Caratterizzazione microstrutturale

5.1.1 Difetti microstrutturali

Le immagini raccolte al microscopio consentono di valutare le differenze microstrutturali dei campioni delle quattro leghe. La *Figura 5.1* vede il confronto tra le sezioni dell'appendice rastremata allo spessore di 2 mm. Le immagini successive sono state ottenute a seguito di un attacco chimico con una soluzione Keller, pertanto le zone più chiare contengono in maggioranza la fase α -Al, mentre quelle più scure hanno un contenuto più elevato di fase eutettica Al-Si.

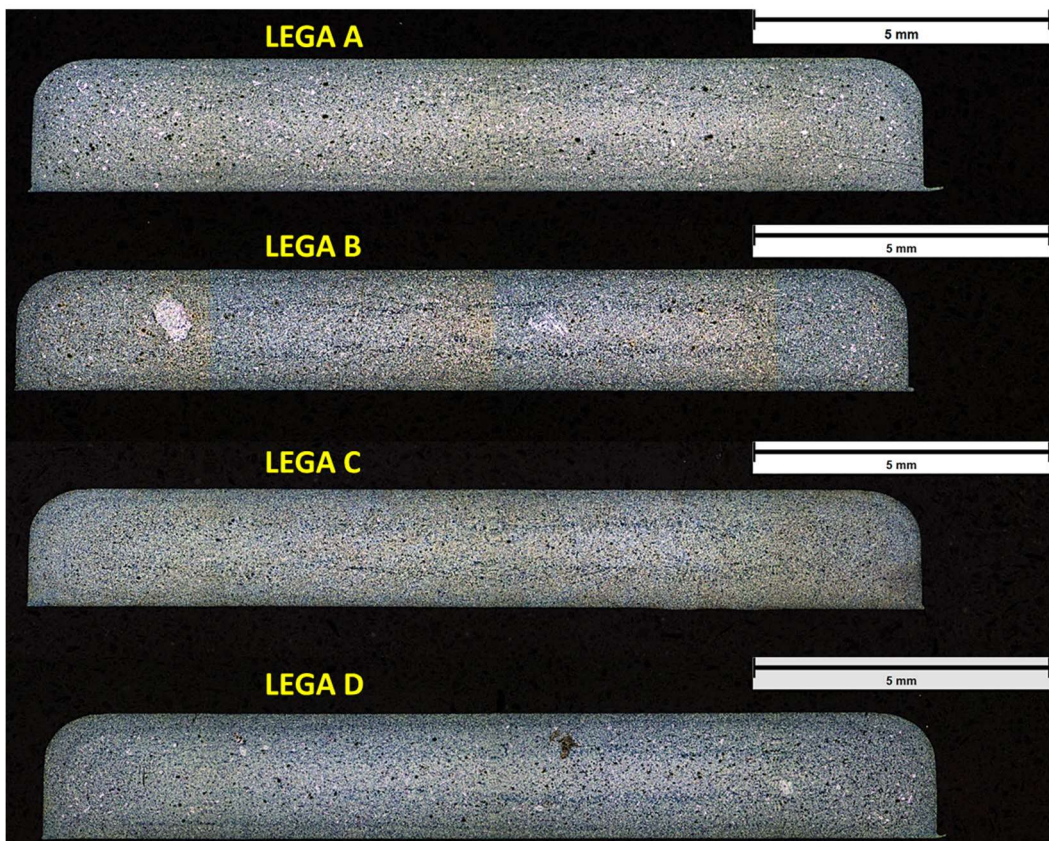


Figura 5.1 confronto tra sezioni da 2 mm di spessore delle quattro leghe.

Le differenze sostanziali identificabili a questi ingrandimenti sono relative ai difetti presenti sulle sezioni, come il quantitativo di porosità e la presenza di fasi con colorazioni differenti e grandi dimensioni.

La sezione della lega A (che si ricorda essere la lega commerciale $\text{AlSi}_{10}\text{MnMg}$) presenta un maggior numero di porosità, mediamente più grandi rispetto a quelle delle altre leghe. La forma dei vuoti,

assimilabile ad una forma circolare, suggerisce che essi siano dovuti ad intrappolamento d'aria. La *Figura 5.2* illustra degli ingrandimenti della sezione per apprezzare meglio la morfologia delle porosità.

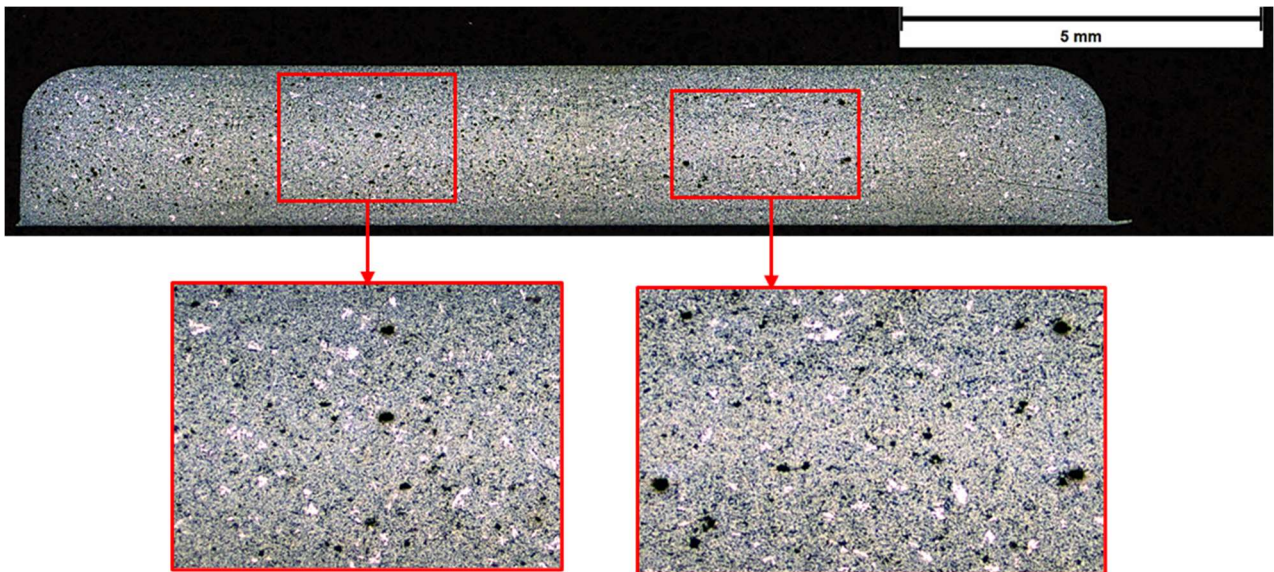


Figura 5.2 ingrandimenti della sezione di 2 mm di spessore della lega $AlSi_{10}MnMg$ (lega A).

La sezione della lega B mette in evidenza dei grani dendritici della fase primaria α -Al di grandi dimensioni. Si tratta di fasi che si sono solidificate prematuramente, accrescendo perciò più delle fasi circostanti. Tali grani di α -Al presentano delle dendriti ben sviluppate, si può presumere perciò che essi si siano formati già nella camera di iniezione. Tipicamente la natura del processo di pressocolata porta a formare grana di α -Al fine e globulare poiché, date le condizioni di raffreddamento, la frequenza di nucleazione prevale sulla velocità di accrescimento. In *Figura 5.3* vengono esposti degli ingrandimenti dei grani pre-solidificati.

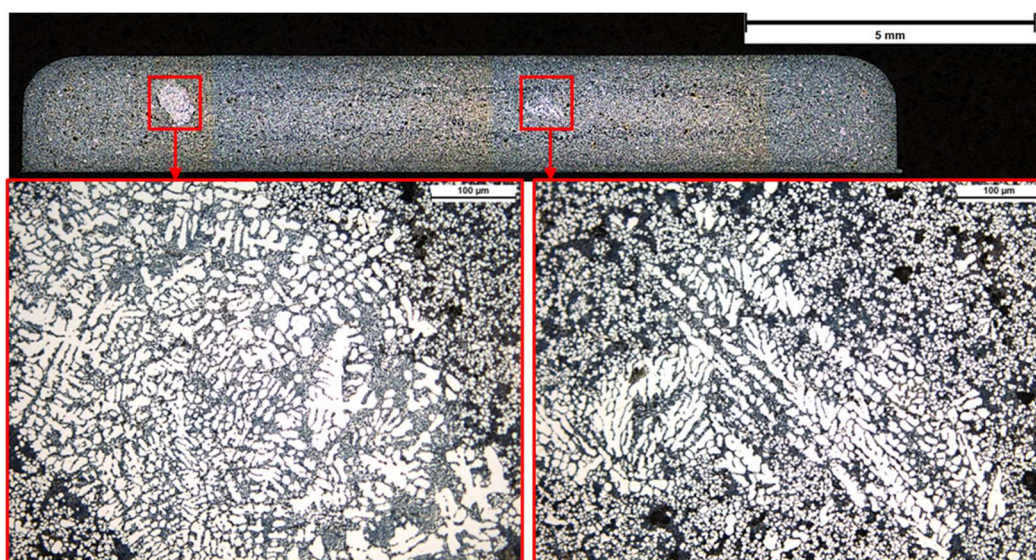


Figura 5.3 ingrandimenti di grani di α -Al solidificati prematuramente nella lega B, sezione da 2mm di spessore.

In tutte e quattro le sezioni metallografiche sono evidenti delle bande di segregazione. Le bande di segregazione sono delle regioni della sezione che appaiono più scure in quanto esse presentano una quantità di eutettico Al-Si maggiore rispetto alle zone circostanti. Secondo gli studi di Gourlay et al. [24, 25] le bande di segregazione si formano in seguito al collasso locale del network dendritico durante la solidificazione, andando ad alimentare talune zone del getto di liquido arricchito in silicio. Esiste infatti una frazione di solido critica al di sotto della quale la rete di dendriti cede agli stress applicati dal flusso liquido. La posizione delle bande è condizionata dalla presenza di grani pre-solidificati, dalle condizioni di raffreddamento (temperatura dello stampo) e dal tenore di silicio. All'aumentare del silicio in lega, le bande di segregazione tendono a spostarsi verso le pareti e ad occupare un'area maggiore, oltre ad avere dei confini sempre meno definiti.

La *Figura 5.4* mette a confronto le quattro leghe sulla sezione da 6 mm dell'appendice rastremata. Essendo tale sezione più spessa, e più vicina all'attacco di colata, risulta più facile un riempimento adeguato, per questo motivo non si rilevano porosità di grandi dimensioni come nelle sezioni di spessore 2 mm.

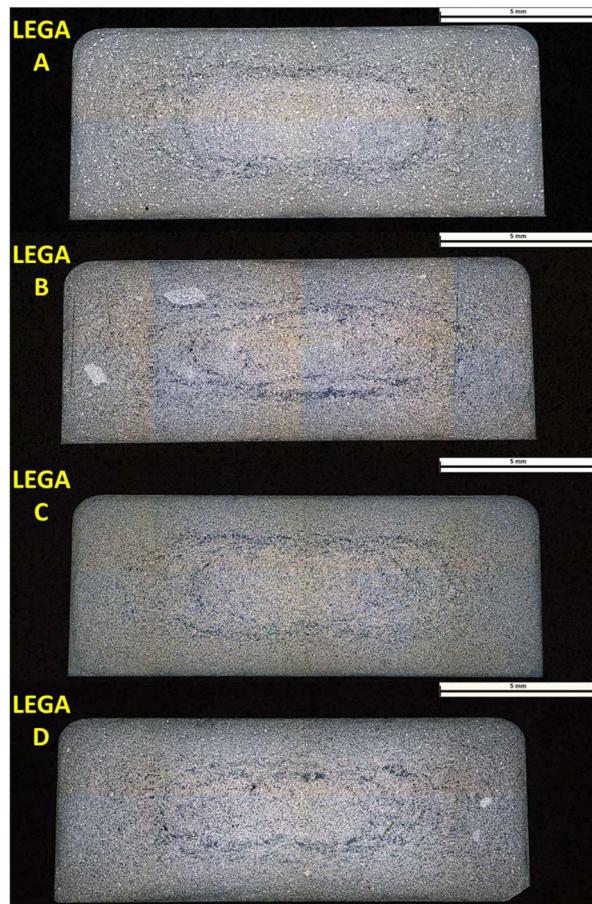


Figura 5.4 confronto tra sezioni da 6 mm di spessore delle quattro leghe.

Anche in questo caso sono evidenti dei grani di α -Al pre-solidificati, in particolare nella sezione della lega B. In *Figura 5.5* viene presentato un ingrandimento di tali fasi.

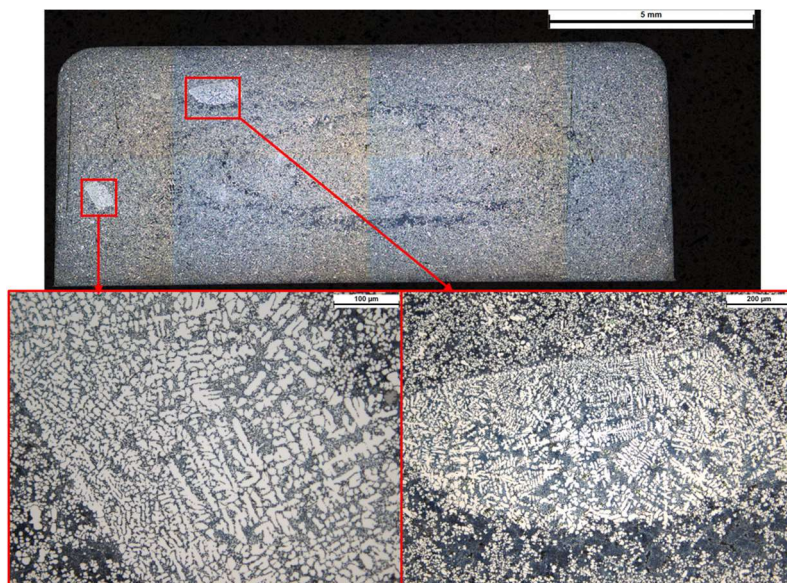


Figura 5.5 ingrandimenti di grani di α -Al solidificati prematuramente nella lega B, sezione da 6mm di spessore.

Risultano ancora una volta ben visibili le bande di segregazione di eutettico Al-Si. Nella *Figura 5.6* si illustra la frazione di eutettico percentuale nelle quattro sezioni.

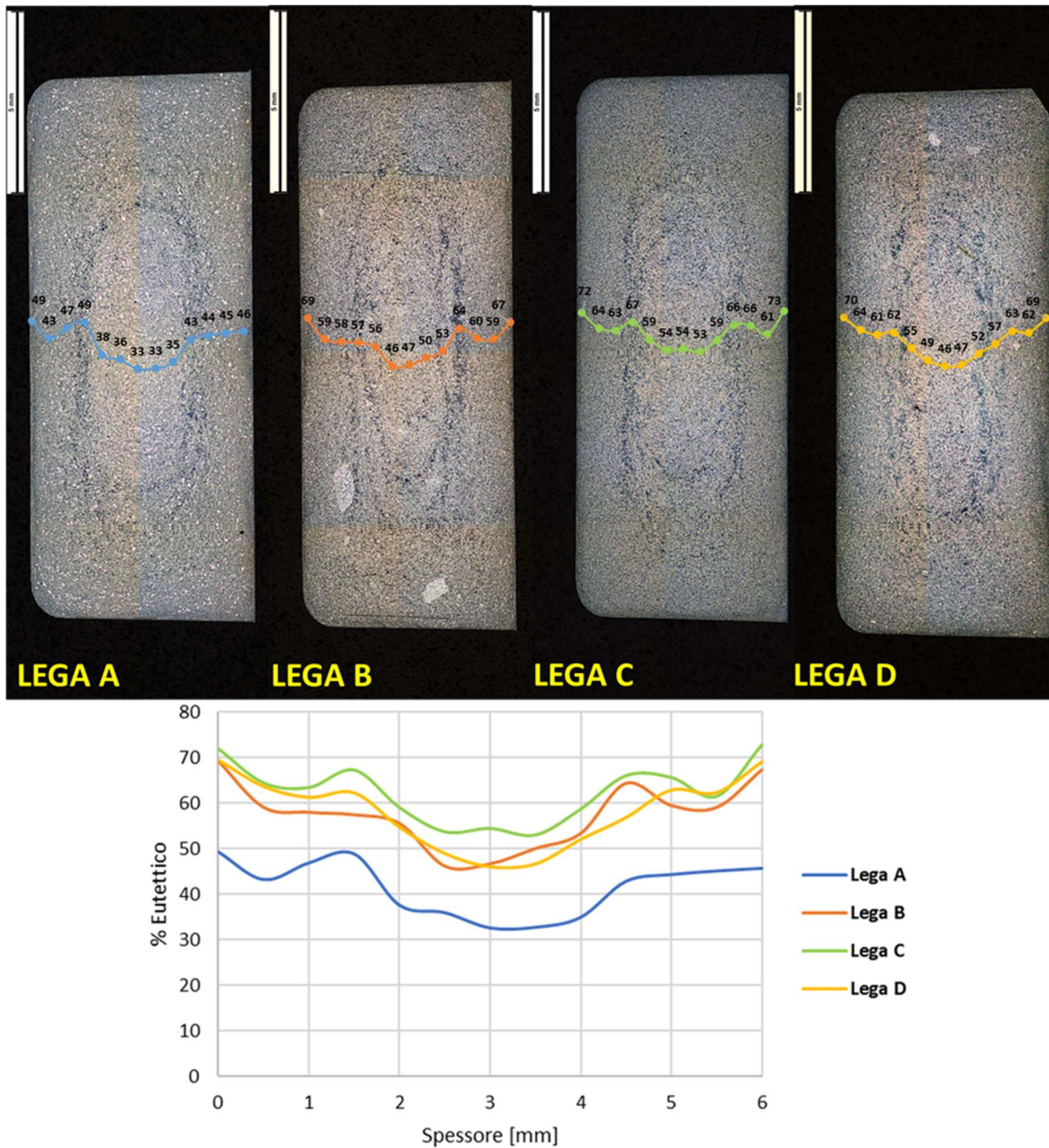


Figura 5.6 frazione percentuale di eutettico sulle sezioni da 6mm di spessore.

