

POLITECNICO DI TORINO

Collegio di Ingegneria Chimica e dei Materiali

**Corso di Laurea Magistrale
in Ingegneria dei Materiali per l'Industria 4.0**

Tesi di Laurea Magistrale

Caratterizzazione della lega di alluminio 8006 e ottimizzazione del trattamento di omogeneizzazione per la produzione di *finstock* per applicazioni in scambiatori di calore



**Politecnico
di Torino**

Relatore:

Dr. Daniele Ugues

Co-relatore:

Dr. Federico Simone Gobber

Candidato:

Fabio Mastrangelo

Ottobre 2025

Sommario

1	Stato dell'arte	1
1.1	Nomenclatura e descrizione delle leghe di Alluminio	2
1.2	Lega 8006	10
1.2.1	<i>L'applicazione come componente per scambiatori di calore</i>	12
1.2.2	<i>Requisiti tecnici e applicativi</i>	15
1.2.3	<i>Descrizione microstrutturale</i>	22
1.3	Processo industriale di produzione di fogli di alluminio	28
1.3.1	<i>Processo di Twin-Roll Casting (TRC)</i>	28
1.3.2	<i>Processo di Direct Chill Casting (DC)</i>	36
1.4	La segregazione nel Twin-Roll Casting	41
1.5	Trattamento termico di omogeneizzazione	43
1.5.1	<i>Tipologie di forni industriali</i>	45
1.5.2	<i>Trattamento di omogeneizzazione sulla lega 8006</i>	48
2	Materiali e metodi	51
2.1	Materiali: EN AW 8006	51
2.2	Analisi chimica mediante quantometro	52
2.3	Preparazione al trattamento termico	53
2.4	Test meccanici a trazione	53
2.5	Preparazione metallografica dei provini	54
2.6	Test di durezza	56
2.7	Analisi microstrutturale	56
2.8	Analisi DSC	57
3	Presentazione e discussione dei risultati sperimentali	59
3.1	Analisi dei risultati delle prove di trazione	60
3.1.1	<i>Test di trazione dei provini As Cast</i>	60
3.1.2	<i>Test di trazione al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580480</i>	63
3.1.3	<i>Test di trazione al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580271</i>	67
3.1.4	<i>Comparazione dei risultati meccanici: 580480 - 580271</i>	70
3.2	Analisi dei risultati dei test di durezza	74
3.2.1	<i>Test di durezza al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580480</i>	74
3.2.2	<i>Test di durezza al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580271</i>	75
3.2.3	<i>Comparazione dei test di durezza: 580480 - 580271</i>	76

3.2.4	<i>Correlazione durezza Vickers – carico di rottura</i>	78
3.3	Analisi dei risultati microstrutturali	82
3.3.1	<i>Analisi microstruttura al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580480</i> .	82
3.3.2	<i>Analisi microstruttura al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580271</i> .	98
3.3.3	<i>Confronto microstrutturale tra serie 580480 e 580271</i>	109
3.4	Analisi dei risultati della prova DSC.....	115
4	Conclusioni	119
	Bibliografia	123

Indice delle Tabelle

Tabella 1.1 -Composizione chimica percentuale, in peso, della lega di alluminio 8006 secondo la UNI EN 573-3:2013.	19
Tabella 1.2 - Caratteristiche meccaniche e proprietà richieste per leghe di alluminio da deformazione plastica in fogli sottili EN AW-8006 secondo la norma UNI EN 546-2:2007.	22
Tabella 2.1 - Presentazione delle composizioni chimiche percentuali dei materiali testati, ottenute mediante quantometro.	52
Tabella 3.1 - Risultati dei test meccanici condotti sui provini 580271, 580480 As Cast in cui sono riportati carico di rottura (Rm), carico di snervamento (Rp 0.2) e allungamento a rottura (El%) con relative deviazioni standard.	61
Tabella 3.2 - Risultati dei test meccanici condotti sui provini con numero seriale 580480 in cui sono riportati carico di rottura (Rm), carico di snervamento (Rp 0.2) e allungamento a rottura (El%) con relative deviazioni standard.	66
Tabella 3.3 - Risultati dei test meccanici condotti sui provini con numero seriale 580271 in cui sono riportati carico di rottura (Rm), carico di snervamento (Rp 0.2) e allungamento a rottura (El%) con relative deviazioni standard.	70
Tabella 3.4 - Presentazione dei risultati dei test di durezza Vickers al variare della temperatura di omogeneizzazione in cui è riportato il valore medio e la deviazione standard nel caso dei provini con serie 580271 e 580480	77
Tabella 3.5 - Dati sperimentali che evidenziano una correlazione nel rapporto tra durezza Vickers (HV) e carico di rottura (Rm)	80
Tabella 3.6 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C.	95
Tabella 3.7 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 580 °C.	95
Tabella 3.8 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580271, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C (Figura 3.36 (a)) e 580 °C (Figura 3.36 (b)).	106
Tabella 3.9 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580271, omogeneizzato alla temperatura di 580 °C (Figura 3.36 (c)) e 590 °C (Figura 3.36 (d)).	106
Tabella 3.10 - Tabella riassuntiva sulle dimensioni relative al diametro medio dei precipitati in um per il provino 580271 al variare della temperatura e posizione lungo la sezione.	113

Indice delle Figure

Figura 1.1 - Schema rappresentativo della suddivisione delle leghe di alluminio nelle loro sottoclassi.	3
Figura 1.2 – Diagramma di stato Alluminio - Rame.	6
Figura 1.3 - Figura rappresentativa della variazione qualitativa delle proprietà meccaniche delle varie famiglie di leghe per deformazione plastica.	8
Figura 1.4 - Schematizzazione dei tipi di leghe per deformazione plastica attraverso il numero di serie, il tipo di lega e la principale caratteristica.	9
Figura 1.5 - Applicazione della lega 8006 come radiatore (scambiatore termico a pacco alettato) in cui si apprezza la richiesta di deformabilità del materiale.	11
Figura 1.6 - Immagine di uno scambiatore rotativo entalpico prodotto con lega di alluminio 8006.	11
Figura 1.7 - Schema illustrativo dei principali tipi di scambiatori di calore attualmente in uso...	14
Figura 1.8 - Schema semplificato di uno scambiatore di calore composto da un pacco alettato che costituisce la superficie secondaria di scambio termico.	15
Figura 1.9 - Rappresentazione dell'imbutitura effettuata sul materiale per fin-stock usato per produrre radiatori.	16
Figura 1.10 - Diagramma di stato ternario Al-Fe-Mn.	23
Figura 1.11 - Illustrazione del meccanismo di loop delle dislocazioni che descrive il rinforzo per precipitazione di fasi incoerenti.	25
Figura 1.12 - Diagramma di stato semplificato, nel quale sono messe in risalto la curva di liquidus e di solidus, per evidenziare il problema della segregazione.	27
Figura 1.13 - Schema semplificato che rappresenta i passaggi della colata continua per Twin-Roll Casting (TRC) a partire dalla siviera di attesa fino all'ottenimento della lastra laminata a caldo.	32
Figura 1.14 - Dettaglio del processo di colata per Twin-roll casting in cui è possibile osservare il progressivo raffreddamento del fuso fino alla solidificazione ed il grado di deformazione applicato alla lastra ottenuta.	34
Figura 1.15 - Illustrazione del diverso tipo di colata per Direct Chill Casting: colata continua verticale contro colata continua curva.	37
Figura 1.16 - Microstruttura basaltica, tipica dei lingotti prodotti per Direct Chill Casting.	39
Figura 1.17 - Schema del processo industriale di Direct Chill Casting (DC).	40
Figura 1.18 - Immagine ottenuta mediante microscopio ottico metallografico in cui si evidenzia la presenza di una linea di segregazione centrale in un provino della lega EN AW 8006 "As Cast", ingrandimento 200x.	42
Figura 1.19 - Grafico Tempo - Temperatura di un generico processo termico di omogeneizzazione.	45
Figura 1.20 - Forno discontinuo a camera.	48
Figura 3.1 - Grafico Sforzo - Deformazione inerente ai tre provini As Cast della bobina con composizione chimica nuova, contrassegnata dal codice 580271.	62
Figura 3.2 - Grafico Sforzo - Deformazione inerente ai tre provini As Cast della bobina con composizione chimica standard, contrassegnata dal codice 580480.	62

Figura 3.3 - Grafico rappresentante la variazione del carico di rottura (R_m) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580480, composizione chimica standard.	64
Figura 3.4 - Grafico rappresentante la variazione del carico di snervamento (R_p) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580480, composizione chimica standard.	64
Figura 3.5 - Grafico rappresentante la variazione dell'allungamento a rottura ($El\%$) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580480, composizione chimica standard.	65
Figura 3.6 - Grafico rappresentante la variazione del carico di rottura (R_m) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580271, composizione chimica nuova.....	67
Figura 3.7 - Grafico rappresentante la variazione del carico di snervamento (R_p) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580271, composizione chimica nuova.....	68
Figura 3.8 - Grafico rappresentante la variazione dell'allungamento a rottura ($El\%$) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580271, composizione chimica standard.	69
Figura 3.9 - Grafico rappresentante l'andamento del carico di rottura (R_m) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini 580271, 580480.	71
Figura 3.10 - Grafico rappresentante l'andamento del carico di snervamento (R_p) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini 580271, 580480.	72
Figura 3.11 - Grafico rappresentante l'andamento dell'allungamento a rottura ($El\%$) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini 580271, 580480.	73
Figura 3.12 - Grafico che relaziona la durezza Vickers (HV) con la temperatura di omogeneizzazione nel caso della lega con codice seriale 580480, con composizione standard.	75
Figura 3.13 - Grafico che relaziona la durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini con codice seriale 580271, composizione chimica nuova.	76
Figura 3.14 - Grafico che relaziona la durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini con codice seriale 580480 e 580271, rispettivamente con composizione chimica standard e nuova.....	77
Figura 3.15 - Andamento del carico di rottura (R_m) e della durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini contrassegnati dal codice seriale 580480, composizione chimica standard.	78
Figura 3.16 - Andamento del carico di rottura (R_m) e della durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini contrassegnati dal codice seriale 580271, composizione chimica nuova.	79
Figura 3.17 - correlazione sperimentale con evidenza sulla costanza data dal valore empirico pari a 0,3 HV/MPa. In questo caso la pendenza della curva equivale a $1/0,3 = 3,33 \text{ MPa/HV}$	81
Figura 3.18 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica standard, con codice seriale 580480, ingrandimento 50x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540°C (d), 550°C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600°C (j).	83

Figura 3.19 - Immagine rappresentante la differente distribuzione, forma e dimensione dei precipitati e della micro-segregazione nel campione As Cast, con composizione standard, codice seriale 580480. Ingrandimento 200x. Centro (a), Superficie (b).	84
Figura 3.20 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580480: As Cast (a), 500 °C (b), 520°C (c), 540°C (d).	86
Figura 3.21 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580480: 550 °C (a), 560 °C (b), 570 °C (c), 580 °C (d), 590 °C (e), 600 °C (f).....	87
Figura 3.22 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 200x la zona di bordo dei provini con codice seriale 580480: As Cast (a), 560 °C (b), 600 °C (c).	88
Figura 3.23 - Immagine rappresentante il provino As Cast 580480. immagine con elettroni secondari con 15000x di ingrandimento nella zona della segregazione (a). Immagine 1500x con elettroni retro-diffusi (b).....	89
Figura 3.24 - Immagine rappresentante il provino 580480. immagine con elettroni secondari con 15000x di ingrandimento nella zona della segregazione: 540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 590 °C (d).....	91
Figura 3.25 - Carta sinottica raffigurante il provino 580480 a diverse temperature: 540 °C, bordo (a), superficie (b); 560 °C, bordo (c), superficie (d); 580 °C, bordo (e), superficie (f).....	92
Figura 3.26 – Istogramma raffigurante le dimensioni relative al diametro medio dei precipitati in µm per il provino 580480 al variare della temperatura e posizione lungo la sezione.	92
Figura 3.27 - Analisi EDS su un'area corrispondente alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C.	94
Figura 3.28 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C (a) e 580 °C (b).	94
Figura 3.29 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica standard, con codice seriale 580480, ingrandimento 100x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540 °C (d), 550 °C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600 °C (j).	97
Figura 3.30 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica standard, con codice seriale 580480, ingrandimento 50x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540°C (d), 550°C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600°C (j).	99
Figura 3.31 - Immagine rappresentante la differente distribuzione, forma e dimensione dei precipitati e della micro-segregazione nel campione As Cast, con composizione standard, codice seriale 580271. Ingrandimento 200x. Centro (a), Superficie (b).	99
Figura 3.32 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580271: As Cast (a), 500 °C (b), 520°C (c), 540°C (d). ..	100
Figura 3.33 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580271: 550 °C (a), 560 °C (b), 570 °C (c), 580 °C (d), 590 °C (e), 600 °C (f).....	101
Figura 3.34 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di bordo dei provini con codice seriale 580271: As Cast (a), 560 °C (b), 600 °C (c).	102
Figura 3.35 - Immagine rappresentante il provino 580271. Immagine con elettroni secondari con 15000x di ingrandimento nella zona della segregazione: 540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 590 °C (d).....	103

Figura 3.36 - Carta sinottica raffigurante il provino 580271 a diverse temperature: 540 °C, bordo (a), superficie (b); 560 °C, bordo (c), superficie (d); 580 °C, bordo (e), superficie (f).....	104
Figura 3.37 - Istogramma raffigurante le dimensioni relative al diametro medio dei precipitati in um per il provino 580271 al variare della temperatura e posizione lungo la sezione.	104
Figura 3.38 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580271, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C (a), 580 °C (b) e (c) e 590 °C (d).....	105
Figura 3.39 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica nuova, con codice seriale 580271, ingrandimento 100x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540 °C (d), 550 °C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600 °C (j).	108
Figura 3.40 - Immagine raffigurante la linea di segregazione nei provini As Cast con ingrandimento 50x mediante microscopio ottico metallografico: 580480 (a), 580271 (b).	109
Figura 3.41 - Immagine raffigurante la zona di bordo nei provini As Cast con ingrandimento 200x mediante microscopio ottico metallografico: 580480 (a), 580271 (b).	110
Figura 3.42 - Immagine raffigurante la zona intermedia tra centro e bordo nei provini As Cast con ingrandimento 15000x mediante SEM, con elettroni secondari: 580480 (a), 580271 (b).	111
Figura 3.43 - Immagine raffigurante la zona di segregazione centrale nei provini omogeneizzati a 540 °C, con ingrandimento 5000x mediante SEM, con elettroni retro diffusi: 580480 (a), 580271 (b).....	111
Figura 3.44 - Immagine raffigurante la zona di segregazione centrale nei provini omogeneizzati a 540 °C, con ingrandimento 15000x mediante SEM, con elettroni secondari: 580480 (a), 580271 (b).....	112
Figura 3.45 - Immagine raffigurante la zona di segregazione centrale nei provini omogeneizzati a 560 °C, con ingrandimento 5000x mediante SEM, con elettroni retro diffusi: 580480 (a), 580271 (b).....	113
Figura 3.46 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei provini omogeneizzati ad una temperatura di 560 °C, 580480 (a) e 580271 (b), e ad una temperatura di 580 °C, 580480 (c) e 580271 (d), ingrandimento 100x.....	114
Figura 3.47 - Grafico rappresentante l'analisi DSC condotta sui campioni As Cast per le due diverse composizioni chimiche (580480 - 580271) in cui è visibile il confronto del flusso termico (uV/mg) in funzione della temperatura (°C).	115

Abstract

La lega di alluminio EN AW-8006 è una lega da deformazione plastica prodotta nello stabilimento produttivo della European Metals Srl (TO), il quale sfrutta un impianto di colata continua di tipo Twin-Roll Casting (TRC). L'azienda produce bobine di alluminio con spessore intorno ai 6,5 mm direttamente in seguito al processo di colata, mediante lavorazione a caldo. Queste vengono poi spedite alla SLIM aluminium S.p.a. (LT) per la laminazione a freddo, con lo scopo di ottenere un prodotto per applicazione di finstock coil. Questo prodotto è utilizzato nell'industria degli scambiatori di calore per produrre le alette di tali componenti, sfruttando le proprietà di scambio termico dell'alluminio e la sua eccellente resistenza alla corrosione. Allo stesso modo, il materiale richiede ottima formabilità e proprietà meccaniche, che devono soddisfare degli standard normati. Durante le lavorazioni di laminazione di tale materiale sono stati evidenziati principalmente due problemi: i prodotti presentano variabilità di performance durante la lavorazione e l'uso; alcune bobine non soddisfano i requisiti meccanici richiesti per applicazioni come fin stock coil. È stato riscontrato come questi problemi siano principalmente legati alla segregazione degli elementi chimici all'interno della lega e si verificano quando questi coil vengono prodotti utilizzando il processo Twin-Roll Casting (TRC) con successiva omogeneizzazione, al contrario del prodotto ottenuto direttamente da SLIM Aluminium S.p.A. (LT), che produce bobine di alluminio utilizzando il processo Direct Chill Casting (DCC). Tale lavoro di tesi, dunque, si è concentrato sull'analisi degli step produttivi che portano all'ottenimento della bobina di alluminio EN AW-8006 per lavorazione a caldo con uno spessore di 6,5 mm circa, comprendendo il processo di omogeneizzazione, il cui efficientamento può portare benefici di performance ed alla risoluzione del problema descritto. Il caso studio analizzato ha permesso, inoltre, di effettuare una caratterizzazione ed un processo di ottimizzazione di tale lega. Questo è stato possibile mediante opportuni test in laboratorio che hanno compreso l'analisi meccanica, seguita dall'analisi metallografica dei campioni trattati. È stata condotta inoltre un'analisi DSC a supporto delle altre analisi sperimentali. Il seguente lavoro di tesi prevede inizialmente di presentare lo stato dell'arte, al cui interno viene effettuata una descrizione delle leghe da deformazione plastica, con uno studio di dettaglio sulla lega in questione. Segue poi la trattazione dei due diversi processi industriali e del processo termico di omogeneizzazione. Successivamente, verranno presentate le metodologie di analisi utilizzate e seguirà l'analisi e discussione dei risultati, relazionando questi con testi di bibliografia a supporto del problema analizzato.

La consultazione dei risultati ha permesso di caratterizzare e ottimizzare la lega, scegliendo tra due diverse composizioni chimiche all'interno della forcella composizionale definita dalla norma UNI EN 573-3:2013; in particolare, la lega con il più alto tenore di ferro e manganese risulta essere ottimale con l'obiettivo di raggiungere gli standard richiesti dal prodotto finito, applicato negli scambiatori di calore. L'analisi ha permesso di identificare la temperatura migliore di trattamento termico, che risulta essere pari a 580 °C, con migliorie già presenti a partire dai 560 °C.