La distribuzione delle bande di segregazione lungo le sezioni è analoga per le quattro leghe, ciò può essere giustificato col fatto che le condizioni di raffreddamento sono pressoché le medesime per i quattro getti. Il range entro il quale è stato fatto variare il contenuto di silicio, inoltre, non è sufficientemente ampio da poter rilevare il suo effetto sulla posizione delle bande. Si può notare tuttavia che al crescere del tenore di silicio i confini delle bande di segregazione sono sempre meno

definiti, come riscontrato da Gourlay et al. [25]. In *Figura 5.7* vengono presentati degli ingrandimenti delle zone affette da segregazione.

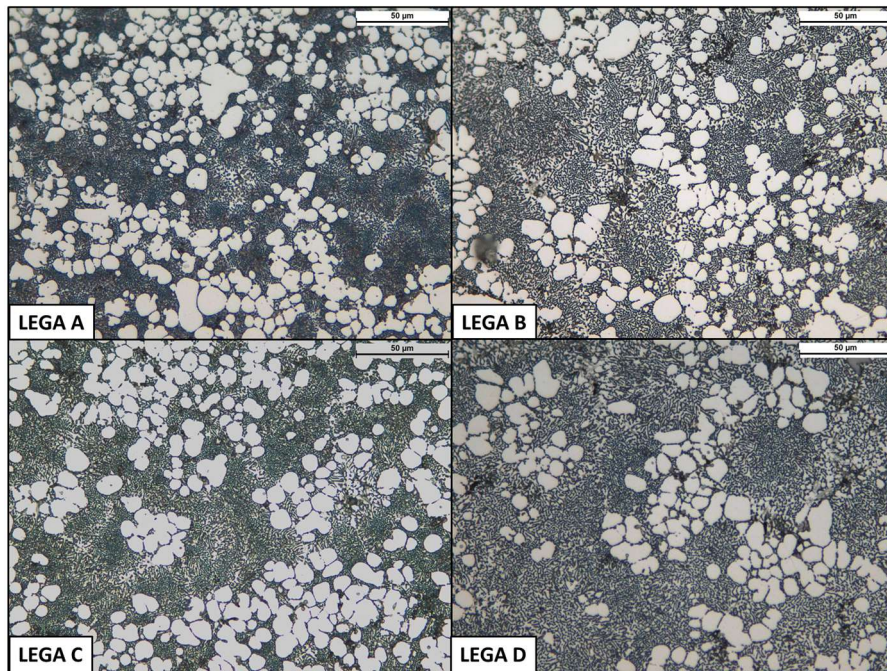


Figura 5.7 ingrandimenti delle bande di segregazione su sezioni da 6mm da spessore.

Si presentano, in *Figura 5.8*, le sezioni circolari dei provini da trazione delle quattro leghe.

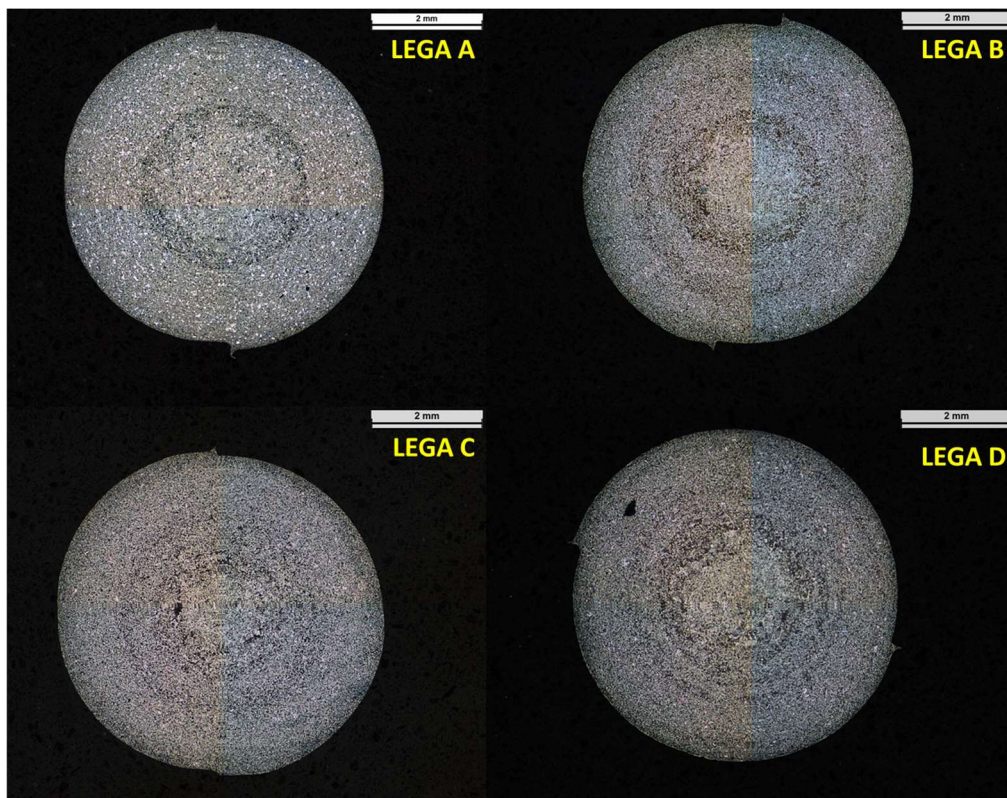


Figura 5.8 confronto tra sezioni circolari delle quattro leghe.

I campioni delle sezioni circolari mettono in luce una maggiore quantità di particelle di fase α -Al sulla sezione della lega A. Come visto nelle sezioni dell'appendice rastremata da 6mm di spessore, le leghe B, C e D hanno un contenuto di fase eutettica maggiore, e quindi un quantitativo più ridotto di fase α -Al.

Sulla sezione della lega D è ben visibile una fase più scura di natura diversa rispetto al materiale in analisi. Come si vedrà successivamente dalle analisi EDS, la fase è formata da ossidi di vari elementi. In *Figura 5.9* viene presentato un ingrandimento della scoria.

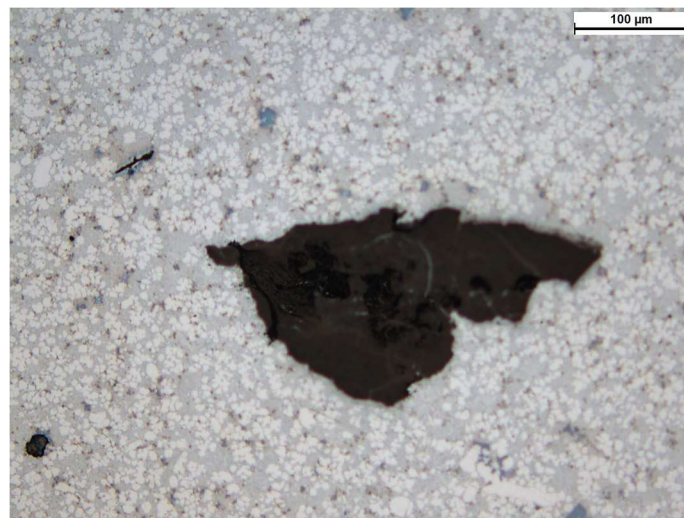


Figura 5.9 scoria sulla sezione circolare della lega D.

In *Figura 5.10* si prende da esempio la lega A per mettere in evidenza l'aumento di dimensioni della fase α -Al, procedendo dal bordo della sezione verso il centro. Nelle immagini è anche possibile apprezzare come la frazione di eutettico sia maggiore in prossimità del bordo e minore al centro. Le considerazioni fatte valgono in maniera analoga per le altre leghe e per le altre sezioni.

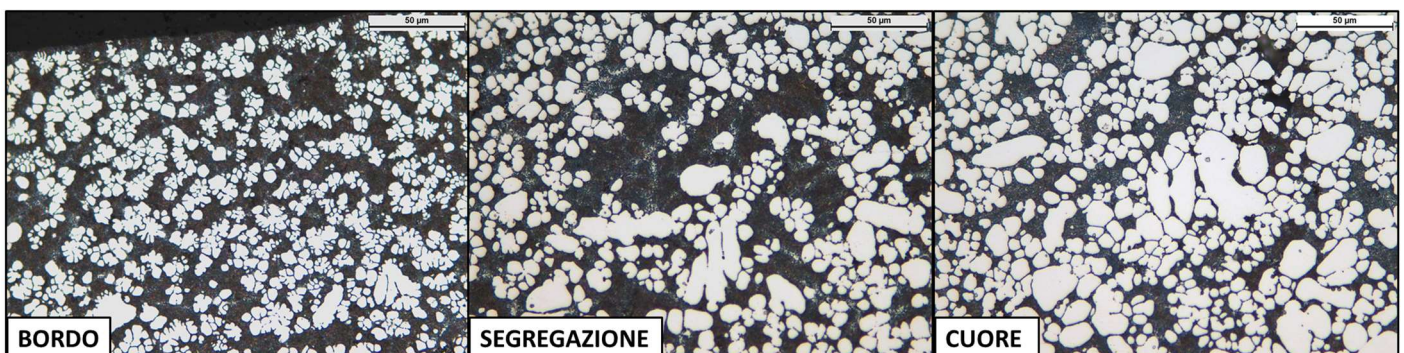


Figura 5.10 ingrandimenti della sezione circolare della lega A. Immagini prese sul bordo della sezione (a sinistra), in corrispondenza della banda di segregazione (al centro) e a cuore della sezione (a destra).

L'andamento della frazione di eutettico lungo la sezione è il medesimo riscontrato nelle sezioni dell'appendice rastremata. I picchi di frazione di eutettico sono localizzati sul bordo della sezione e su una banda di segregazione che segue il contorno della sezione, mentre a cuore il materiale risulta essere scarico di fase eutettica. In *Figura 5.11* si presenta la frazione percentuale di fase eutettica lungo le sezioni circolari.

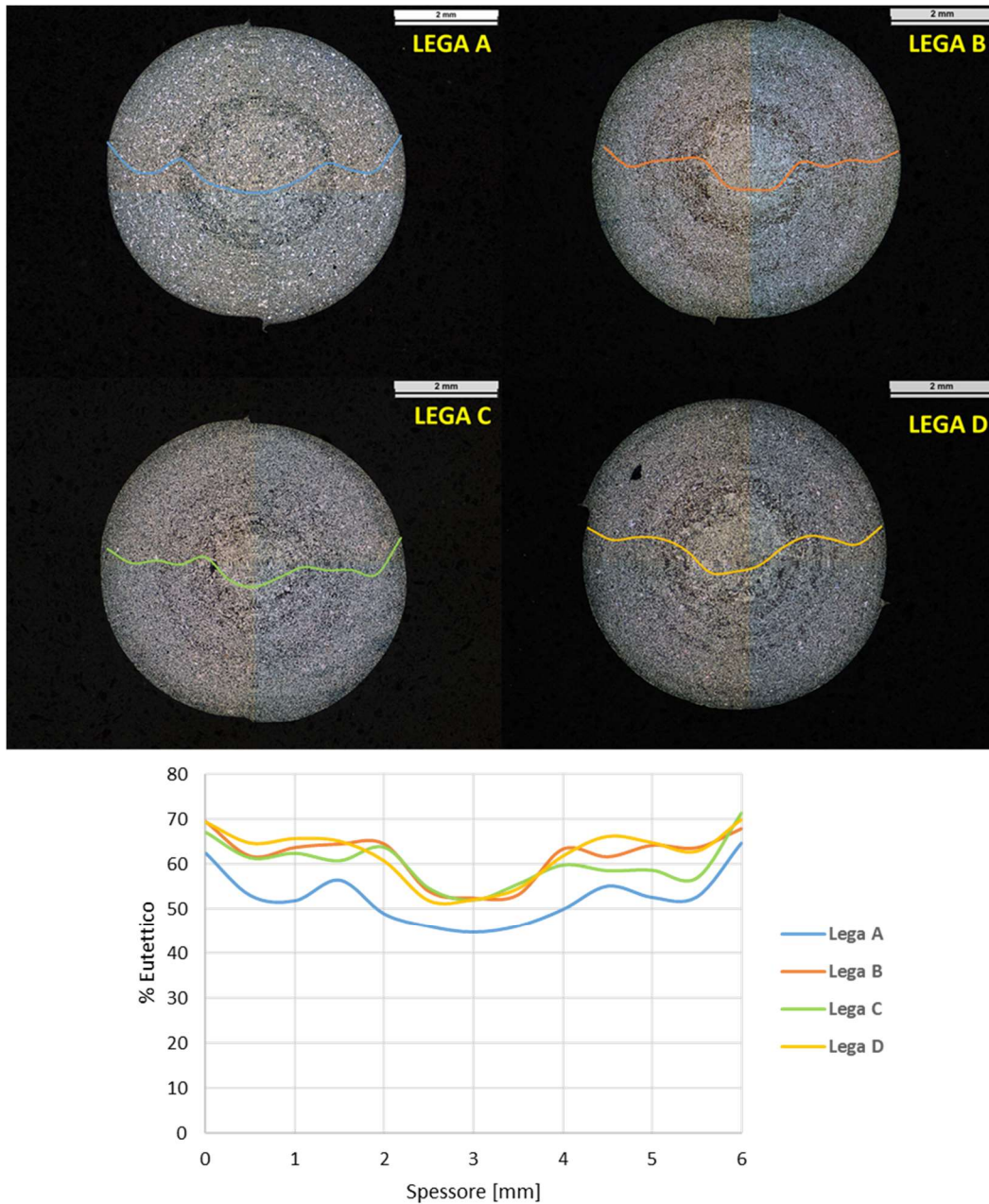


Figura 5.11 *frazione percentuale di eutettico sulle sezioni circolari.*

5.1.2 Fasi ricche in ferro

Le successive osservazioni sono state svolte a seguito dell'attacco chimico con acido solforico, in modo da mettere in evidenza le fasi ricche in ferro, le quali assumono in questo modo una colorazione più scura. Come prevedibile, le leghe aventi un tenore di ferro maggiore presentano una quantità più elevata di fasi ricche in ferro, come illustrato dalla *Figura 5.12*, dove si mostrano delle immagini prese dal centro delle sezioni e vengono indicate con delle frecce rosse le fasi ricche in ferro più grossolane. Si richiama la *Tabella 4.1* per ricordare la composizione chimica delle leghe e, in particolare, il tenore di ferro.