1 Stato dell'arte

L'Alluminio è un materiale metallico abbondantemente presente sulla terra; esso è largamente prodotto nelle industrie metallurgiche ed applicato in diversi settori industriali. Risulta essere il secondo elemento metallico più presente all'interno della crosta terrestre (Rooy, 1990), e si trova nella sua forma ossidata, detta allumina (Al_2O_3). L'alluminio, combinato con altri elementi, dà origine alle leghe di alluminio. L'aggiunta composizionale di alliganti ha permesso nel tempo di sviluppare diversi tipi di leghe, con la possibilità di modularne le proprietà ed ampliarne i campi applicativi. Le leghe di alluminio sono generalmente divise in: leghe da colata, le quali permettono di ottenere prodotti in stampo che assumono direttamente la forma del componente; e leghe da deformazione plastica, le quali, dopo il processo di colata, sono ulteriormente lavorate per modificarne la forma al fine di ottenere il componente finale.

Tra le varie leghe di alluminio per deformazione plastica vi è la 8006 (EN AW 8006); essa presenta al suo interno l'alluminio come elemento principale, ed è arricchita con ferro (1,2–2,0 %), manganese (0,3–1,0 %) ed altri elementi come silicio e rame. Grazie alla possibilità di garantire elevata conducibilità termica, resistenza alla corrosione, formabilità e proprietà meccaniche, essa trova largo impiego nella produzione di componenti alettati e superfici secondarie per scambiatori di calore. Nel presente capitolo è possibile trovare una descrizione della nomenclatura utilizzata per le leghe di alluminio, in particolare per le leghe da deformazione plastica. Inoltre, viene analizzata più nel dettaglio la lega EN AW 8006, mediante l'analisi dei suoi requisiti e delle caratteristiche microstrutturali ed i processi produttivi con la quale essa viene prodotta e trattata termicamente negli stabilimenti visitati. Successivamente è proposta una descrizione dell'applicazione di tale lega negli scambiatori di calore, per specificarne ulteriormente il contesto. Infine, è possibile trovare descritto il problema ed i limiti apportati dalla presenza della segregazione.

1.1 Nomenclatura e descrizione delle leghe di Alluminio

L'alluminio presenta importanti proprietà che risultano essere apprezzate in svariati settori industriali con la possibilità di ottenere molteplici vantaggi tecnologici. Si possono citare la sua leggerezza, data dalla sua bassa densità, intorno ai $2,7 \frac{g}{cm^3}$ (Davis, 2001), fondamentale in settori quali quello dei trasporti o aerospaziale; l'elevata conducibilità termica ed elettrica, richieste nel campo della trasmissione e degli scambiatori di calore; la resistenza alla corrosione, garantita dalla presenza di una passivazione superficiale, dovuta alla formazione di uno strato di allumina (Hatch, 1984) (Davis, 2001), e la possibilità di essere facilmente deformabile e lavorabile in forme complesse, pur mantenendo buone proprietà meccaniche specifiche (Rooy, 1990). L'alluminio inoltre è non ferromagnetico, il che può risultare importante per le applicazioni dichiarate per la lega EN AW 8006, in quanto gli scambiatori di calore potrebbero essere anche applicati in componenti nell'industria dell'elettronica. Infine, l'alluminio presenta un'ottima conducibilità termica, intorno ai $237 \frac{W}{m K}$ nel caso di alluminio puro (Zhang & Li, 2023), pari circa al 50-60% di quella del rame (Davis, 2001).

Un ulteriore aspetto di rilevante importanza che caratterizza questo metallo è rappresentato dall'ampia gamma di leghe che esso può formare, le quali garantiscono l'ottenimento di un notevole grado di personalizzazione e di modulabilità. In particolare, permette di possedere flessibilità di prestazioni nelle proprietà meccaniche, termiche, elettriche e di resistenza alla corrosione, il che rende questo materiale versatile ed applicato in molteplici contesti industriali.

Le leghe di alluminio si dividono in due principali categorie, ciascuna delle quali permette l'ottenimento di prodotti specifici, adatti alle diverse esigenze richieste dal tipo di design prodotto: le leghe da fonderia e le leghe destinate al processo di deformazione plastica. Tra queste categorie si può delineare una ulteriore classificazione in leghe trattabili termicamente e non trattabili termicamente, in funzione della possibilità di trarre benefici da una eventuale implementazione di un ciclo termico caratteristico. Il trattamento prevede l'utilizzo di un ciclo termico che garantisce la iniziale solubilizzazione degli elementi in lega ad elevate temperature e la successiva precipitazione controllata di fasi intermetalliche rinforzanti. Il materiale, dunque, ha come risultato l'ottenimento di un indurimento per meccanismo di precipitazione. Per contro, nel caso delle altre leghe, non trattabili termicamente, questo tipo di indurimento non risulta essere applicabile, per cui le proprietà meccaniche vengono garantite attraverso l'incrudimento per lavorazione plastica a freddo del materiale o mediante il controllo della dimensione dei grani. La suddivisione di tali leghe viene dunque relazionata sia al tipo di processo produttivo, sia alla composizione chimica delle stesse. Nel contesto del presente lavoro di tesi, l'attenzione sarà

focalizzata con maggiore dettaglio sulle leghe per deformazione plastica, in quanto relazionate al caso studio descritto ed oggetto dell'indagine sperimentale. Nello schema riportato in *Figura 1.1* è possibile osservare la suddivisione delle leghe di alluminio in modo da poter apprezzare la versatilità di prodotti che esso può offrire e rendere più chiara la divisione di tali classi di materiali. La EN AW 8006 è tra le leghe per deformazione plastica non trattabili termicamente.

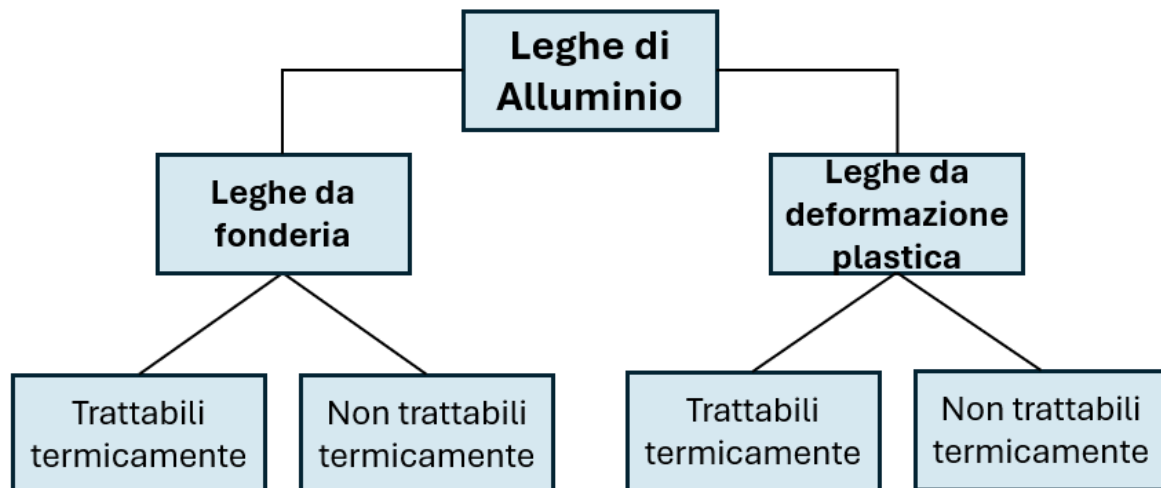


Figura 1.1 - Schema rappresentativo della suddivisione delle leghe di alluminio nelle loro sottoclassi.

Nell'indagine delle leghe per deformazione plastica, è possibile evidenziare principalmente otto categorie. Esse vengono definite e catalogate attraverso un preciso codice alfa-numerico che permette di contraddistinguerle in base ad un macrosettore, definito dal primo numero, che verrà seguito da un'altra serie di numeri, utili a identificare con ulteriore precisione la lega all'interno della specifica serie.

A titolo di esempio si riporta il caso delle leghe 1xxx, che indicano le leghe di Al puro, ovvero con una percentuale di alluminio che supera il 99%. In questa famiglia di leghe di alluminio si può citare la lega AA1235, dove la sigla "AA" è stata definita dalla normativa ASTM (American Society for Testing and Materials International), ad indicare "Aluminum Association". In genere, dunque, la prima cifra indica la famiglia di leghe, la seconda tiene conto di variazioni composizionali all'interno della specifica famiglia, mentre le ultime due cifre hanno scopo identificativo e permettono di contraddistinguere differenti composizioni e prodotti. Per tali leghe si può inoltre implementare nella nomenclatura una lettera che va ad indicare il tipo di trattamento termico al quale la lega è stata sottoposta:

- **F** – materiale grezzo direttamente dalla fabbricazione;

- **H** – materiale incrudito in seguito ad una deformazione a freddo a cui può seguire una parziale ricottura;
- **O** – materiale che ha subito un trattamento di ricottura;
- **W** – materiale solubilizzato;
- **T** – materiale rafforzato mediante solubilizzazione e invecchiamento, naturale o artificiale. Il più comune risulta essere il trattamento T6, che viene identificato come invecchiamento artificiale, mentre generalmente si predilige un invecchiamento naturale di tipo T4;

Per quanto riguarda, invece, la designazione numerica, di seguito viene riportato uno schema a punti che riassume le principali famiglie di leghe di alluminio, evidenziandone le caratteristiche:

- **Serie 1xxx:** le leghe appartenenti alla famiglia delle leghe 1xxx sono leghe di Alluminio quasi puro, ovvero caratterizzate da un tenore di Al maggiore del 99%. Esse presentano ottima conducibilità e resistenza all'ossidazione, ma basso carico di rottura. Queste proprietà in particolare permettono di evidenziarne i punti di forza ed indicare dunque i campi di maggiore applicazione, come quello automotive delle batterie. Tuttavia, le loro prestazioni meccaniche possono essere migliorate solo mediante incrudimento, e non per via termica, in quanto non si prestano all'ottenimento di precipitati indurenti durante il ciclo termico. Come affermato da Singh, et al., (2017), la presenza contenuta di elementi in lega quali ferro (Fe) e silicio (Si), con percentuali complessivamente inferiori all'1%, contribuisce al miglioramento delle proprietà meccaniche, senza compromettere le qualità di scambio elettrico di tale lega, per cui sono note le sue applicazioni. Esse, dunque, sono generalmente applicate in quei contesti dove è necessaria una funzione protettiva da ossidazione o un'elevata conducibilità elettrica. A tal proposito si può citare una nota applicazione nelle batterie elettrochimiche. L'alluminio, infatti, viene utilizzato come collettore di corrente al catodo al fine di permettere l'estrazione della corrente stessa dalla cella elettrochimica. Oltre ciò, questa serie di leghe presenta inoltre ottima formabilità e lavorabilità, qualità che facilitano l'ottenimento di forme complesse con elevata precisione.

- **Serie 2xxx:** esse sono leghe che presentano come principali elementi Al-Cu e che generalmente trovano impiego in componenti nei quali è richiesta un'elevata resistenza strutturale e meccanica. Le elevate proprietà meccaniche sono garantite dalla possibilità di applicare a questa famiglia di leghe un trattamento termico di solubilizzazione e invecchiamento, che ne comporta la precipitazione di fasi indurenti. Dunque, un trattamento di indurimento per precipitazione che permette la formazione delle cosiddette fasi di Guinier-Preston (Robson, et al., 2020). Tali fasi, indicate generalmente con la lettera greca θ , sono coerenti con il reticolo dell'alluminio e permettono di ottenere un aumento della resistenza meccanica della lega, in quanto si oppongono ulteriormente al movimento delle dislocazioni all'interno del materiale. In questo tipo di leghe trattabili termicamente, risulta di notevole importanza la gestione e l'analisi accurata dei trattamenti di invecchiamento, sia dal punto di vista cinetico, sia termodinamico, al fine di evitare fenomeni di sotto-invecchiamento e sovra-invecchiamento, i quali comportano rispettivamente il non raggiungimento delle proprietà meccaniche richieste o l'infragilimento del materiale. Le leghe Al-Cu si prestano bene a questo tipo di trattamento termico e sono state utilizzate per anni come riferimento di studio di questo processo (Robson, et al., 2020). Il rame viene aggiunto in percentuali tra lo 0,7-6,8%, come proposto anche da Singh, et al., (2017), al fine di poter garantire un passaggio di fase e la solubilizzazione al crescere della temperatura, con la conseguente precipitazione delle fasi di Guinier-Preston durante il raffreddamento. Tale meccanismo è comprensibile dall'analisi accurata del diagramma di stato Al-Cu, infatti in esso è possibile comprendere con maggior efficacia la zona di trattamento termico, sia per quanto riguarda le temperature, sia per quanto riguarda le composizioni chimiche. Tale diagramma è stato riportato in *Figura 1.2*. Il rame ha però l'effetto negativo di diminuire la resistenza alla corrosione e la duttilità.

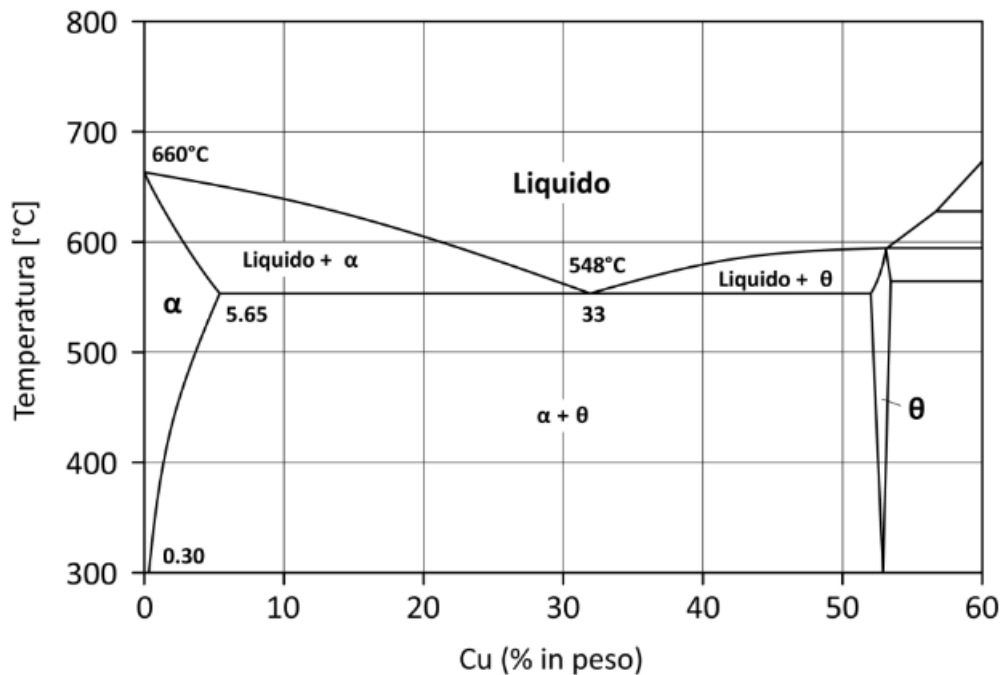


Figura 1.2 – Diagramma di stato Alluminio - Rame.

- Serie 3xxx:** in questa serie di leghe vengono descritte le Al-Mn. Questo tipo di lega non rientra in quelle trattabili termicamente, poiché infatti il trattamento viene effettuato in quei materiali che permettono, modificando la temperatura, di entrare in un range di solubilizzazione che ne garantisce la successiva precipitazione. Per fare questo occorre avere un'elevata variazione di solubilità di tale elemento al variare della temperatura. Questo tipo di lega viene quindi indurita per incrudimento, pur presentando buona formabilità, garantita dal manganese che rende questo tipo di leghe più duttili, come affermato da Singh, et al., (2017). Il manganese in essa presente agisce come affinatore di grano, come sottolineato da Hatch, (1984). I principali campi di applicazione di questa lega si riscontrano nella produzione di componenti per scambiatori di calore, evaporatori o utensili da cucina.
- Serie 4xxx:** esse sono le leghe che rappresentano la famiglia Al-Si. Generalmente questa serie per deformazione plastica non risulta essere trattabile termicamente. Il silicio in grosse quantità ha l'effetto di abbassare la temperatura di fusione della lega, migliorando la colata e la fluidità. Solitamente, per ottenere questo effetto desiderato, tale elemento chimico viene inserito fino ad un massimo del 12% in peso (Davis, 2001). Le principali applicazioni di questa lega, dunque, sono rappresentate dal suo utilizzo come materiale d'apporto per saldatura e brasatura. Questo è garantito dal fatto che, con un punto di

fusione più basso, risulta possibile evitare di alterare termicamente il componente che necessita di essere saldato. Con zona termicamente alterata si intende una regione del materiale che, durante un determinato processo termico, come saldature, taglio laser, brasatura o tempra, subisce modifiche microstrutturali a causa dell'esposizione alle fonti di calore necessarie al trattamento stesso. Questo ha come risultato l'ottenimento di variazioni in termini di dimensioni dei grani, precipitazioni di fasi potenzialmente infragilenti e presenza di tensionamenti residui.

- **Serie 5xxx:** questa lega è rappresentata principalmente da elementi quali Al-Mg. Essa presenta ottima resistenza meccanica specifica, nonostante non sia trattabile termicamente. Tale lega viene rinforzata per incrudimento e per soluzione solida, presenta un'ottima resistenza alla corrosione e saldabilità e trova impiego in applicazioni strutturali (Davis, 2001) (Hatch, 1984). È una lega che per tali caratteristiche risulta interessante in contesti navali e automotive. La produzione prevede l'ottenimento di lamiere e lastre, in quanto l'estrusione risulta complicata per questo tipo di materiale. Tale complicazione deriva dalla presenza del magnesio, infatti, se si desiderano aumentare le proprietà meccaniche di resistenza, quel che si ottiene è un indebolimento dal punto di vista della duttilità e della possibilità di ottenere agilmente deformabilità a freddo. Per tale motivo si estrudono forme semplici per questo tipo di lega.
- **Serie 6xxx:** questo tipo di lega trattabile termicamente, presenta al suo interno come elementi principali Al-Mg-Si. Il trattamento termico di solubilizzazione e invecchiamento ha lo scopo di provocare la formazione del composto siliciuro di magnesio (Mg_2Si), che garantisce un elevato incremento dell'indurimento di tale materiale. Talvolta, in queste leghe, come descritto da Hatch (1984), vi è un contenuto aggiuntivo di Si rispetto al rapporto stechiometrico. Questo permette di aumentare ulteriormente la resistenza meccanica, diminuendo però la resistenza alla corrosione. Questo tipo di leghe risultano complementari alle precedenti della serie 5xxx in quanto sono più facilmente estrudibili; dunque, possono rispondere all'esigenza di un prodotto che richiede estrudibilità e buone proprietà strutturali. Ritrovano importanti applicazioni in alberi di trasmissione, telai automotive, applicazioni di sostegno e di rinforzo di componenti.