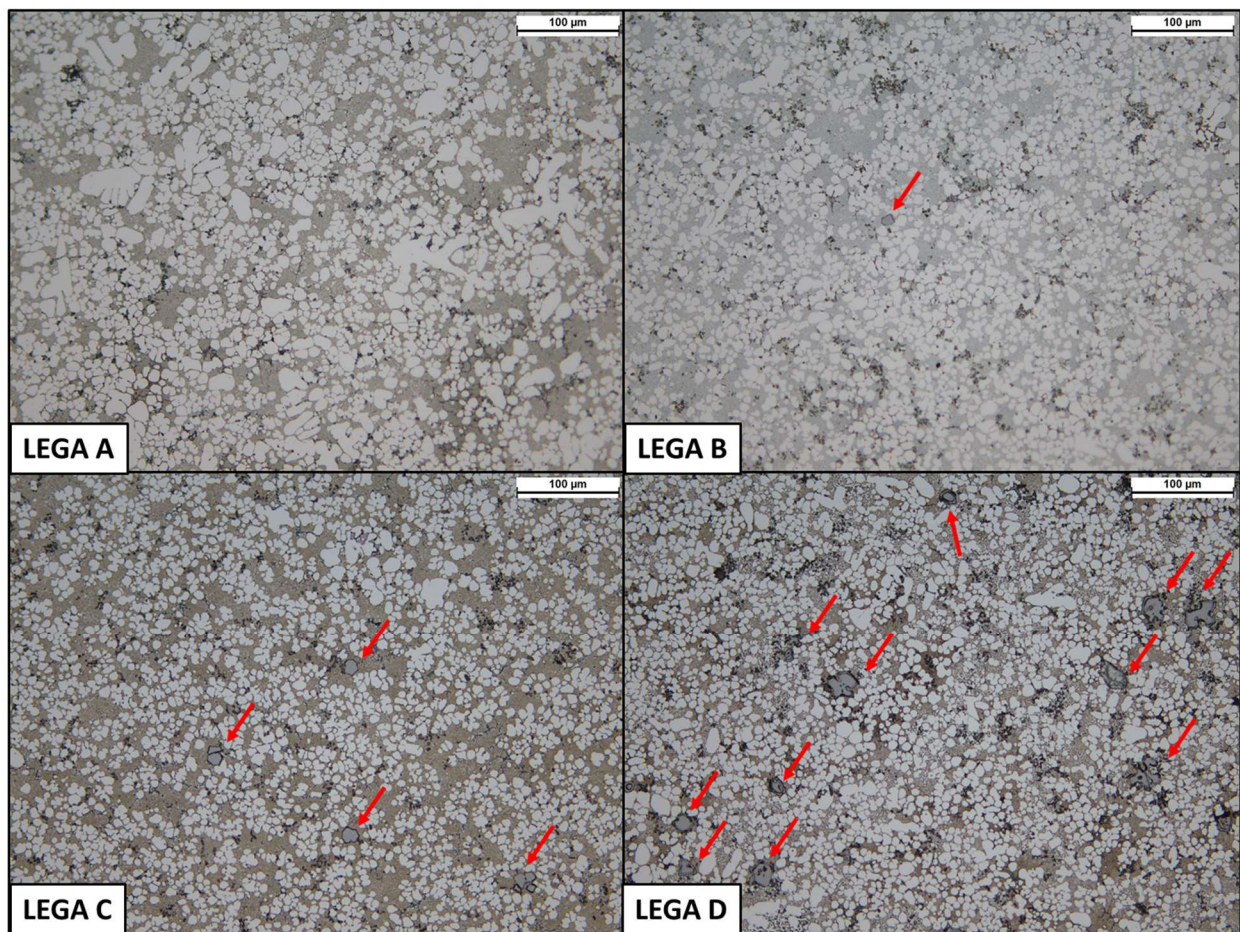


Figura 5.12 immagini prese dal centro delle sezioni circolari. Indicate con frecce rosse le fasi ricche in ferro più grossolane.

Composizione chimica		Lega A	Lega B	Lega C	Lega D
Si	wt. %	9,1	10,9	10,9	11,5
Fe	wt. %	0,19	0,20	0,29	0,41
Cu	wt. %	0,022	0,023	0,023	0,023
Mn	wt. %	0,48	0,71	0,82	0,78
Mg	wt. %	0,33	0,31	0,31	0,30
Cr	wt. %	0,0034	0,0040	0,0073	0,0103
Ni	wt. %	0,0515	0,0631	0,0676	0,0730
Zn	wt. %	0,0142	0,0178	0,0181	0,0183
Pb	wt. %	<0,001	0,0160	0,0249	0,0260
Sn	wt. %	0,0278	0,0616	0,0632	0,0659
Ti	wt. %	0,10	0,10	0,10	0,11
Sr	wt. %	0,0260	0,0225	0,0225	0,0212

Tabella 4.1 *composizione chimica reale delle leghe sperimentali.*

Per ciascuna lega è stata fatta una stima dell'area delle sezioni circolari occupata dalle fasi ricche in ferro, calcolandone anche il diametro medio e massimo equivalente. I risultati ottenuti sono presentati nei diagrammi in *Figura 5.13*.

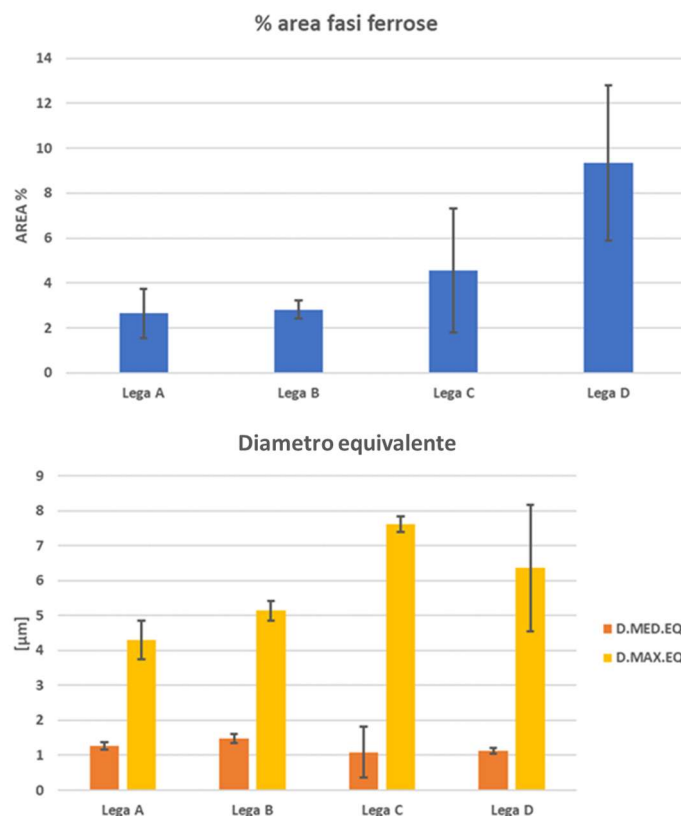


Figura 5.13 *percentuale di area occupata dalle fasi ferrose (in alto), diametro medio e massimo equivalente (in basso).*

Le fasi ferrose individuate nelle sezioni assumono varie forme. La maggior parte di esse hanno una forma poligonale, viste in sezione, suggerendo che si tratta di fase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (di seguito indicata come $\alpha\text{-Fe}$), oppure di fase sludge. Le altre fasi preponderanti hanno una forma lamellare, esse sono $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ oppure $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$. In *Figura 5.14* si presenta un'immagine della sezione circolare della lega B dove sono presenti fasi ricche in ferro di forma poliedrica e lamellare.

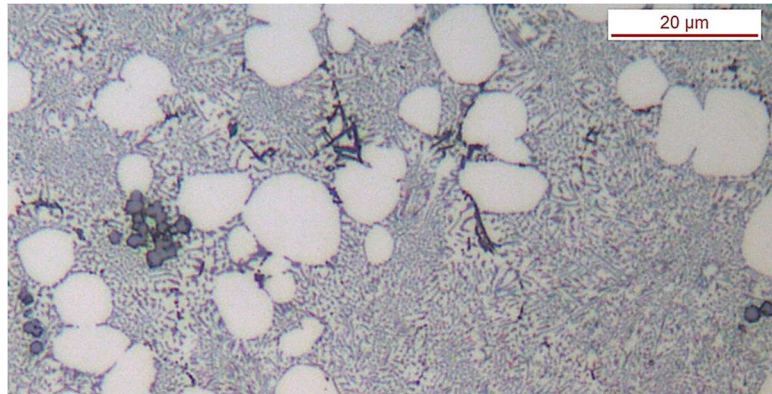


Figura 5.14 fasi ricche in ferro su sezione circolare della lega B.

In *Figura 5.13* si può notare che nelle leghe C e D sono state osservate fasi ricche in ferro con diametro equivalente massimo maggiore rispetto alle leghe A e B. Nelle leghe C e D sono state individuate delle particelle di *sludge*, ovvero fasi ricche in ferro solidificate già nel forno di mantenimento, o nella camera di iniezione, che sono perciò accresciute più delle altre fasi. In *Figura 5.15* viene presentata un'immagine della sezione circolare della lega D che contiene la fase *sludge*.

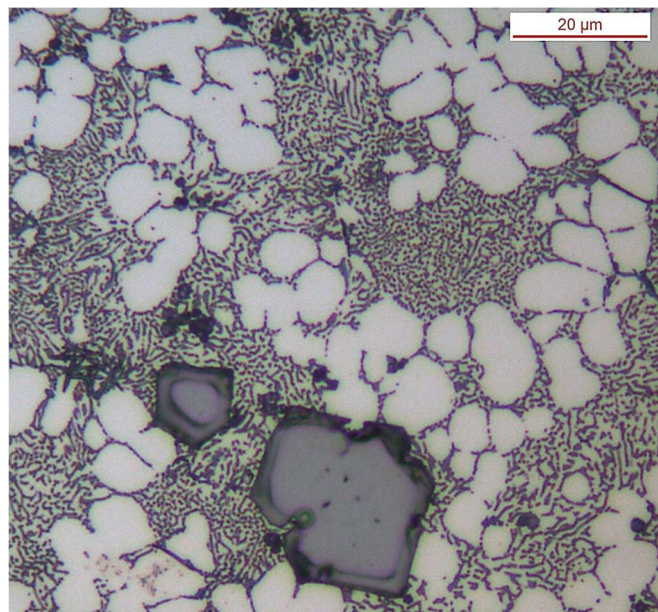


Figura 5.15 fase *sludge* su sezione circolare della lega D.

Per ogni lega sono stati calcolati lo *Sludge Factor* (*SF*) e la *Temperatura di formazione dello sludge* (*Ts*), con le relazioni empiriche accettate in letteratura riportate di seguito [12]:

$$\text{Sludge Factor (SF)} = (1 \times \text{wt.\%Fe}) + (2 \times \text{wt.\%Mn}) + (3 \times \text{wt.\%Cr})$$

$$\text{Temperatura di formazione dello sludge (Ts) [}^\circ\text{C]} = 645.7 + 34.2 \times (\text{wt.\%Fe})^2$$

I valori ottenuti vengono esposti in *Tabella 5.1*.

	Fe [wt.%]	Mn [wt.%]	Cr [wt.%]	SF	Ts [°C]
Lega A	0,19	0,48	0,0034	1,16	647
Lega B	0,20	0,71	0,0040	1,63	647
Lega C	0,29	0,82	0,0073	1,94	649
Lega D	0,41	0,78	0,0103	1,99	651

Tabella 5.1 valore di *sludge factor* (*SF*) e temperatura di formazione dello sludge (*Ts*) per ogni lega.

Come discusso in precedenza, lo *sludge factor* indica la tendenza della lega a formare la fase sludge. Nelle fonderie si assume convenzionalmente che SF non dovrebbe superare il valore di 1.7 [12]. Nelle leghe C e D, che hanno un SF maggiore di 1.9, sono state individuate diverse particelle di sludge di grandi dimensioni, come si può evincere anche dal diagramma in *Figura 5.13*. Le dimensioni maggiori sono giustificate anche dal fatto che la temperatura di formazione dello sludge è più elevata, pertanto tale fase ha più tempo di accrescere.

5.1.3 Osservazioni SEM e EDS

Le analisi condotte al microscopio elettronico a scansione hanno rivelato che le quattro leghe presentano la stessa tipologia di fasi, seppur in quantità e dimensioni diverse. Sono state sottoposte ad analisi le sezioni tonde delle leghe A, B e D. In base ai risultati ottenuti si è ritenuto ragionevole assumere che la lega C risultasse molto simile alla B, ma con un contenuto superiore di fasi ricche in ferro di dimensioni mediamente maggiori.

In *Figura 5.16* si mettono a confronto i bordi delle tre sezioni, dai quali si osserva chiaramente la differente quantità di area occupata dalle fasi ricche in ferro. Le fasi ricche in ferro si vedono in immagine con una colorazione più chiara, poiché esse hanno una densità maggiore rispetto alla matrice formata da α -Al e fase eutettica.

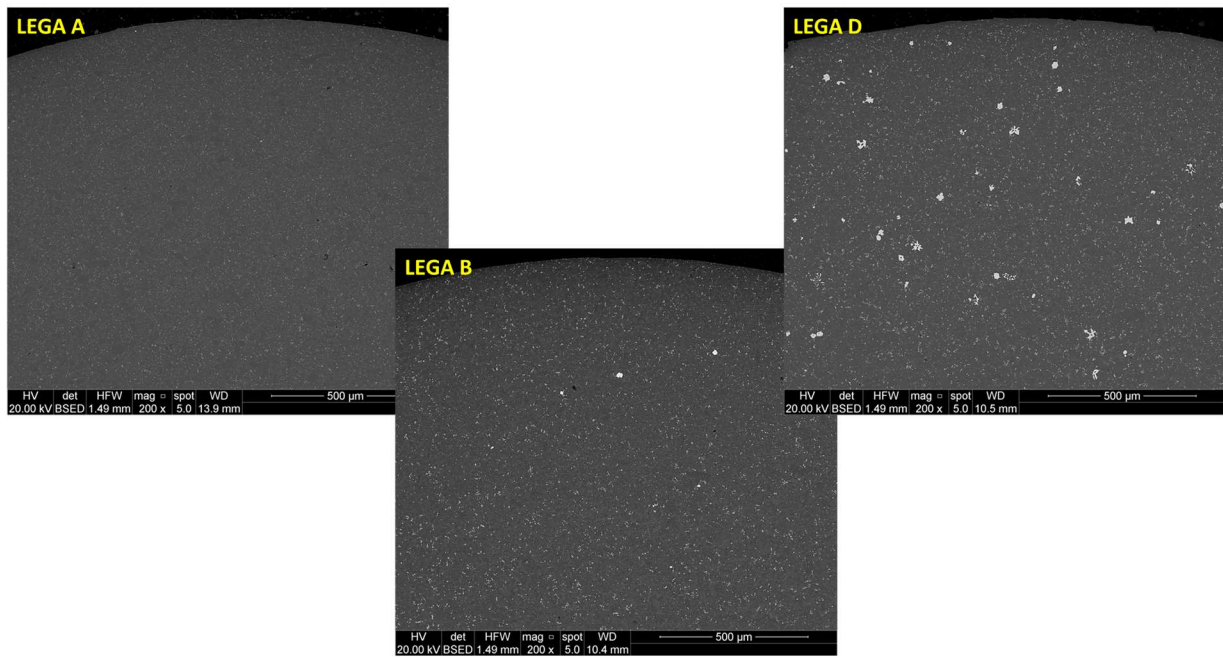


Figura 5.16 confronto al SEM tra sezioni tonde delle leghe A, B e D.

Sulla sezione della lega A sono state individuate sia fasi di forma aciculare che poligonale, come si può vedere dall'immagine in *Figura 5.17*. Dall'analisi EDS delle fasi a forma poligonale, si evince che esse siano fase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, deducendolo dallo spettro e dalle percentuali di atomi presenti. Nella valutazione numerica della quantità di atomi bisogna tenere in considerazione dei limiti della misura, dato che il funzionamento dell'EDS prevede di andare a scansionare una porzione di materiale sottesa alla superficie in esame, andando spesso ad analizzare parte di matrice sottostante (o circostante) alla fase di interesse. Questa considerazione sarà valida anche per i risultati successivi, tanto più per le fasi di forma aciculare data la loro morfologia.

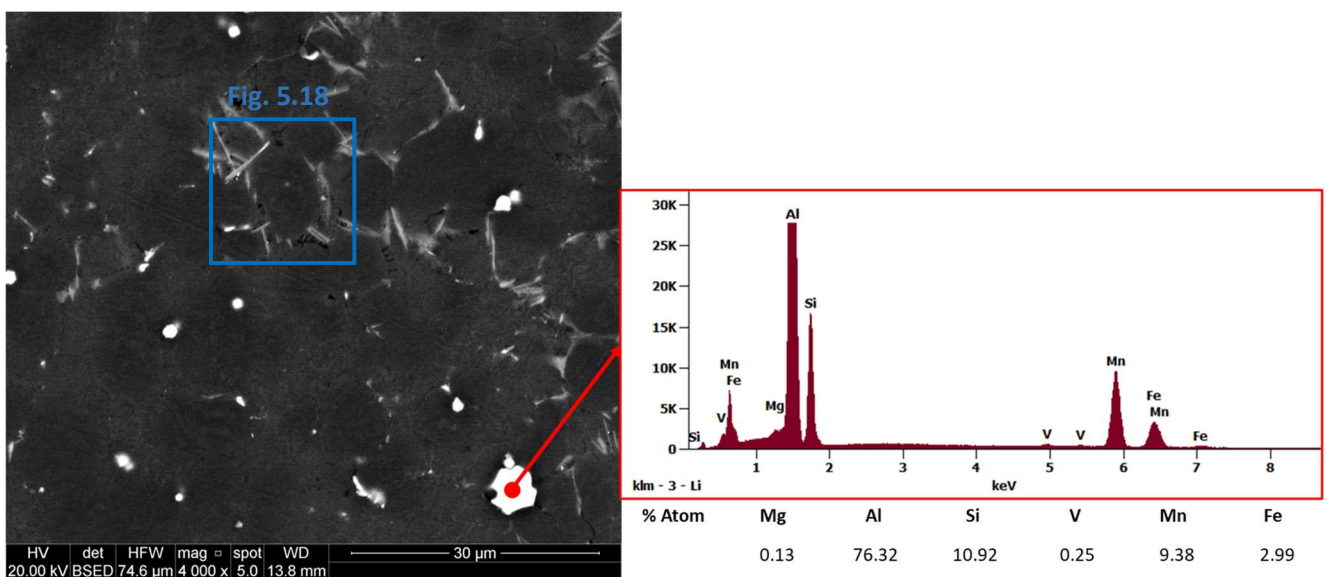


Figura 5.17 fase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ nella lega A.

In *Figura 5.18* viene illustrato un ingrandimento del riquadro blu in *Figura 5.17*. A più alti ingrandimenti è possibile apprezzare la presenza di fasi di colore più scuro che, dall'indagine dello spettro, risultano essere fasi Mg_2Si . Per quanto riguarda le fasi con forma aciculare, è stato rilevato del magnesio, indicando che si tratta della fase $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$.

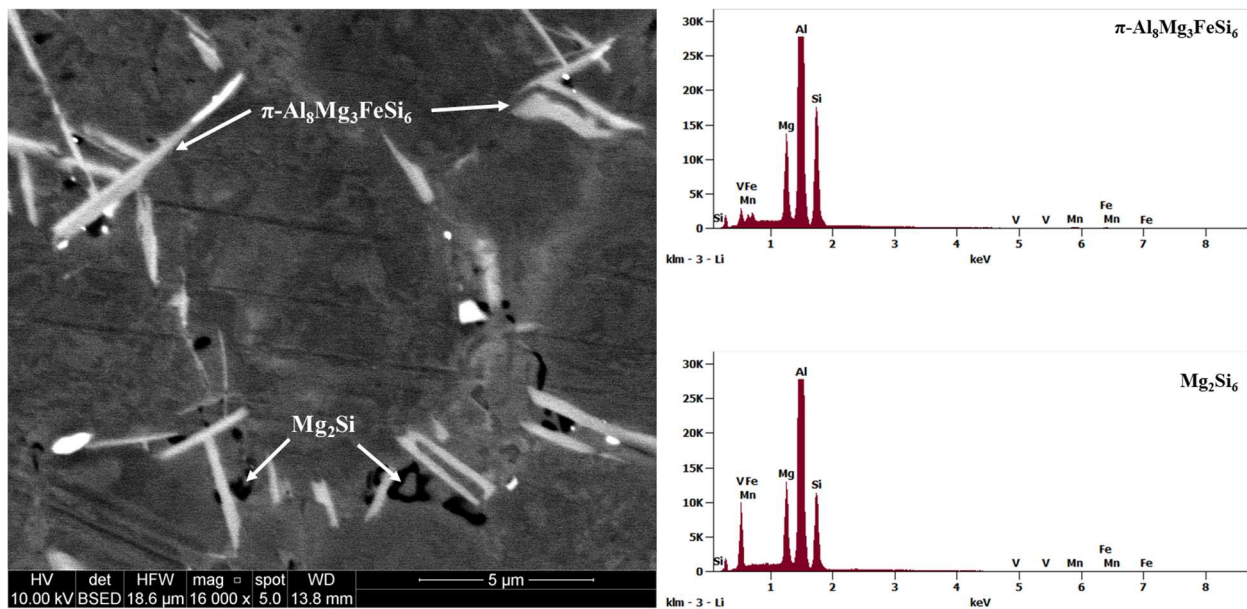


Figura 5.18 fasi Mg_2Si e $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$ nella lega A.

Le indagini condotte sulla lega C hanno portato ancora una volta ad identificare le fasi $\alpha-Fe$ e $\pi-Fe$, come illustrato in *Figura 5.19*. Si omettono gli spettri poiché del tutto analoghi a quelli visti in precedenza per le due fasi.

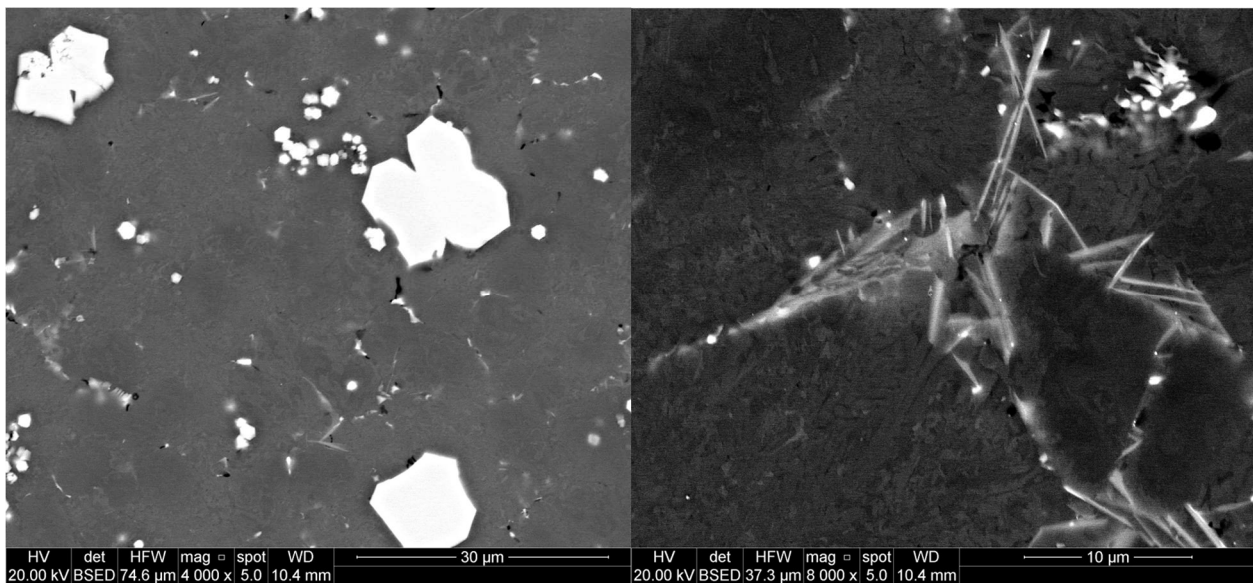


Figura 5.19 fasi $\alpha-Fe$ e $\pi-Fe$ nella lega C.

A parità di ingrandimenti, è possibile ancora una volta notare come le fasi α -Fe nella lega C siano più grandi di quelle della lega A. Di dimensioni ancora maggiori sono le fasi α -Fe della lega D, nella quale sono state anche individuate delle fasi *chinese script*, come illustrato in *Figura 5.20*.

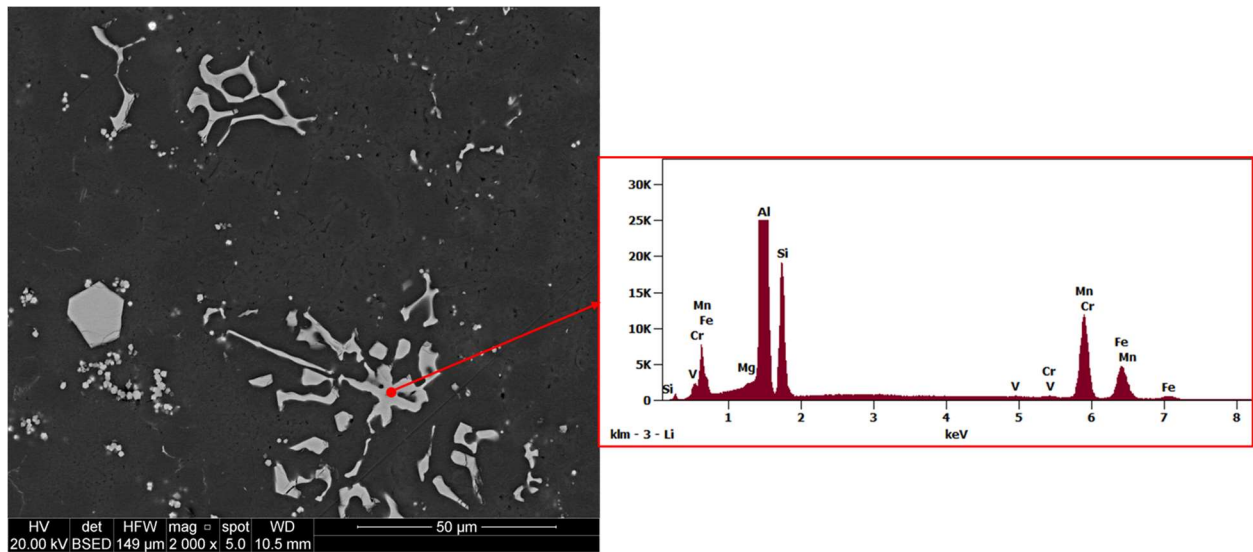


Figura 5.20 fasi α -Fe con morfologia *chinese script* nella lega D.

Sulla sezione della lega D sono stati trovati diversi agglomerati di fasi aciculari, come si può vedere in *Figura 5.21*. L'analisi degli spettri mostra ancora una volta che si tratta in prevalenza di fasi π -Fe.

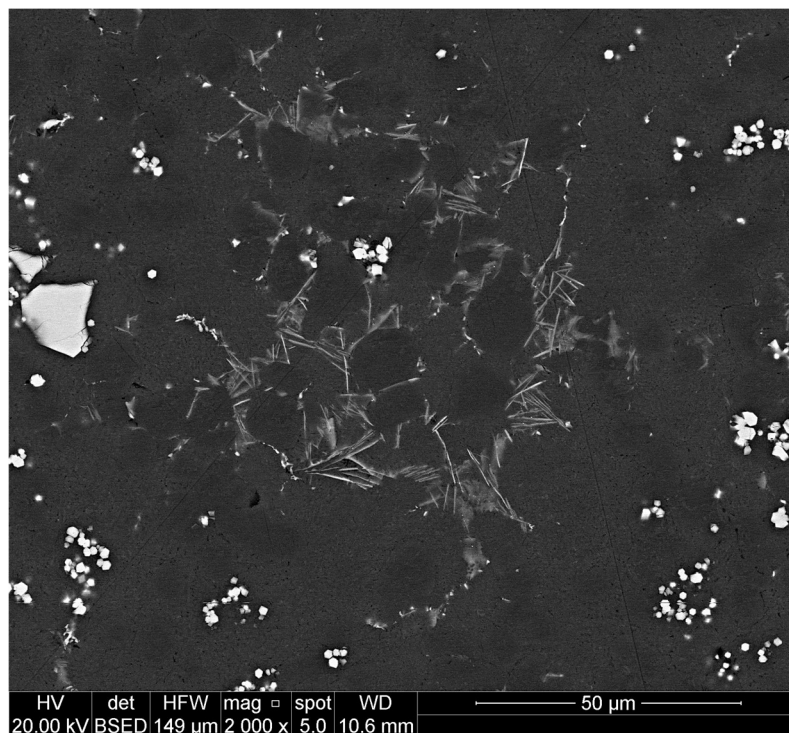


Figura 5.21 agglomerato di fasi aciculari nella lega D.

È stata infine analizzata la scoria presentata in *Figura 5.9*. Dalla spettroscopia si osserva che si tratta di un composto di ossidi di varia natura. Viene presentata un'immagine della scoria al microscopio elettronico, e relativi spettri, in *Figura 5.22*.

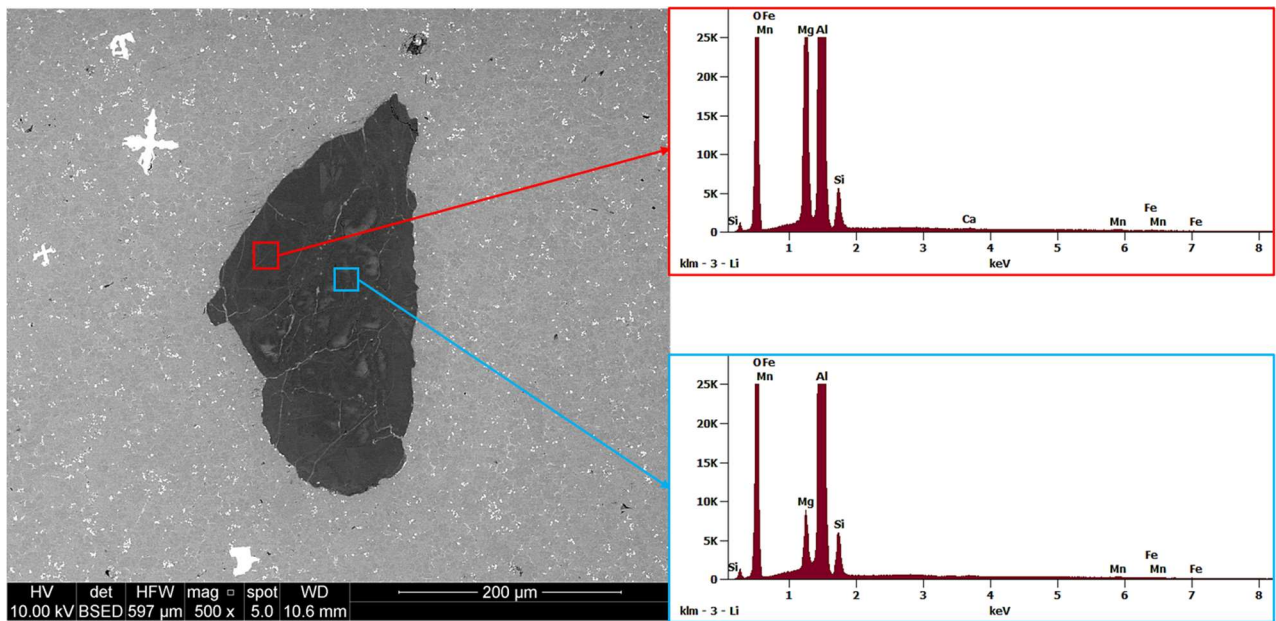


Figura 5.22 immagine e spettri della scoria nella lega D.

5.2 Analisi ai raggi X

Per valutare la qualità del riempimento dello stampo con le varie leghe sono state analizzate ai raggi X le piastre centrali del getto NADIA, valutando poi il contenuto di porosità. Sono stati sottoposti all'analisi gli stessi getti sui quali sono state condotte le prove di trazione (cinque per ogni lega). In *Figura 5.23* vengono illustrate delle immagini rappresentative delle piastre analizzate ai raggi X.



Figura 5.23 immagini rappresentative delle piastre analizzate ai raggi X.

I grafici relativi alla percentuale d'area occupata dalle porosità, e il loro diametro equivalente massimo e medio, sono riportati in *Figura 5.24*. I valori rappresentati negli istogrammi sono calcolati come media dei valori ottenuti analizzando i cinque campioni di ogni lega. Si riportano anche le relative bande di deviazione.