- Serie 7xxx:** questa serie di leghe, trattabili termicamente, prevede la presenza principale dello zinco, seguito da aggiunte di magnesio e talvolta rame. Esse presentano tra i più alti valori di resistenza meccanica a temperatura ambiente per quanto riguarda le leghe di alluminio per deformazione. Questo tipo di leghe presentano criticità per quanto riguarda la tensocorrosione, ovvero la possibilità di incorrere in fenomeni di degrado del materiale in contesti in cui vi è un'azione combinata di un fenomeno corrosivo e l'applicazione di un carico costante nel tempo (Yadav & Panchal, 2016). Per questo motivo, inizialmente, questa serie di leghe ha trovato difficoltà di diffusione e di utilizzo e non prevede la possibilità di saldatura per fusione. Tra i principali campi di applicazione di questa serie vi è il settore aerospaziale e aeronautico, automotive e sportivo (Zhou, et al., 2021). Nella trattazione di tali leghe, si può effettuare una comparazione con le altre famiglie in cui è stata discussa la possibilità di avere un valore elevato di resistenza a rottura. Può dunque risultare utile effettuare un confronto delle proprietà meccaniche, riportato in *Figura 1.3*.

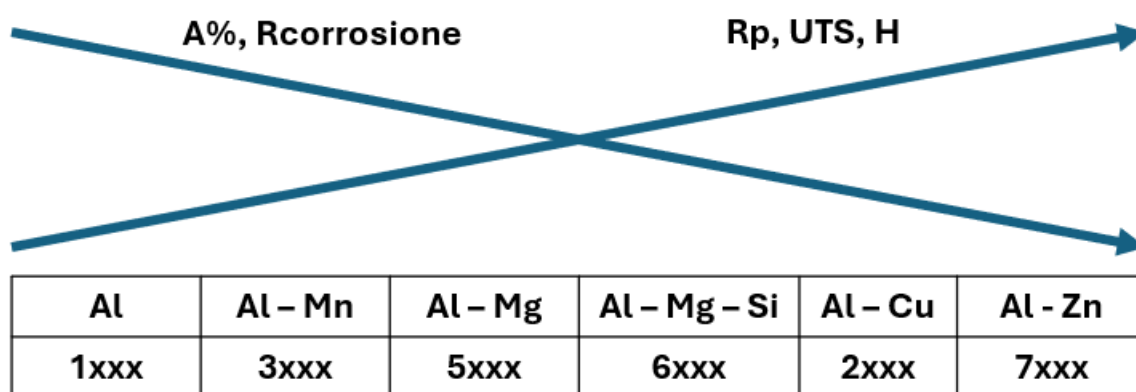


Figura 1.3 - Figura rappresentativa della variazione qualitativa delle proprietà meccaniche delle varie famiglie di leghe per deformazione plastica.

- Serie 8xxx:** Questa famiglia di leghe comprende tutte quelle che non rientrano nelle serie precedenti. Dunque, varie miscele di elementi entrano a far parte di questa nomenclatura. Lo scopo di questa serie risulta essere quello di raggiungere proprietà specifiche per un determinato campo applicativo. Nel dettaglio di questo lavoro di tesi risulta interessante approfondire la lega con designazione 8006.

Per concludere dunque la trattazione e l'esposizione delle leghe per deformazione plastica risulta utile schematizzare tali leghe in una tabella, con il fine di rendere chiara la precedente esposizione (*Figura 1.4*). In essa è possibile mostrare il numero identificativo della serie di leghe, che ne permette la distinzione dalle altre. È inoltre presente il tipo di lega, facendo riferimento al principale elemento chimico di interesse, che ne modula dunque le proprietà. È infine presente anche la principale caratteristica di riferimento di ogni serie di lega, in modo da comprendere e distinguere i campi applicativi.

Numero Serie	Tipo di Lega	Caratteristica
1xxx	99% Alluminio puro	Conducibilità elettrica elevata per batterie
2xxx	Rame	Resistenza meccanica tramite precipitazione
3xxx	Manganese	Resistenza ed ampio utilizzo per imballo ed industria alimentare
4xxx	Silicio	Basso punto di fusione per applicazioni di saldatura
5xxx	Magnesio	Ottima resistenza alla corrosione
6xxx	Magnesio e Silicio	Resistenza meccanica tramite precipitazione
7xxx	Zinco	Miglior resistenza meccanica a temperature ambiente
8xxx	Altri	/

Figura 1.4 - Schematizzazione dei tipi di leghe per deformazione plastica attraverso il numero di serie, il tipo di lega e la principale caratteristica.

1.2 Lega 8006

La lega EN AW 8006 è molto richiesta in diversi contesti applicativi, in settori come quello del packaging alimentare e farmaceutico (Katsas & Gras, 2009), con lo scopo di garantire una barriera igienica e protettiva, pur garantendo ottime proprietà meccaniche. Queste proprietà sono sfruttate in molteplici prodotti nei quali vi è un sistema a doppio involucro, in cui uno strato protettivo, solitamente interno, risulta essere proprio in alluminio. Esso è inoltre utilizzato sempre nel settore alimentare per produzione di teglie. Con l'obiettivo di soddisfare tali requisiti risulta necessario, dunque, presentare come caratteristica principale un'ottima formabilità, proprietà richiesta soprattutto per effettuare processi produttivi di laminazione, al fine di ottenere fogli di alluminio di spessori sottili nell'ordine dei micrometri. Tra le svariate applicazioni di questa lega vi è la produzione di fogli di alluminio per uso domestico.

L'applicazione di maggior interesse in questo caso studio, però, riguarda l'uso di questo materiale in settori dove si sfruttano le proprietà di conducibilità termica dell'alluminio, ovvero negli scambiatori di calore. Il materiale in questione viene definito *finstock coil* e da esso vengono ricavati componenti alettati, i quali incrementano le qualità di scambio termico del componente nel caso di applicazioni automotive come per i radiatori, o ancora nel caso di scambiatori per applicazioni in elettrodomestici e condizionatori, come definito anche da Kawahara, et al., (2003) e da Jin, et al., (2023). A titolo di esempio, si riportano nelle immagini in *Figura 1.5* e *Figura 1.6* delle applicazioni di tale lega dove si possono apprezzare le sfide ingegneristiche a cui tale materiale deve essere sottoposto. In *Figura 1.5* è possibile osservare un radiatore per applicazioni nel campo automotive in cui è necessario il raffreddamento del motore, impedendone dunque l'eccessivo surriscaldamento che potrebbe compromettere la sicurezza ed il funzionamento del veicolo. In *Figura 1.6*, invece, è possibile osservare uno scambiatore rotativo entalpico. Esso è rappresentato da una struttura a nido d'ape composta da alluminio deformato al fine di fornire una geometria ondulata, che permette di estendere la superficie di scambio termico. Tale elemento trova le principali applicazioni nel raffreddamento per condizionamento in grossi edifici e strutture come, ad esempio, aule universitarie ed ospedali con notevoli guadagni in termini di risparmio ed efficienza energetica. Nel paragrafo seguente viene descritto con maggiore dettaglio cosa si intende con scambiatore di calore, in modo da comprendere in modo esaustivo l'applicazione di interesse di questo caso studio.

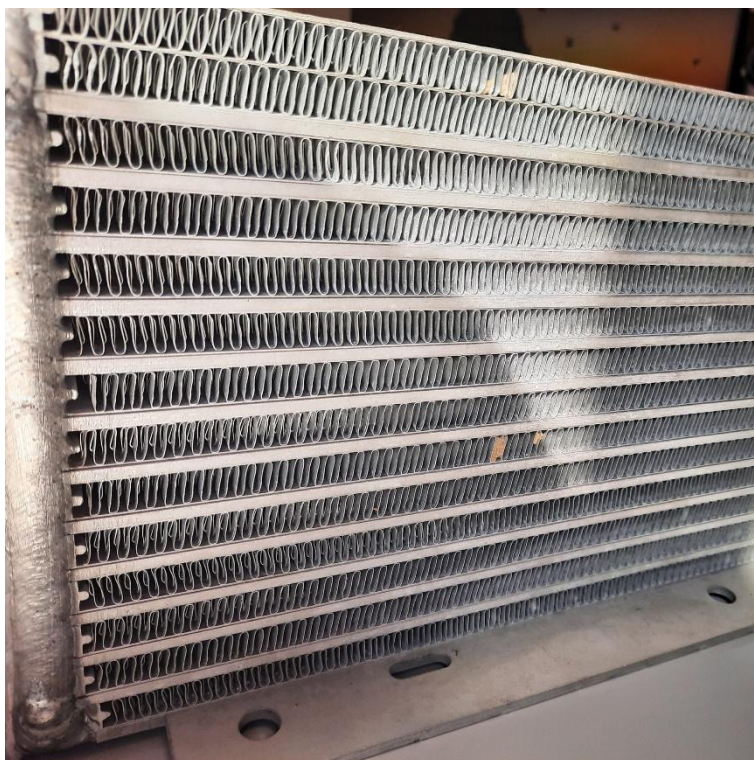


Figura 1.5 - Applicazione della lega 8006 come radiatore (scambiatore termico a pacco alettato) in cui si apprezza la richiesta di deformabilità del materiale.



Figura 1.6 - Immagine di uno scambiatore rotativo entalpico prodotto con lega di alluminio 8006.

1.2.1 L'applicazione come componente per scambiatori di calore

Con il termine scambiatore di calore si intende un componente ingegneristico il cui scopo principale risulta essere quello di garantire uno scambio di energia termica, ovvero definito come scambio entalpico, mediante convezione termica tra due sistemi che si trovano a diverse temperature. Tale scambio, dal punto di vista costruttivo, può essere generato tramite il contatto tra due fluidi non mescolati tra loro, sistema più raro, o tra una superficie solida, in genere metallica per via della maggiore conducibilità che essa presenta, ed uno o più fluidi in movimento che lambiscono la superficie. È importante che il fluido in questione sia in continuo movimento relativo con la superficie, in quanto questo garantisce una maggiore estrazione del calore. Questo fenomeno, detto convezione, si spiega secondo il principio per cui l'esportazione di calore può avvenire nel caso in cui vi sia un fluido pronto a scambiare con il metallo stesso e che successivamente si lasci lo spazio affinché nuovo fluido possa essere in contatto con la superficie, con il fine di garantire un sistema di dissipazione efficiente e continuo. L'efficacia di questo meccanismo di trasporto di calore dipende dal tipo di regime di moto del fluido, laminare oppure turbolento. A sua volta, il tipo di moto del fluido si correla alle proprietà del fluido stesso, quindi alla grandezza fisica di viscosità. Infatti, le forze di attrito viscoso all'interno del fluido hanno una maggiore tendenza a smorzare le fluttuazioni, dando origine ad un moto a strati di fluido ordinati e paralleli, mentre le possibili forze di inerzia che si hanno all'interno del sistema possono dare origine ad un moto prevalentemente caotico. L'effetto di queste forze è riassunto in un coefficiente detto numero di Reynolds (Re). Se tale numero è basso, allora prevalgono le forze di attrito viscoso, ed il moto sarà laminare, viceversa se le forze di inerzia prevalgono, allora si avrà un moto turbolento.

Nel classificare i vari tipi di scambiatori di calore si valuta la "compattezza", ovvero quanto calore è in grado di scambiare in relazione alla sua grandezza. Con il fine di fornire una descrizione dei principali sistemi di scambiatori di calore presenti attualmente, si riassume in *Figura 1.7* la classificazione dei vari impianti realizzabili. Essi sono divisi in quattro categorie principali:

- **Scambiatore a fascio tubiero:** esso sfrutta un meccanismo di scambio termico tra due fluidi, i quali si trovano in due regioni di spazio differenti. Il primo fluido passerà all'interno dei tubi, disposti con geometria a fascio, mentre il secondo fluido passerà nella regione esterna ai tubi, confinata dalla copertura esterna dello scambiatore. Questo sistema è altamente performante in quanto permette un'elevata superficie di scambio termico.

- **Scambiatore a tubi concentrici:** questo tipo di scambiatore di calore sfrutta un sistema simile al precedente. In questo caso però, lo scambio termico è garantito da due tubi concentrici in cui passano due fluidi a diversa temperatura, i quali possono scorrere nella stessa direzione o controcorrente. Talvolta, al fine di incrementare in modo ulteriore la superficie di scambio termico dei due tubi, le superfici vengono modificate in modo da generare una maggiore esposizione al principio di conduzione del calore.
- **Scambiatore a pacchi o superfici alettate:** tale sistema di scambio termico è ampiamente sfruttato in applicazioni automotive come nello sviluppo dei radiatori (*Figura 1.5*), nonché nei sistemi di climatizzazione. La medesima tecnologia trova applicazione anche nei dissipatori di calore impiegati nel campo dell'elettronica. All'interno di questa classe di scambiatori rientra il componente oggetto di studio in questa tesi. Infatti, in tali scambiatori termici vi sono parti costituite in lega di alluminio, in particolare si fa riferimento al cosiddetto pacco alettato, prodotto tramite l'utilizzo della lega 8006. Tale alluminio permette di efficientare lo scambio termico e contemporaneamente permettere il passaggio dei tubi in rame al suo interno, che veicolano il fluido che funge da termovettore (Witry, et al., 2005).
- **Scambiatore a piastre:** analogamente ai precedenti, tale sistema sfrutta dei condotti in cui scorrono dei fluidi a temperature differenti. Ciò che cambia è rappresentato dal modo in cui il calore viene scambiato tra essi. Infatti, in questo caso ciò che permette lo scambio termico non è l'intimo contatto tra i tubi, bensì le piastre metalliche presenti tra essi. Tali piastre, sempre rispettando il principio di incremento della superficie di scambio termico, appaiono corrugate in superficie. Questo tipo di design permette di ottimizzare la compattezza dello scambiatore, garantendo un minor volume a parità di scambio termico.

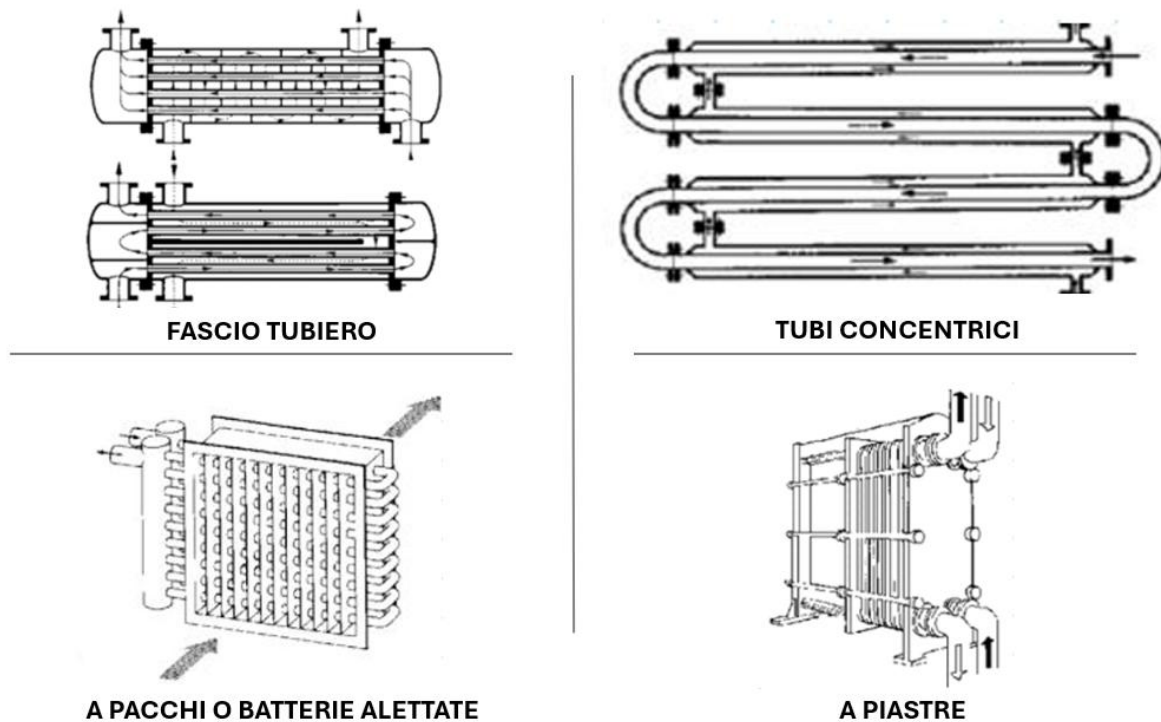


Figura 1.7 - Schema illustrativo dei principali tipi di scambiatori di calore attualmente in uso.

Il *finstock coil* viene applicato per la produzione di uno scambiatore di calore a pacco alettato costituito da un sistema solido, la cui superficie di scambio termico è a diretto contatto con il fluido, in cui il calore viene veicolato e scambiato mediante il principio della conduzione e convezione termica. Generalmente tale sistema non presenta parti in movimento. Nella notazione scientifica relativa agli scambiatori di calore il termine “*fins*” indica elementi aggiuntivi di superficie che si aggiungono alla superficie primaria, in modo da incrementare lo scambio termico stesso, garantendo un trasferimento di calore più esteso, dando così origine ad una superficie di scambio termico secondaria (Ramesh & Dusan, 2003). Tale definizione descrive proprio le alette in alluminio prodotte mediante lega EN AW 8006. Si riporta in *Figura 1.8* uno schema esemplificativo che riassume la struttura dello scambiatore di calore in analisi. Tale schema permette di distinguere accuratamente le superfici di scambio termico in modo da accompagnare visivamente la descrizione fornita.

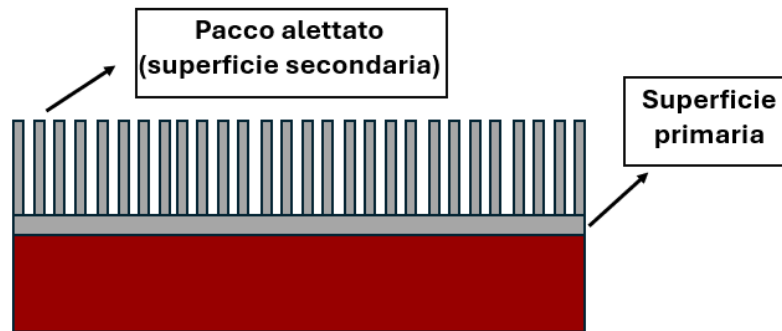


Figura 1.8- Schema semplificato di uno scambiatore di calore composto da un pacco alettato che costituisce la superficie secondaria di scambio termico.