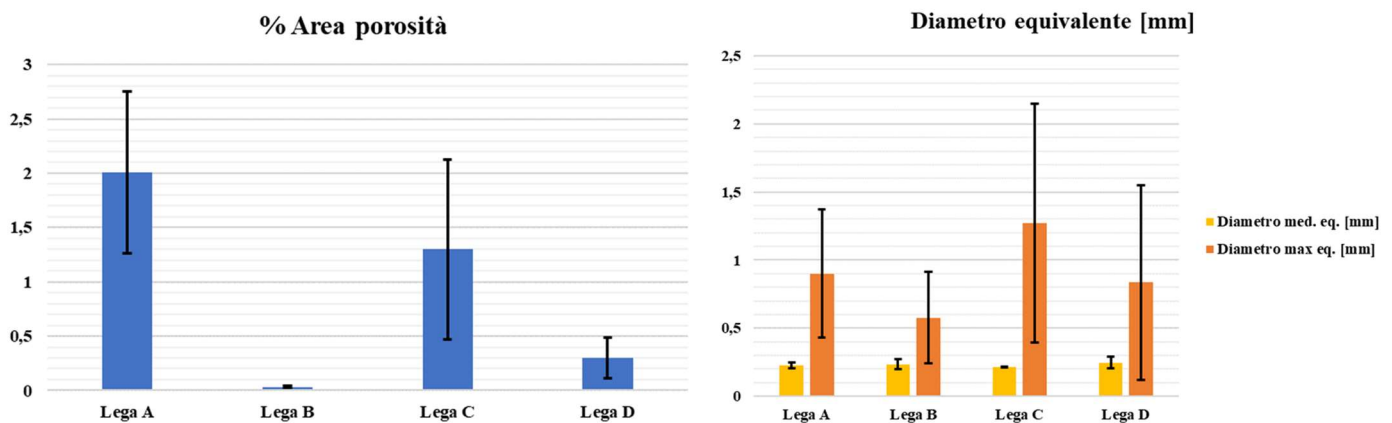


Figura 5.24 percentuale di area occupata dalle porosità, diametro massimo e medio equivalente delle porosità sulle piastre centrali del getto.

Dai valori riscontrati risulta evidente che con la lega B si è ottenuto il miglior riempimento dello stampo. La lega C ha una composizione chimica molto simile, ma con un maggior tenore di ferro e manganese, che hanno portato alla formazione di sludge. Come discusso in precedenza, lo sludge porta ad un aumento della viscosità del fluido che viene iniettato nello stampo, dato che esso costituisce una fase primaria. È ipotizzabile che il maggior quantitativo di porosità sia quindi dovuto alla minore fluidità della lega fusa. Con la lega D si può fare un ragionamento analogo, tenendo però in considerazione che la D possiede un tenore di silicio maggiore rispetto alle leghe B e C, elemento che incrementa la fluidità.

5.4 Prove di trazione

In *Figura 5.25* vengono presentate le curve tensione-deformazione ottenute dalle prove di trazione condotte sia con i provini piatti che con quelli a sezione circolare. Le curve riportate sono state prese dal campione che ha avuto il comportamento più rappresentativo di ogni lega.

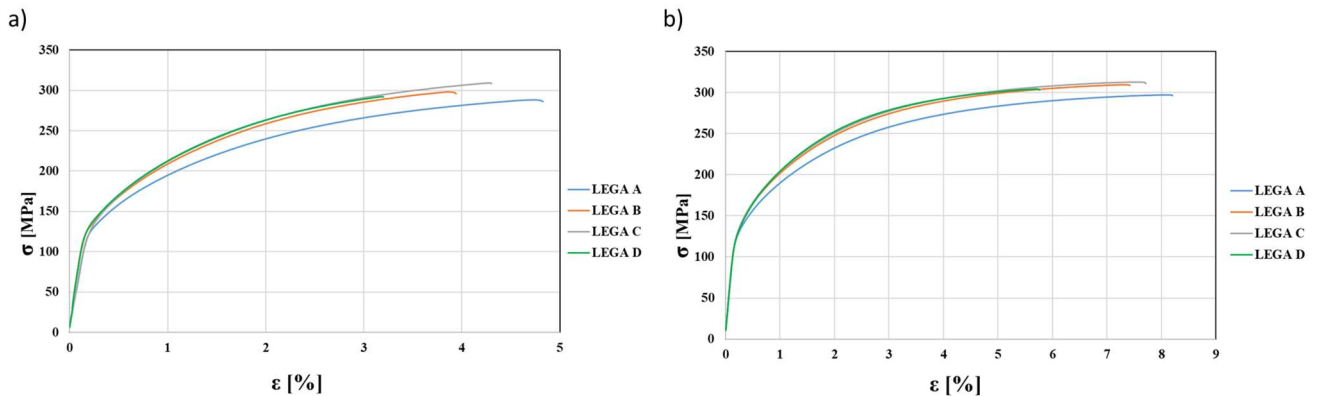


Figura 5.25 curve tensione-deformazione medie di a) provini piatti e b) provini a sezione circolare.

Paragonando i risultati tra provini a sezione circolare e provini piatti si nota come i primi siano caratterizzati da tensioni di rottura e allungamenti a rottura maggiori, mentre presentano valori di tensione di snervamento leggermente inferiori. Tale fenomeno si può spiegare con l'influenza che la forma della sezione e lo spessore del provino hanno sullo smaltimento termico durante la solidificazione [26]. Questi fattori portano ad avere una differenza di tempi di solidificazione tra le due tipologie di provino, calcolabili con la formula di *Chvorinov* [27]:

$$t_f = B (V/A)^2;$$

Nella quale:

- t_f è il tempo totale di solidificazione;
- B è una costante dipendente dalla lega e dalle condizioni dello stampo;
- V è il volume totale del getto;
- A è l'area di contatto tra stampo e lega, ovvero l'interfaccia di raffreddamento del getto.

Il rapporto (V/A) è anche conosciuto come modulo m , e il parametro m^2 nella formula di *Chvorinov* è il fattore principale che influenza il raffreddamento del getto. La variazione dei tempi di solidificazione comporta un cambiamento della microstruttura che si viene a formare, e pertanto differenti proprietà meccaniche.

Dal confronto tra le leghe è possibile da subito evidenziare come le tre leghe secondarie presentino un miglioramento della tensione di rottura, ma un minor allungamento a rottura. Con l'aggiunta di

elementi in lega è stato perciò ottenuto un rafforzamento per soluzione solida e un rafforzamento per precipitazione di fase, che, come noto, innalzano le proprietà resistenziali della lega a discapito della deformabilità. In *Tabella 5.2* e in *Figura 5.26* vengono riportati i valori medi di tensione di rottura (UTS), tensione di snervamento (Ys) e allungamento percentuale a rottura (A%).

Provini piatti	Ys	UTS	A%	Provini tondi	Ys	UTS	A%
	MPa	MPa	%		MPa	MPa	%
Lega A	150	284	4,3	Lega A	148	296	7,8
Lega B	161	298	3,5	Lega B	155	309	6,8
Lega C	167	306	3,8	Lega C	157	312	7,1
Lega D	164	291	3,0	Lega D	154	300	5,1

Tabella 5.2 valori medi di tensione di rottura (UTS), tensione di snervamento (Ys) e allungamento percentuale a rottura (A%).

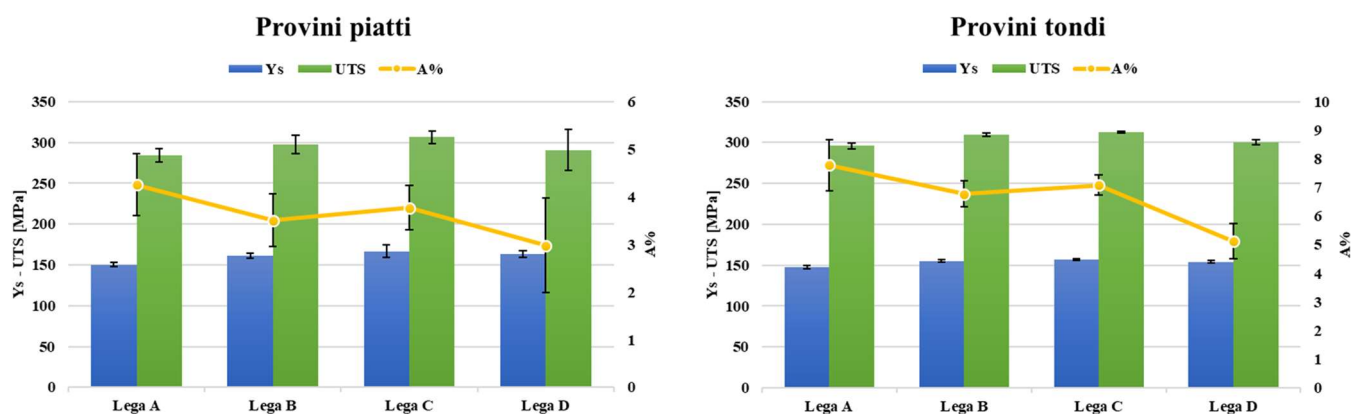


Figura 5.26 grafici dei valori medi di tensione di rottura (UTS), tensione di snervamento (Ys) e allungamento percentuale a rottura (A%).

La presenza di difetti all'interno dei provini influenza fortemente le proprietà resistenziali e di allungamento a rottura misurate. Per questa ragione in letteratura è largamente utilizzata la distribuzione di Weibull per determinare la probabilità di rottura e l'attendibilità dei risultati [28, 29, 30, 31]. La distribuzione di Weibull a due parametri è formulata come segue:

$$P_i = 1 - \exp \left[- \left(\frac{x}{\eta} \right)^\beta \right],$$

Dove:

- P_i è la frazione cumulativa di cedimenti;
- x è la variabile misurata (ad esempio l'allungamento a rottura o la tensione di rottura);
- η è il parametro di scala, ad esempio la tensione (o allungamento) caratteristica alla quale cedono il 63,2% dei campioni;

- β è il fattore di forma, detto anche modulo di Weibull. Questo fattore indica la distribuzione e la ripetibilità della proprietà misurata. Un valore elevato di β indica una dispersione più ristretta e quindi una maggiore ripetibilità.

La distribuzione di Weibull può essere riletta come:

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-P_i} \right) \right] = \beta \ln(x) - \beta \ln(\eta),$$

in questo modo è possibile rappresentarla come una retta in un diagramma che abbia $\ln(x)$ in ascissa e $\ln\{\ln[1/(1-P_i)]\}$ in ordinata, con il fattore β che diventerà la pendenza della retta. A titolo di esempio, in *Figura 5.27* vengono rappresentate le distribuzioni di Weibull ottenute per la tensione di rottura e l'allungamento a rottura nei provini piatti.

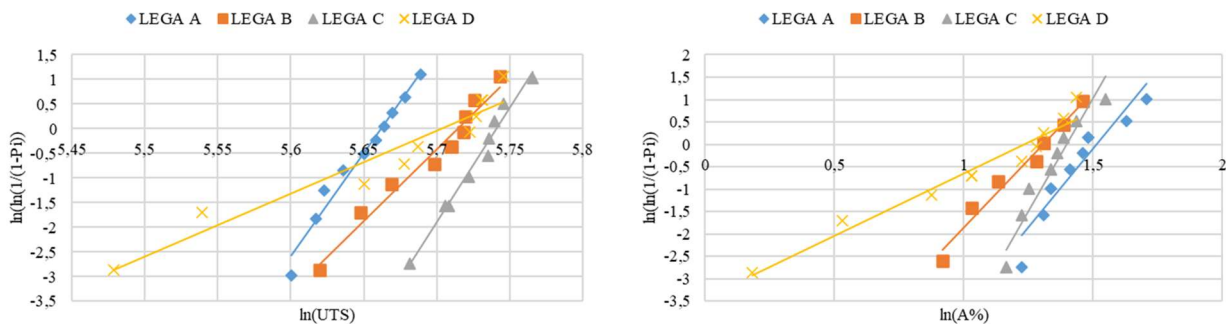


Figura 5.27 distribuzione di Weibull per la tensione di rottura (UTS) e l'allungamento a rottura (A%) nei provini piatti.

In *Tabella 5.3* vengono invece riportati i valori dei vari parametri della distribuzione di Weibull, nonché il coefficiente di determinazione (RQ).

Ys	PIATTI			TONDI		
	RQ	β	η	RQ	β	η
Lega A	0,926	69,40	152	1,000	90,76	149
Lega B	0,990	53,55	163	0,931	96,76	156
Lega C	0,965	45,71	167	0,900	120,08	158
Lega D	0,999	65,37	167	0,985	142,77	155
UTS	PIATTI			TONDI		
	RQ	β	η	RQ	β	η
Lega A	0,972	41,76	288	0,988	90,47	297
Lega B	0,964	29,25	303	0,989	163,64	310
Lega C	0,979	46,55	311	0,993	349,06	312
Lega D	0,923	12,75	300	0,875	41,89	304
A%	PIATTI			TONDI		
	RQ	β	η	RQ	β	η
Lega A	0,890	7,03	4,5	0,953	9,77	8,2
Lega B	0,975	6,04	3,7	0,993	81,17	7,0
Lega C	0,937	10,08	4,0	0,950	22,42	7,2
Lega D	0,953	2,78	3,4	0,928	4,23	5,1

Tabella 5.3 valori ricavati dall'analisi della distribuzione di Weibull.

I risultati ottenuti evidenziano come le prove effettuate sui provini tondi restituiscano un fattore di forma β mediamente più elevato. Ciò può essere dovuto dal fatto che il provino piatto è più soggetto ad errori di posizionamento nella morsa della macchina da prova trazione, possono esserci quindi leggere inclinazioni dello stesso che rendono meno attendibili i risultati ottenuti. Il parametro β può anche essere influenzato dalla distribuzione dei difetti nei provini: è ipotizzabile che i provini a sezione circolare presentassero una migliore omogeneità di difetti rispetto a quelli piatti. Si consideri a tal proposito che i provini piatti vengono ricavati da due diverse zone del getto come visibile in *Figura 5.28*, si sono considerati infatti sia i provini a sezione piatta con un sensore di temperatura che quelli con due sensori di temperatura.

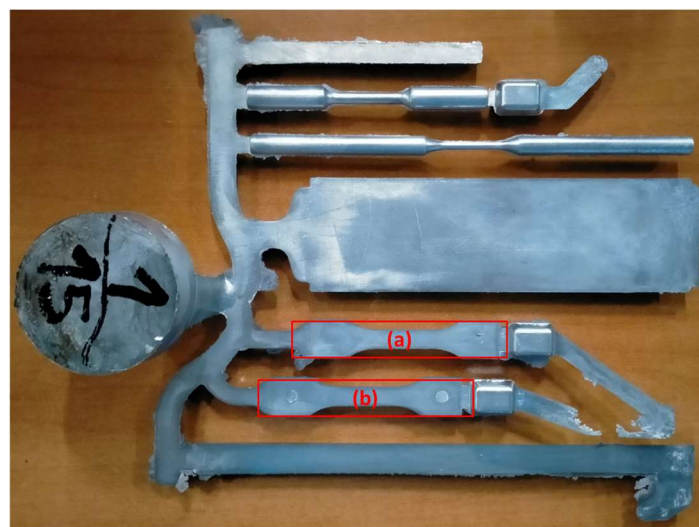


Figura 5.28 provini piatti con una termocoppia (a) e con due termocoppie (b).

Per tenere in considerazione della diversa ubicazione dei provini piatti con uno e due sensori di temperatura, è stata ricalcolata la distribuzione di Weibull separando i dati per i due tipi di provini. I risultati ottenuti sono presentati in *Tabella 5.4*.

Ys	PIATTI - 1 TERMOCOPPIA			PIATTI - 2 TERMOCOPPIE		
	RQ	β	η	RQ	β	η
Lega A	0,997	103,69	153	0,985	137,22	149
Lega B	0,949	58,13	164	0,989	52,64	162
Lega C	0,994	193,62	166	1,000	52,67	163
Lega D	1,000	62,08	167	0,968	34,54	163
UTS	PIATTI - 1 TERMOCOPPIA			PIATTI - 2 TERMOCOPPIE		
	RQ	β	η	RQ	β	η
Lega A	0,976	110,98	290	0,989	78,80	277
Lega B	0,977	180,62	305	0,976	31,95	295
Lega C	0,959	53,92	314	0,998	50,11	305
Lega D	0,938	45,46	309	0,958	11,43	287
A%	PIATTI - 1 TERMOCOPPIA			PIATTI - 2 TERMOCOPPIE		
	RQ	β	η	RQ	β	η
Lega A	0,893	10,312	4,5	0,825	5,695	4,5
Lega B	0,996	15,472	4,1	0,957	6,977	3,3
Lega C	0,985	8,311	4,2	0,952	14,246	3,7
Lega D	0,986	7,409	3,8	0,990	2,686	2,7

Tabella 5.4 valori relativi alla distribuzione di Weibull per provini piatti con una e due termocoppie.

La maggior ripetibilità dei risultati ottenuti con i provini tondi, e l'influenza della diversa posizione tra i provini piatti, vengono messe in evidenza grazie alla *Tabella 5.5*, nella quale sono riportati i valori del modulo di Weibull e i relativi scostamenti rispetto a quelli calcolati utilizzando la totalità dei provini piatti.

Ys	PIATTI - TOT	TONDI		PIATTI 1 TC		PIATTI 2 TC	
	β	β	Δ	β	Δ	β	Δ
Lega A	69,40	90,76	+21,4	103,69	+34,3	137,22	+67,8
Lega B	53,55	96,76	+43,2	58,13	+4,6	52,64	-0,9
Lega C	45,71	120,08	+74,4	193,62	+147,9	52,67	+7,0
Lega D	65,37	142,77	+77,4	62,08	-3,3	34,54	-30,8
UTS	β	β	Δ	β	Δ	β	Δ
Lega A	41,76	90,47	+48,7	110,98	+69,2	78,80	+37,0
Lega B	29,25	163,64	+134,4	180,62	+151,4	31,95	+2,7
Lega C	46,55	349,06	+302,5	53,92	+7,4	50,11	+3,6
Lega D	12,75	41,89	+29,1	45,46	+32,7	11,43	-1,3
A%	β	β	Δ	β	Δ	β	Δ
Lega A	7,03	9,77	+2,7	10,312	+3,3	5,695	-1,3
Lega B	6,04	81,17	+75,1	15,472	+9,4	6,977	+0,9
Lega C	10,08	22,42	+12,3	8,311	-1,8	14,246	+4,2
Lega D	2,78	4,23	+1,4	7,409	+4,6	2,686	-0,1

Tabella 5.5 valori del modulo di Weibull e differenza rispetto a quelli calcolati utilizzando tutti i provini piatti.

Per valutare le proprietà meccaniche della lega si fa riferimento in questo caso al parametro di scala η . Come riscontrabile dalle curve di trazione, anche qui si nota che le tre leghe secondarie presentano un innalzamento della tensione di snervamento, tensione di rottura e una riduzione dell'allungamento

a rottura. Tra le tre leghe secondarie quella con le proprietà migliori è la C, come si può vedere da *Tabella 5.3 e 5.4*.

Per ogni lega sono state analizzate le superfici di frattura del provino che ha avuto l'allungamento maggiore e di quello che ha avuto l'allungamento minore. Si presenta una rottura tendenzialmente fragile tipica delle leghe Al-Si da fonderia. A titolo di esempio si riporta in *Figura 5.29* quanto analizzato per i provini piatti relativamente alle leghe A e B.

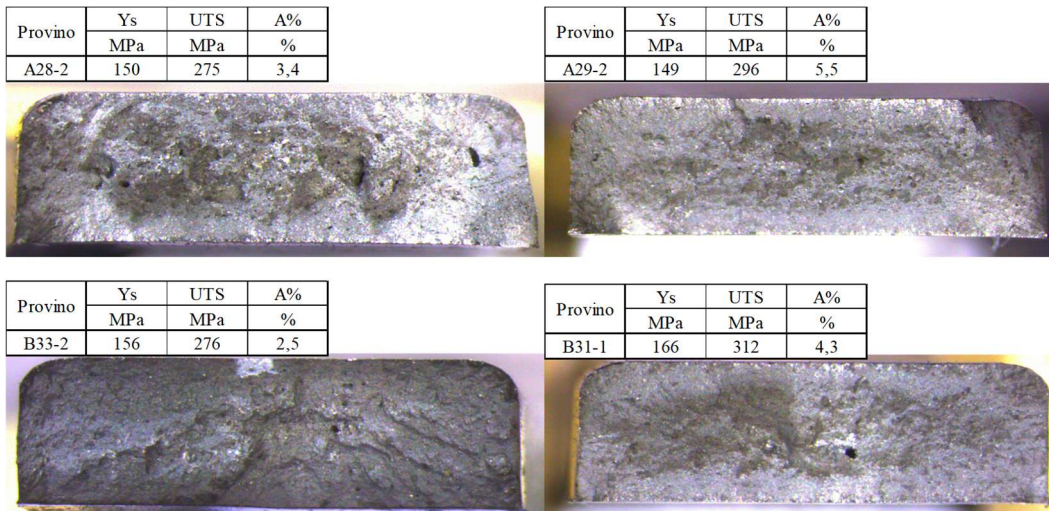


Figura 5.29 superfici di frattura dei provini piatti per le leghe A e B.

Capitolo 6

Conclusioni

Si ricorda che le leghe oggetto di studio, al fine del completamento del secondo obiettivo realizzativo del progetto *SMARTI 4.0*, sono destinate alla realizzazione di componenti pressocolati per il settore automotive. Nelle valutazioni finali e nella scelta della lega da utilizzare è di fondamentale importanza tenere in considerazione quale sia l'ambito applicativo e, soprattutto, quale sia il processo produttivo per la realizzazione dei getti. I fattori da considerare, pertanto, non sono solamente relativi alla resistenza meccanica, ma anche alla duttilità (per motivi di sicurezza) e alla facilità di produzione. In ambito automotive non è raro imbattersi in richieste di componenti con tolleranze molto spinte, per questa ragione nei processi di fonderia è necessario fare uso di leghe che garantiscano una buona colabilità.

Tra i deliverables dell'obiettivo realizzativo del progetto è previsto l'ottenimento delle caratteristiche meccaniche minime presentate in *Tabella 2.1*.

Tensione di snervamento (MPa)	Tensione di rottura (MPa)	Allungamento a rottura (%)
150 – 180	≥ 215	≥ 1

Tabella 2.1 KPI proprietà meccaniche obiettivo.

In *Figura 6.1* sono presentati in istogramma le proprietà meccaniche raggiunte rispetto ai KPI obiettivo. È evidente come le leghe secondarie presentino un miglioramento delle proprietà resistenziali rispetto alla *Lega A*, e tra esse quella con le migliori proprietà meccaniche risulta essere la *Lega C*, la quale raggiunge i valori massimi di tensione di snervamento, tensione di rottura e allungamento a rottura.

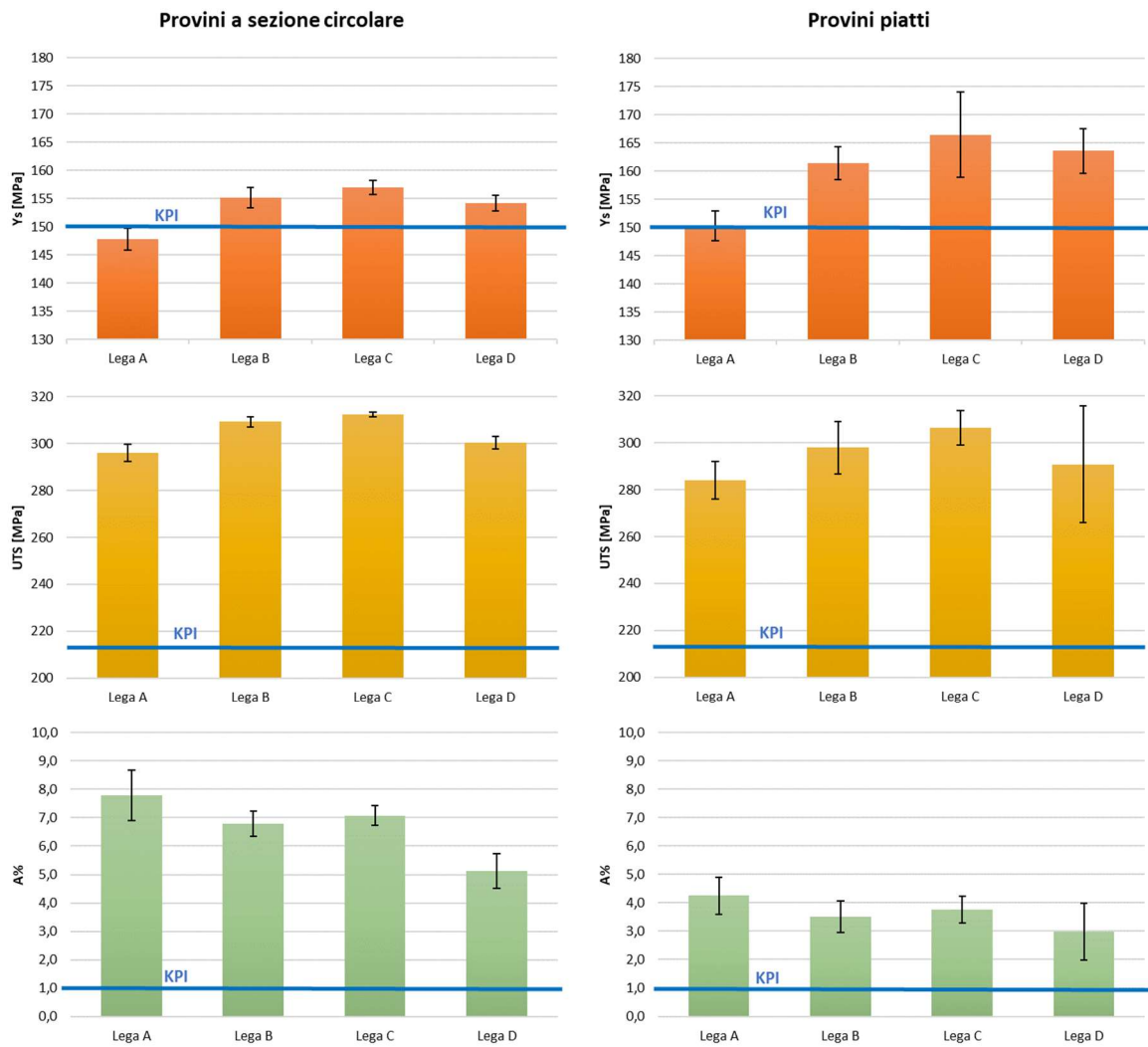


Figura 6.1 proprietà meccaniche raggiunte rispetto ai KPI obiettivo.

Considerando invece le porosità riscontrate come indice della colabilità della lega, la migliore risulta essere la *Lega B*, come evidente dalla *Figura 5.24*.

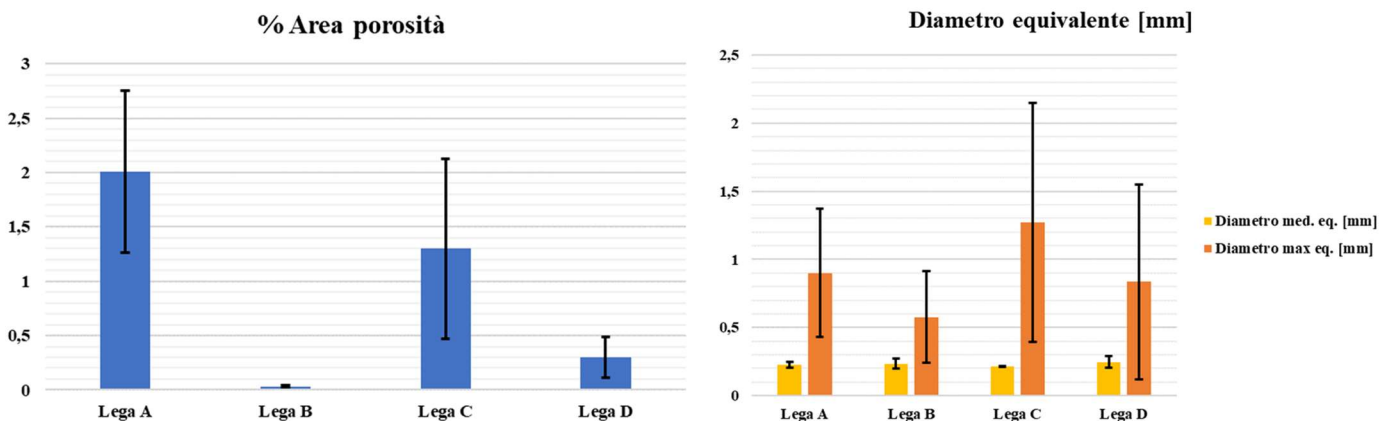


Figura 5.24 percentuale di area occupata dalle porosità, diametro massimo e medio equivalente delle porosità sulle piastre centrali del getto.

Sebbene l'obiettivo realizzativo ponga l'accento sulle proprietà meccaniche della lega, considerando la qualità del riempimento dello stampo, la lega sperimentale più interessante è la *Lega B*. Tale lega non solo presenta il minor numero di porosità riscontrate ma anche delle ottime proprietà meccaniche, solo leggermente inferiori a quelle della *Lega C*, ma ampiamente superiori ai valori richiesti da progetto.

INDICE BIBLIOGRAFICO

- [1] European Environment Agency (EEA), “Transport and environment report 2021, Decarbonising road transport – the role of vehicles, fuels and transport demand”, 02/2022.
- [2] International Energy Agency (IEA), “The role of CCUS in low-carbon power systems”, 07/2020.
- [3] European Aluminium, “Vision 2050 – Il contributo di European Aluminium alla tabella di marcia dell’UE verso un’economia a basse emissioni di carbonio nel 2050”, 03/2019.
- [4] A. Graf, “Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles (Second Edition)”, Woodhead Publishing, Chapter 3 - Aluminum alloys for lightweight automotive structures, 2021, pp. 97-123.
- [5] Padamata, S.K., Yasinskiy, A. & Polyakov, “A Review of Secondary Aluminum Production and Its Byproducts”, JOM, Vol. 73, n. 9, 2021, pp. 2603–2614.
- [6] G. Timelli, E. Fiorese, “Methods to neutralize the effects of iron in Al-Si foundry alloys [Metodi di neutralizzazione del Fe in leghe Al-Si da fonderia]” Metallurgia Italiana, n. 3, 2011, pp. 9-23.
- [7] UNI EN 1706:2020 Technical Standard and Ranges for Properties – Raffmetal.
- [8] F. Bonollo, Leghe di alluminio
- [9] X.Y. Jiao, C.F. Liu, Z.P. Guo, G.D. Tong, S.L. Ma, Y. Bi, Y.F. Zhang, S.M. Xiong, “The characterization of Fe-rich phases in a high-pressure die cast hypoeutectic aluminum-silicon alloy”, Journal of Materials Science & Technology, Volume 51, 2020, pp. 54-62.

- [10] H. Becker, T. Bergh, P.E. Vullum, A. Leineweber, Y. Li, “Effect of Mn and cooling rates on α -, β - and δ -Al-Fe-Si intermetallic phase formation in a secondary Al-Si alloy”, *Materialia*, Volume 5, 2019.
- [11] F. Bonollo, SMARTI 4.0 – Report avanzamento OR1
- [12] G. Timelli, S. Capuzzi, A. Fabrizi, “Precipitation of primary Fe-rich compounds in secondary AlSi9Cu3(Fe) alloys”, *J Therm Anal Calorim*, n. 123, 2016, pp. 249–262.
- [13] S. Ferraro, A. Fabrizi, G. Timelli, “Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents”, *Materials Chemistry and Physics*, Volume 153, 2015, pp. 168-179.
- [14] Enginsoft, “Definizione della posizione e analisi di sensitività dei sensori sullo stampo NADIA”.
- [15] E. Granhed, L. Arnberg, G. Lindwall, “SMARTI report D1.1 – Optimization of a New Die Casting Alloy”, KTH Royal Institute of Technology.
- [16] J. Ågren, “Calculation of phase diagrams: Calphad”, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Volume 1, Issue 3, 1996, pp. 355-360.
- [17] F. Bonollo, N. Gramegna, G. Timelli “High-Pressure Die-Casting: Contradictions and Challenges”, *JOM* 67, 2015, pp. 901–908.
- [18] <https://www.custompartnet.com/wu/die-casting>

- [19] B. Zabala, A. Igartua, C. Raone, G. Timelli, F. Bonollo, V. Scarpis, M. Peggiato, F. Girot, “Evaluation HPDC Lubricant Spraying for Improved Cooling and Die Protection”, Lubmat conference 2016.
- [20] A. R. Adamane, L. Arnberg, E. Fiorese, G. Timelli, F. Bonollo “Influence of Injection Parameters on the Porosity and Tensile Properties of High-Pressure Die Cast Al-Si Alloys: A Review”, International journal of metalcasting, Volume 9, Issue 1, 2015, pp. 43–53.
- [21] E. Fiorese, F. Bonollo, G. Timelli, L. Arnberg, E. Gariboldi, “New Classification of Defects and Imperfections for Aluminum Alloy Castings”, International journal of metalcasting, Volume 9, Issue 1, 2015, pp. 55-66.
- [22] F. Bonollo, G. Timelli, E. Fiorese, E. Gariboldi, P. Parona, L. Arnberg, “Deliverable D2.1, Database on Defects”, StaCast Project (New Quality and Design Standards for Aluminium Alloys Cast Products), 2013.
- [23] F. Bonollo, E. Fiorese, G. Timelli, L. Arnberg, A. C. Ramesh Adamane, “StaCast project: From a survey of European aluminium alloys foundries to new standards on defect classification and on mechanical potential of casting alloys, 71st World Foundry Congress: Advanced Sustainable Foundry, WFC 2014.
- [24] C. M. Gourlay, H. I. Laukli, A. K. Dahle, “Segregation Band Formation in Al-Si Die Castings”, Metallurgical and materials transactions A, Volume 35A, 2004, pp. 2881-2891.