1.2.2 Requisiti tecnici e applicativi

Gli scambiatori di calore rappresentano un campo applicativo ad alto valore aggiunto, sono quindi richieste diverse proprietà dal punto di vista meccanico e funzionale ai materiali che lo costituiscono; infatti, è importante garantire allo stesso tempo:

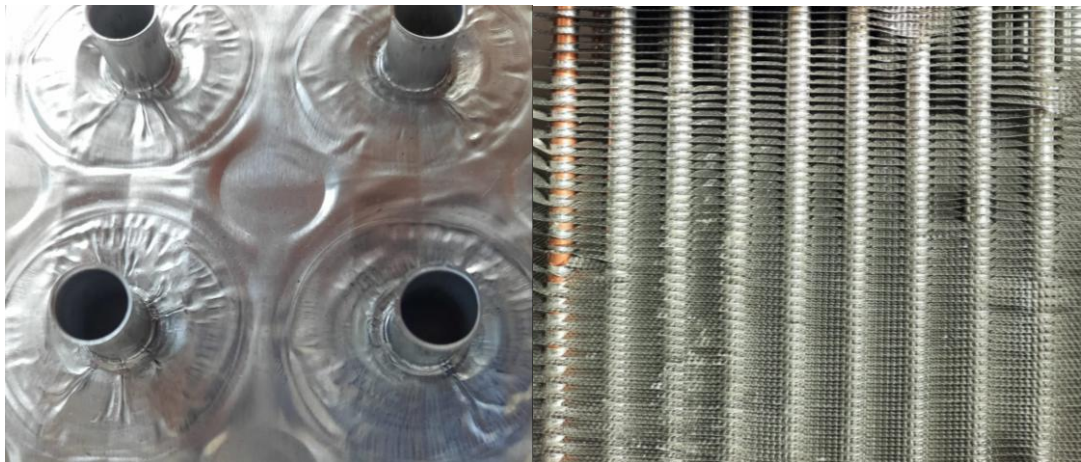
- **Ottima formabilità e lavorabilità:** tale requisito risulta essere fondamentale al fine di poter ottenere componenti ingegneristici con geometrie complesse sia nella fase di lavorazione per deformazione plastica del materiale, sia per ottenere la forma finale del componente nella produzione delle alette degli scambiatori, le quali rappresentano la superficie di scambio termico secondaria. Esse richiedono stringenti tolleranze dimensionali, soprattutto per quanto riguarda lo spessore che ha influenza sullo scambio termico. Infatti, Leontiou & Fyrrillas, (2015) affermano che l'efficacia dello scambio termico sia relazionata proprio allo spessore delle alette, che deve risultare inferiore ad un valore pari a t , riportato nell'equazione 1.1:

$$t < 1,64 \frac{k}{h} \quad (1.1)$$

Dove:

- t indica lo spessore delle alette espresso in m;
- k indica la conducibilità termica del materiale espressa in $\frac{W}{m K}$;
- h indica il coefficiente di scambio termico espresso in $\frac{W}{m^2 K}$;

La proprietà di formabilità viene inoltre garantita anche dal trattamento termico applicato a tale lega, il cosiddetto stato metallurgico di ricottura O-temper (Katsas & Gras, 2009) (Talebi, et al., 2023). Questo tipo di trattamento termico è applicato alla fine del processo produttivo principalmente per garantire il rilassamento delle tensioni imposte nel materiale a seguito dei passaggi di laminazione a freddo. È indicato, infatti, per ridurre la densità di dislocazioni reticolari, permettendo la diffusione e la ricostruzione del reticolo cristallino. Il trattamento descritto ha inoltre un secondo vantaggio, permette di rimuovere il lubrificante utilizzato in fase di laminazione dalla superficie del materiale (Vončina, et al., 2020). Tale rilassamento tensionale consente di ottenere una maggiore profondità di deformazione nel processo di imbutitura profonda, utilizzato nella produzione dei lamierini per gli scambiatori alettati o per i condotti destinati al passaggio delle tubature in rame nei radiatori, al fine di assicurare un intimo contatto tra le superfici e favorire così lo scambio termico. In *Figura 1.9* sono riportati alcuni esempi rappresentativi del processo di imbutitura richiesto al materiale analizzato e dell'applicazione finale del componente.



***Figura 1.9-** Rappresentazione dell'imbutitura effettuata sul materiale per fin-stock usato per produrre radiatori.*

- **Elevata conducibilità termica:** al fine di garantire un ottimale scambio termico con l'aria in contatto con le lamelle costituenti lo scambiatore. Lo scambio termico in un materiale metallico è relazionato principalmente al contributo elettronico ed a quello fononico, dove quello elettronico risulta essere predominante (Quan, et al., 2021) (Zhang & Li, 2023). Il contributo fononico è relazionato alle vibrazioni reticolari, in particolare alle onde vibrazionali che gli atomi trasmettono all'interno del reticolo stesso. Infatti, gli atomi all'interno del reticolo presentano vibrazioni non indipendenti, ma relazionate agli atomi

adiacenti a causa dei legami presenti tra essi. Nel processo di conduzione termica la resistenza che il materiale offre deriva dall'effetto di ostruzione che il reticolo cristallino imprime al movimento del cosiddetto "mare di elettroni" all'interno del materiale; ovvero quegli elettroni di valenza delocalizzati nell'intero solido, che si comportano dunque come vettori. Infatti, i materiali metallici assumono una peculiare caratteristica per la quale al diminuire della temperatura aumenta la conducibilità. Questo fenomeno è presente in quanto gli atomi metallici del reticolo cristallino, a causa di una minore agitazione termica, ostacolano in modo minore il passaggio di elettroni, diminuendo i fenomeni di scattering fonone-elettrone. Questo parametro risente della presenza di elementi in lega, che però in questo caso, come osservabile nella *Tabella 1.1*, presentano un contenuto totale relativamente basso, che non influisce in modo negativo sulla conduzione, soprattutto se si considera che la presenza di tali elementi sia soprattutto relazionata alla formazione di composti intermetallici. Occorre sottolineare, infatti, che l'effetto degli elementi in lega dipende fortemente dal modo con il quale tali elementi si presentano all'interno del materiale. Difatti, è confermato da Zhang & Li (2023) che la caduta di conducibilità termica del materiale sia influenzata in modo maggiore dalle specie chimiche presenti in soluzione solida nel reticolo, rispetto alle stesse presenti sottoforma di precipitati. Questo è giustificabile dal fatto che un atomo in soluzione solida si comporta come centro di scattering per gli elettroni messi in movimento all'interno del solido. Occorre inoltre tener conto che ogni singolo elemento chimico influisce sulla conducibilità termica in modo differente e che quindi il concetto va esteso al tipo di costituente e non solo alla percentuale in peso.

- **Resistenza alla corrosione:** vi sono applicazioni dove tali scambiatori vengono utilizzati in cui si possono verificare contatti con fluidi o dove sono presenti ambienti aggressivi che possono compromettere il materiale e le sue performance. In tali componenti la presenza di fenomeni di ossidazione può comportare la compromissione dell'integrità e dell'efficacia delle funzioni svolte. L'alluminio presenta un'ottima resistenza alla corrosione e all'ossidazione grazie alla formazione di uno strato passivante superficiale di allumina (Al_2O_3), (Hatch, 1984) (Davis, 2001). Tale strato impedisce che l'alluminio sottostante la superficie venga intaccato da nuovi fenomeni corrosivi. La resistenza però potrebbe diminuire quando si ha una lega, rispetto all'alluminio puro, a causa delle impurezze presenti. Un problema critico degno di nota risulta essere la possibilità di avere corrosione localizzata nelle zone in cui è presente una saldatura o materiale d'apporto (Lachowicz, et al., 2022). È affermato da Jakóbczak & Kowalik, (2023) che l'aumento

eccessivo di alcuni elementi presenti nelle leghe di alluminio, come un contenuto di manganese pari al 3-4% in peso possa comportare la diminuzione della resistenza all'ossidazione intergranulare, ovvero un tipo di ossidazione localizzata spesso ai bordi di grano a seguito della segregazione di elementi in lega, con il difetto di formare composti che possono infragilire il materiale o causarne la propagazione localizzata di cricche nelle zone interessate dalla corrosione. La lega EN AW 8006 presenta contenuti modesti di elementi che possono diminuire la resistenza alla corrosione e per tal motivo è applicata negli scambiatori di calore. È stata inoltre osservata una correlazione importante tra lo spessore del foglio di alluminio prodotto e le proprietà di resistenza alla corrosione, evidenziando come nella lega 8006 prodotta per Twin-Roll Casting, una maggiore riduzione di spessore in seguito al processo di laminazione a freddo comporta una minore resistenza corrosiva (Eken, et al., 2021).

- **Saldabilità e Brasabilità:** questo particolare campo applicativo richiede la possibilità di effettuare saldature e brasature (Kawahara, et al., 2003), ovvero di poter riscaldare tale materiale o di utilizzarlo come materiale da apporto in una brasatura senza comprometterne le sue proprietà, evitando la formazione di zone termicamente alterate. Esse sono zone nelle quali il riscaldamento eccessivo provoca un'alterazione della microstruttura, modifica della dimensione dei grani o l'eventuale formazione di composti indesiderati. Tali fasi potrebbero infragilire il giunto, con conseguenti scollamenti o rotture durante l'utilizzo. In queste zone è inoltre facilitato lo sviluppo di una cricca che può propagarsi lungo tutta la saldatura. Al fine di ridurre gli effetti negativi derivanti dal processo di saldatura occorre controllare i parametri quali la corrente base e di picco con la quale si effettua il processo e la velocità di saldatura (Sathish, et al., 2021). L'investigazione della saldabilità non è oggetto di questo lavoro di tesi, ma risulta un importante approfondimento nel caso in cui si dovesse discutere delle performance del prodotto finito.

La lega 8006 presenta la composizione chimica generale descritta in *Tabella 1.1*, come riscontrato nella norma UNI EN 573-3:2013. Come osservabile, l'elemento più abbondante dopo l'alluminio risulta essere il ferro, che in questo tipo di leghe verrà sempre ad essere presente in quanto impurezza. Successivamente al ferro, vi è la presenza di manganese e silicio. Questi risultano essere i componenti maggiormente degni di nota all'interno di questa specifica composizione chimica.