- [25] H. I. Laukli, C. M. Gourlay, A. K. Dahle, O. Lohne, “Effects of Si content on defect band formation in hypoeutectic Al–Si die castings”, *Materials Science and Engineering: A*, Volumes 413–414, 2005, pp. 92-97.
- [26] S. Ferraro, G. Timelli, “Influence of Sludge Particles on the Tensile Properties of Die-Cast Secondary Aluminum Alloys”, *Metallurgical and materials transactions B*, Volume 46B, 2015, pp. 1022 – 1034.
- [27] J. Campbell, “Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design”, 2ns ed., U.K, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2015, pp. 173 - 174.
- [28] G. Timelli, A. Fabrizi, “The Effects of Microstructure Heterogeneities and Casting Defects on the Mechanical Properties of High-Pressure Die-Cast AlSi9Cu3(Fe) Alloys”, *Metallurgical and materials transactions A*, Volume 45A, 2014, pp. 5486-5498.
- [29] G. Camicia, G. Timelli, “Grain refinement of gravity die cast secondary AlSi7Cu3Mg alloys for automotive cylinder heads”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Volume 26, Issue 5, 2016, pp. 1211-1221.
- [30] G. Timelli, “Constitutive and stochastic models to predict the effect of casting defects on the mechanical properties of High Pressure Die Cast AlSi9Cu3(Fe) alloys”, *Metallurgical Science and Technology*, Volume 28-2, 2010, pp. 9-17.
- [31] X. Teng, H. Mae, Y. Bai, “Probability characterization of tensile strength of an aluminum casting”, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 527, Issues 16–17, 2010, pp. 4169-4176.

APPENDICE

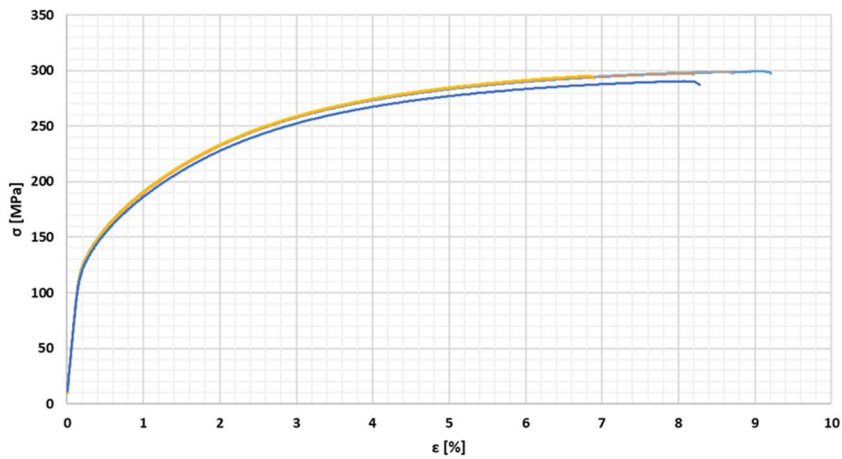
LEGA A

Composizione chimica

Composizione chimica	Si wt. %	Fe wt. %	Cu wt. %	Mn wt. %	Mg wt. %	Cr wt. %	Ni wt. %	Zn wt. %	Pb wt. %	Sn wt. %	Ti wt. %	Sr wt. %
Lega A	9,1	0,19	0,022	0,48	0,33	0,0034	0,0515	0,0142	<0,001	0,0278	0,10	0,0260

Prove di trazione

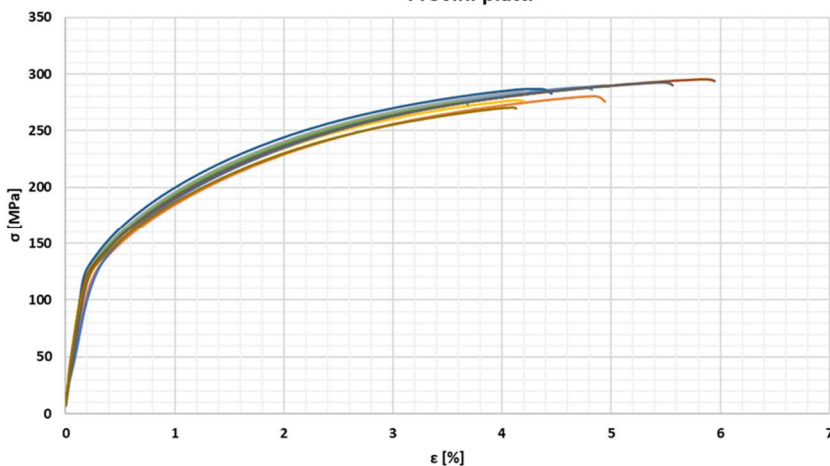
Provini a sezione circolare



— A26
— A27
— A28
— A29
— A30

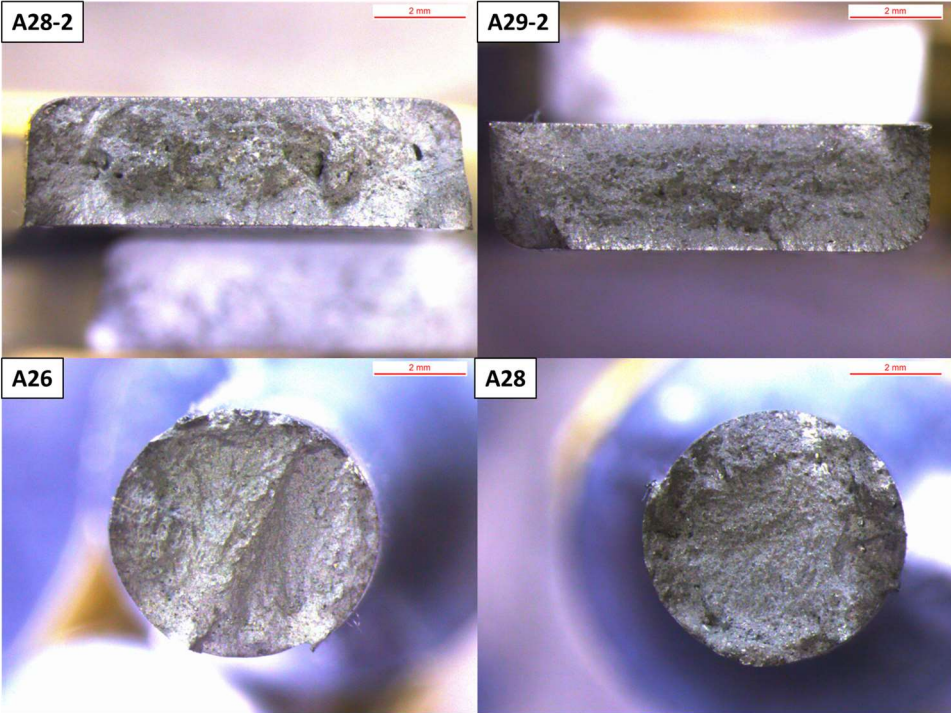
Lega A			
Provini a sezione circolare			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%
A26	148	299	8,8
A27	147	297	7,7
A28	149	299	8,2
A29	150	295	6,4
A30	145	290	7,8
Provini piatti			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%

Provini piatti

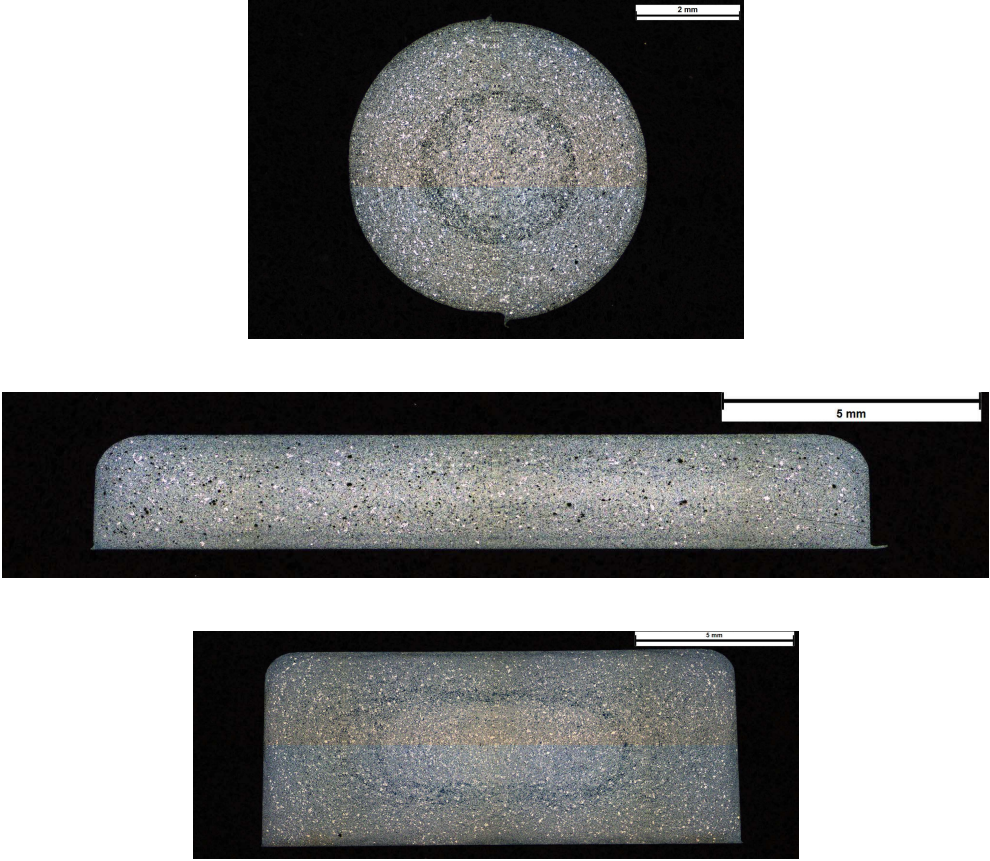


— A26-1
— A26-2
— A27-1
— A27-2
— A28-1
— A28-2
— A29-1
— A29-2
— A30-1
— A30-2

Superfici di frattura



Micrografie

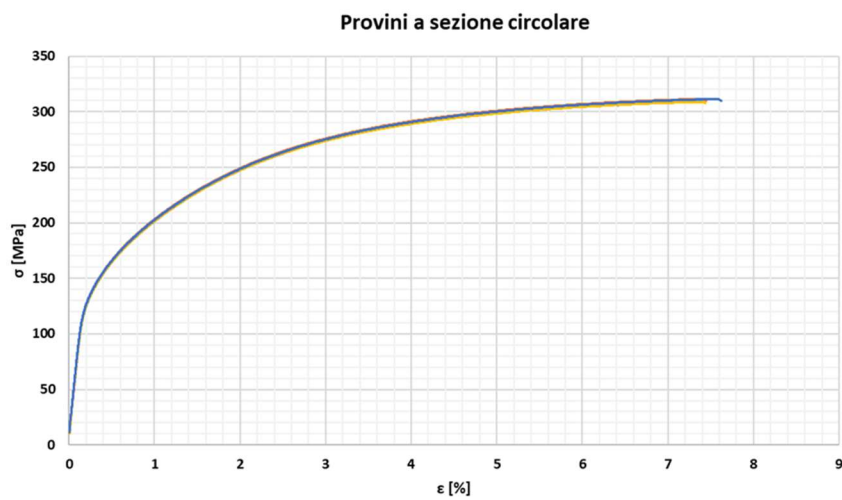


LEGA B

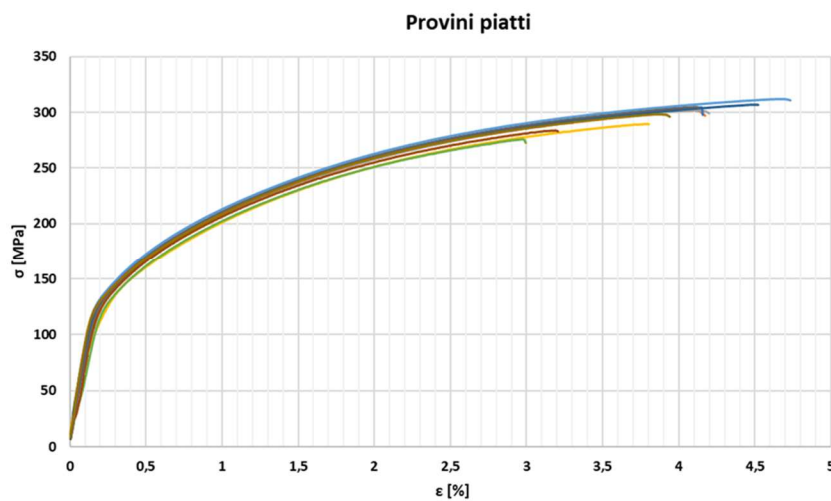
Composizione chimica

Composizione chimica	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Sr
	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %
Legha B	10,9	0,20	0,023	0,71	0,31	0,0040	0,0631	0,0178	0,0160	0,0616	0,10	0,0225

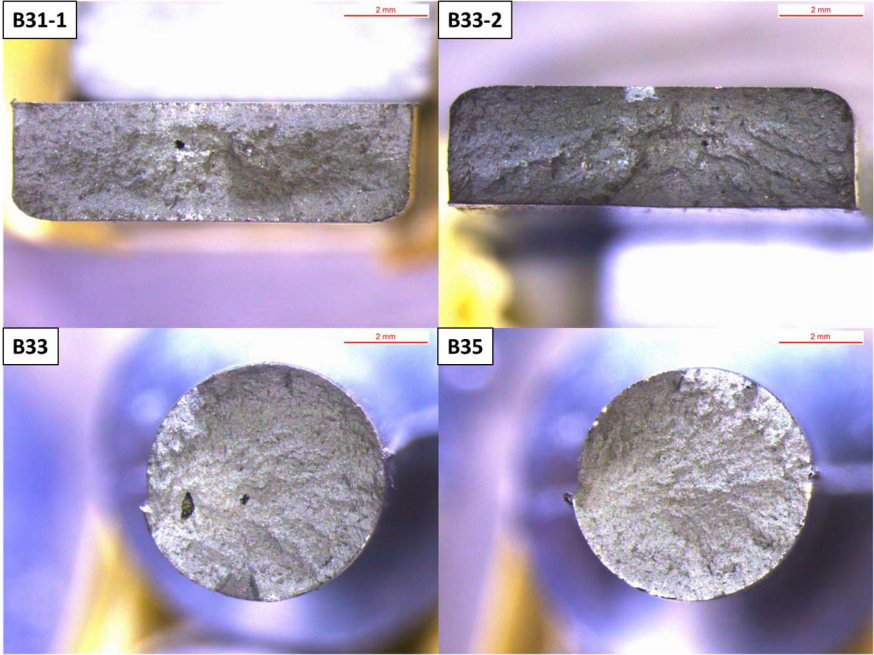
Prove di trazione



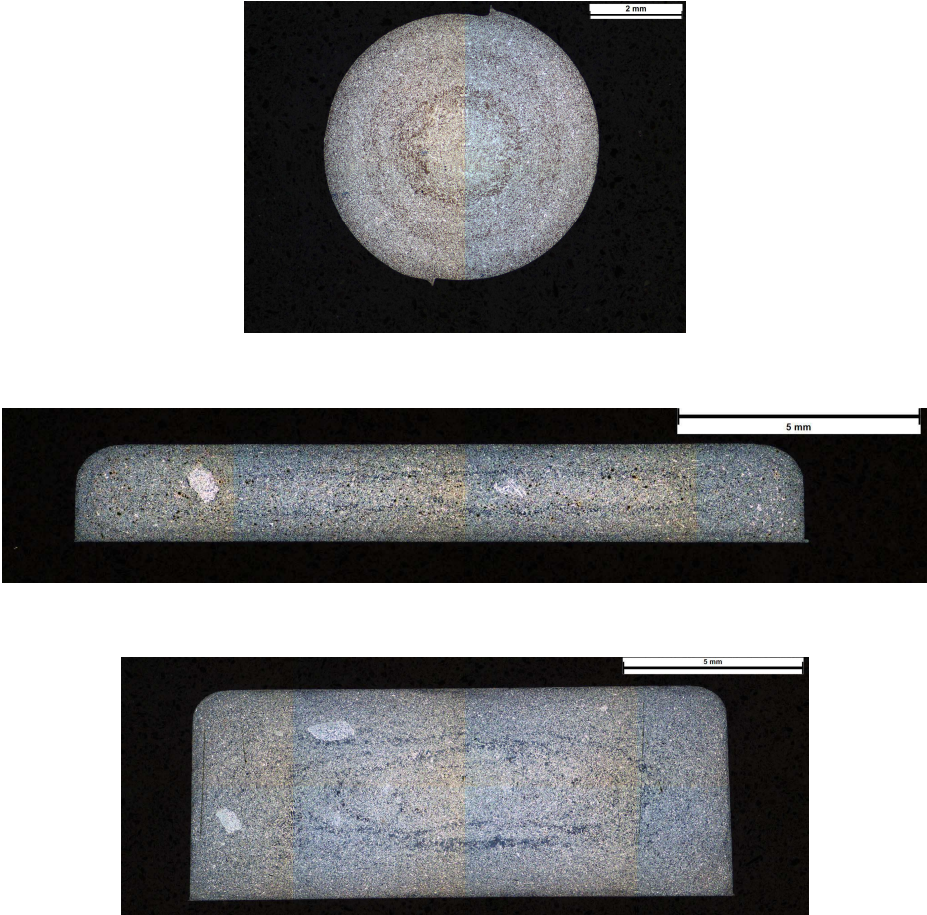
Legha B			
Provini a sezione circolare			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%
B31	155	310	6,9
B32	157	311	7,0
B33	153	306	6,0
B34	154	308	6,9
B35	157	311	7,1
Provini piatti			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%



Superfici di frattura



Micrografie

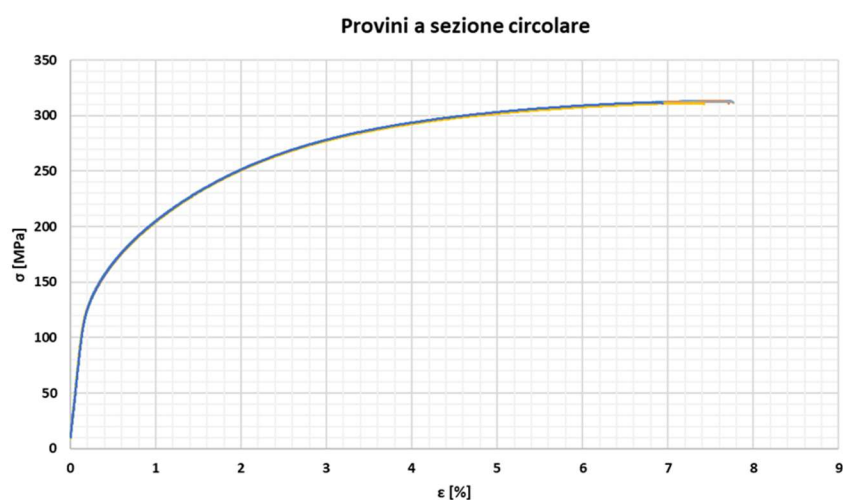


LEGA C

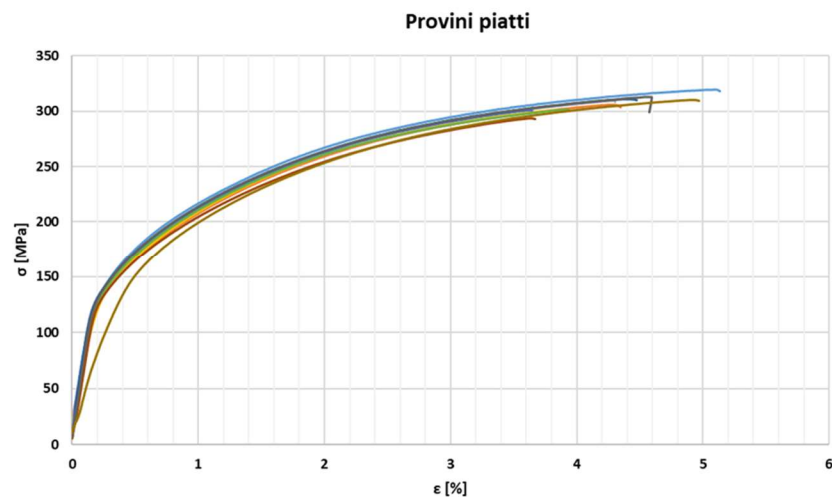
Composizione chimica

Composizione chimica	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Sr
	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %
Lega C	10,9	0,29	0,023	0,82	0,31	0,0073	0,0676	0,0181	0,0249	0,0632	0,10	0,0225

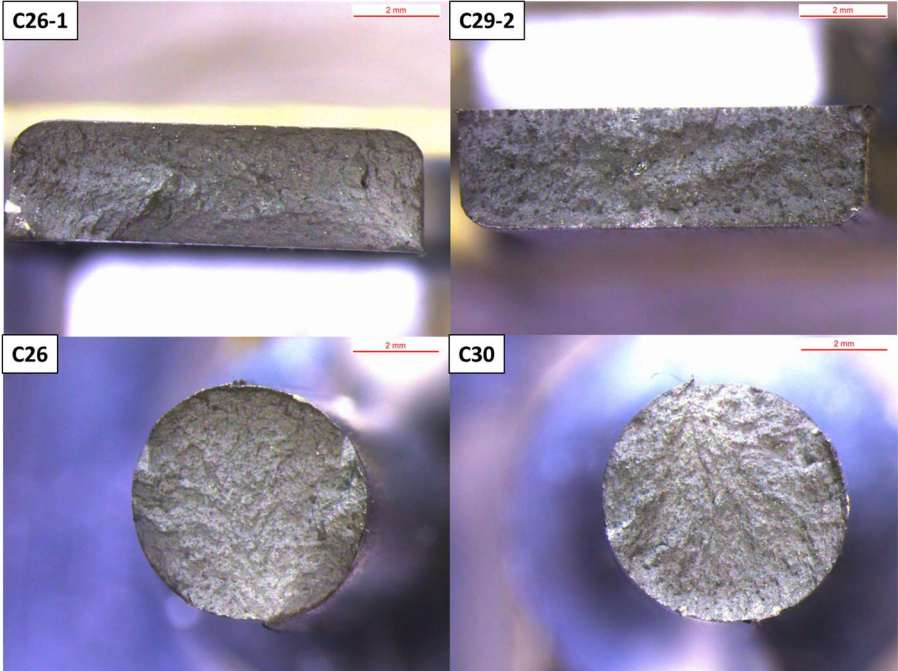
Prove di trazione



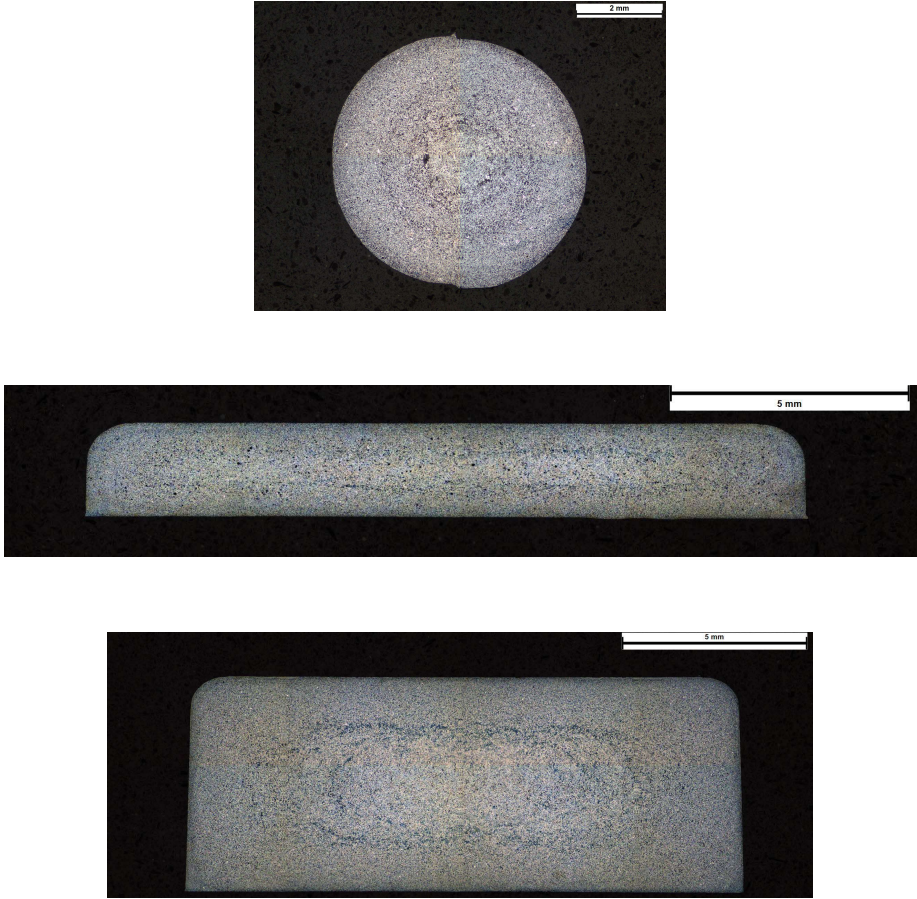
Lega C			
Provini a sezione circolare			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%
C26	159	313	7,4
C27	157	313	7,2
C28	157	313	7,3
C29	156	311	7,0
C30	156	312	6,5
Provini piatti			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%
C26-1	165	319	4,7
C26-2	162	305	3,8
C27-1	165	309	3,8
C27-2	165	301	3,4
C28-1	166	301	3,2
C28-2	165	301	3,5
C29-1	167	311	4,0
C29-2	158	293	3,2
C30-1	165	313	4,2
C30-2	187	310	3,9



Superfici di frattura



Micrografie

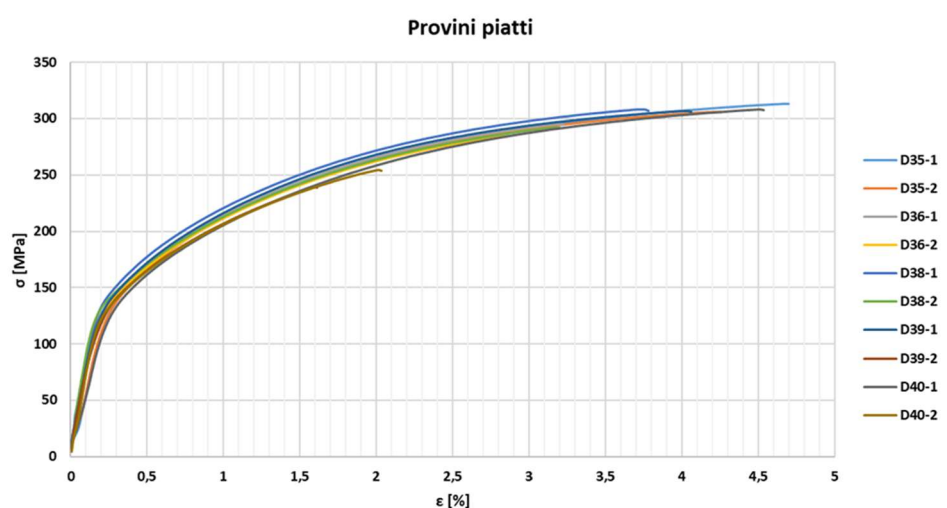
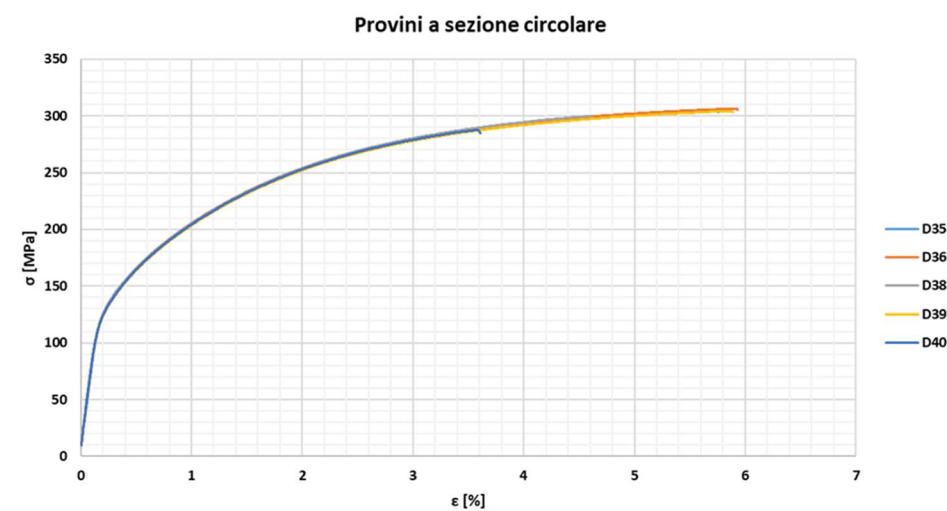


LEGA D

Composizione chimica

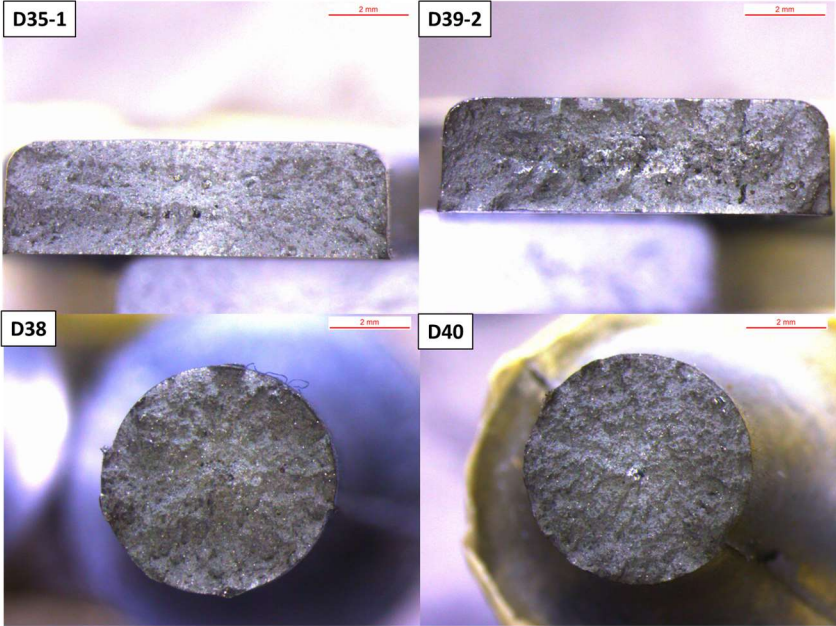
Composizione chimica	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Sr
	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %	wt. %
Lega D	11,5	0,41	0,023	0,78	0,30	0,0103	0,0730	0,0183	0,0260	0,0659	0,11	0,0212

Prove di trazione



Lega D			
Provini a sezione circolare			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%
D35	153	305	5,4
D36	154	306	5,5
D38	156	300	4,2
D39	153	304	5,4
D40	155	287	3,2
Provini piatti			
Provino	Ys	UTS	AT
	MPa	MPa	%
D35-1	167	313	4,2
D35-2	162	306	3,7
D36-1	165	295	2,8
D36-2	162	284	2,4
D38-1	167	308	3,4
D38-2	162	292	2,8
D39-1	169	307	3,6
D39-2	165	240	1,2
D40-1	162	308	4,0
D40-2	155	254	1,7

Superfici di frattura



Micrografie