Tabella 1.1-Composizione chimica percentuale, in peso, della lega di alluminio 8006 secondo la UNI EN 573-3:2013.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Altri	Al
Quantità (%wt)	<0,4	1,2-2,0	<0,3	0,3-1,0	<0,10	<0,10	0,05	bilancio

Definita l'applicazione come scambiatore di calore, si possono effettuare considerazioni riguardanti le modalità di ottenimento delle proprietà richieste al fine di soddisfare i requisiti di performance e applicativi. In particolare, si evince come le proprietà meccaniche non possono essere ottenute per incrudimento, in quanto, come definito da Kawahara, et al., (2003), nel processo produttivo per produrre lo scambiatore di calore possono incorrere dei processi tecnologici di brasatura o di saldatura; dunque, il riscaldamento provocherebbe un rilassamento delle tensioni imposte dal precedente incrudimento del materiale. Oltre ciò, il processo di saldatura ha la tendenza alla formazione di zone termicamente alterate in cui le proprietà del materiale differiscono da quelle standard.

Inoltre, occorre considerare che gli elementi in lega presentano una diversa solubilità nell'alluminio. Il ferro è solubile solo allo 0,05% in peso, come affermato da Yakubu, et al., (2016), mentre elementi come il manganese e silicio presentano una maggior solubilità, in particolare il silicio mostra una solubilità massima di 1,65% in peso ed il manganese 1,82% in peso (Mamala & Sciezor, 2014). La solubilità di un alligante va riferita tenendo conto della temperatura, in particolare per il silicio tale valore di solubilità è raggiungibile a 577°C e rappresenta il valor massimo, mentre per il manganese il valore riportato si raggiunge a 660°C (Zhang & Li, 2023). Il ferro anche a 655 °C assume un valore di solubilità di 0,05% in peso, confermando la sua scarsa compatibilità nel reticolo cristallino dell'alluminio.

Il concetto di solubilità chimica allo stato solido fa riferimento alla capacità di un elemento, che in questo caso verrà definito soluto, di entrare a far parte del reticolo cristallino di un solvente. Nel caso degli elementi in questione, la solubilità trattata fa riferimento a quella di tipo sostituzionale, in cui un atomo di soluto tende a sostituire nel reticolo cristallino un atomo di solvente. L'efficacia con cui questa sostituzione può avvenire è descritta dalle regole di Hume-Rothery. Tali regole possono essere riassunte nei seguenti punti (Zhang, et al., 2008):

- **Fattore raggio atomico:** gli atomi di soluto e solvente devono possedere raggi atomici simili, i quali non devono differire di più del 15%;
- **Fattore elettrochimico:** gli atomi di soluto e di solvente devono possedere valori di elettronegatività comparabili in quanto elementi elettropositivi tendono a formare con atomi elettronegativi dei composti piuttosto che dare origine a soluzione solida;
- **Fattore della valenza:** le valenze devono essere simili, in particolare il metallo con valenza inferiore tende ad avere una solubilità migliore. Infatti, occorre evidenziare come queste regole non siano necessariamente reciproche;
- **Fattore della struttura cristallina:** il soluto ed il solvente devono possedere la stessa struttura cristallina.

Questi fattori evidenziano la possibilità di avere una lega per sostituzione solida, nonostante ciò, però occorre sottolineare che vi possono incorrere ulteriori limiti di solubilità dati dall'effetto dei contributi termodinamici di entalpia ed entropia di miscelazione, che necessitano di essere considerati per comprendere l'andamento delle curve di *solvus* all'interno dei relativi diagrammi di stato (Manzoor, et al., 2018).

La presenza di atomi in soluzione solida ha effetto su molteplici proprietà del materiale. È stata citata infatti l'influenza che essa presenta rispetto alla conducibilità termica del materiale. Questo effetto si può riscontrare anche sulla conducibilità elettrica (Zhang & Li, 2023). Il contributo positivo che la soluzione solida apporta all'alluminio risulta essere presente nell'incremento delle caratteristiche meccaniche di resistenza. Questi meccanismi possono essere spiegati e descritti dallo stesso fenomeno fisico. Infatti, la soluzione solida, comportando una distorsione locale del reticolo, ha l'effetto positivo di limitare il movimento delle dislocazioni all'interno del reticolo cristallino, incrementando in particolar modo il carico di snervamento del materiale. L'effetto negativo si riscontra nel fatto che tale distorsione impone un vincolo al movimento elettronico all'interno del reticolo, con l'effetto di ridurre sia la conducibilità termica, che nei metalli è prevalentemente legata al contributo elettronico, sia la conducibilità elettrica.

Quando in un solvente, in questo caso la matrice di alluminio, si supera il limite di solubilità delle fasi, l'effetto che si ha risulta essere la precipitazione di seconde fasi disperse. Anch'esse hanno un impatto sulle proprietà meccaniche, mentre le proprietà di conducibilità vengono ad essere intaccate con un minor effetto rispetto a quanto fatto dalla soluzione solida. Infatti, il

cambiamento più drastico è rappresentato dalla possibilità di avere una nuova interfaccia tra la matrice e le seconde fasi che può o meno essere coerente con il reticolo dell'alluminio. Nella lega EN AW 8006 occorre considerare che il meccanismo di precipitazione è il principale metodo di rinforzo di tale lega insieme al contributo dato dalla dimensione dei grani, definito dalla legge di Hall-Petch descritta nell'equazione 1.2 (Jin, et al., 2023); infatti, la bassa solubilità del ferro e la sua interazione con manganese e silicio porta il contributo della soluzione solida ad essere trascurabile. Oltre ciò, si può escludere anche l'incrudimento in quanto il prodotto viene ricotto alla fine del suo processo di produzione. Il meccanismo di rinforzo dovuto alla dimensione dei grani è relazionato alla difficoltà di slittamento delle dislocazioni una volta raggiunti i bordi di grano. Infatti, è noto che in un sistema policristallino, i grani adiacenti risultano avere un'orientazione diversa, ciò implica che la dislocazione per spostarsi da un grano all'altro debba cambiare la sua direzione di slittamento, con un conseguente aumento dell'energia richiesta. Inoltre, la zona in prossimità dei bordi di grano è generalmente una zona di maggior disordine cristallino. Per tali motivi, al diminuire della dimensione dei grani, aumentano i bordi di grano e di conseguenza l'energia richiesta per mettere in movimento le dislocazioni.

$$\sigma^{BG} = \sigma^0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1.2)$$

Dove:

- σ^{BG} indica il contributo dato alla resistenza allo snervamento dai bordi di grano, espresso in MPa ;
- σ^0 indica il contributo del fattore di attrito reticolare descritto da Peierls-Nabarro (Nabarro, 1997), espresso in MPa ;
- k indica il coefficiente di Hall-Petch, espresso in $\frac{MPa}{\sqrt{m}}$;
- d indica il diametro medio dei grani, espresso in m .

Di seguito, nella *Tabella 1.2* vengono riportate le caratteristiche meccaniche e le proprietà richieste dalla norma europea per le leghe di alluminio in fogli sottili per deformazione plastica UNI EN 546-2:2007, da essa è stata estratta la specifica per la lega EN AW-8006.

Tabella 1.2- Caratteristiche meccaniche e proprietà richieste per leghe di alluminio da deformazione plastica in fogli sottili EN AW-8006 secondo la norma UNI EN 546-2:2007.

Materiale	Intervallo di spessore		Stato metallurgico (Temper)			
	μm		O			H18
	Oltre	Fino a e incluso	Resistenza a trazione R_m (MPa)		Allungamento $A_{50 \text{ mm o } A_{100}}$ mm (%)	Resistenza a trazione R_m (MPa)
			min.	max.	min.	min.
EN AW-8006 [AlFe1,5Mn]	≥ 6	10	80	135	1	190
	10	25	85	140	2	190
	25	40	85	140	6	190
	40	90	90	140	10	190
	90	140	90	140	15	190
	140	200	90	140	15	190

1.2.3 Descrizione microstrutturale

Con lo scopo di introdurre lo stato dell'arte di tale lega, si vuole approfondire la trattazione del comportamento microstrutturale di quest'ultima, che verrà in seguito relazionato ai risultati sperimentali dei test effettuati. Al fine di comprendere le proprietà della lega EN AW 8006 risulta opportuno concentrarsi sugli elementi chimici presenti in essa, come osservabile nella *Tabella 1.1*. Essi hanno la tendenza a formare particelle in seconde fasi rispetto alla matrice di alluminio, piuttosto che dare origini a soluzioni solide. Tali agglomerati possono presentarsi sottoforma di grosse fasi intermetalliche o fasi fini, in base alla loro dimensione. Quest'ultime possono inibire la crescita dei grani, provocando il cosiddetto fenomeno di “*pinning*” dei bordi di grano; questo meccanismo è determinato dalla precipitazione di fasi fini ai bordi di grano, le quali provocano un aumento del lavoro richiesto per generarne il movimento, come confermato da Vončina, et al., (2020) e Talebi, et al., (2023). È noto che le fasi fini sono preferibili alle grosse fasi intermetalliche

in quanto esse vengono assimilate a difetti reticolari. Dunque, tanto maggiore è la dimensione del difetto, tanto maggiore sarà il suo impatto nel provocare un fenomeno infragilente all'interno della lega stessa, a causa di una maggior incremento del fattore di concentrazione degli sforzi. Viceversa, quando la dimensione di tali fasi è contenuta, sono maggiormente apprezzabili i fenomeni positivi che tale fase comporta.

Considerando i principali elementi in lega quali ferro e manganese, la tendenza che si ha in letteratura risulta essere quella di analizzare il comportamento microstrutturale di tale materiale facendo riferimento al diagramma ternario Al-Fe-Mn (Bajenaru, et al., 2008). Tale diagramma è stato riportato in *Figura 1.10*. Dalla sua analisi si evince come le uniche fasi all'equilibrio presenti risultino essere Al_3Fe e $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$. Tali fasi si formano e precipitano dando origine alla presenza di un'interfaccia tra la fase intermetallica, che in questo caso risulta essere incoerente, e la matrice.

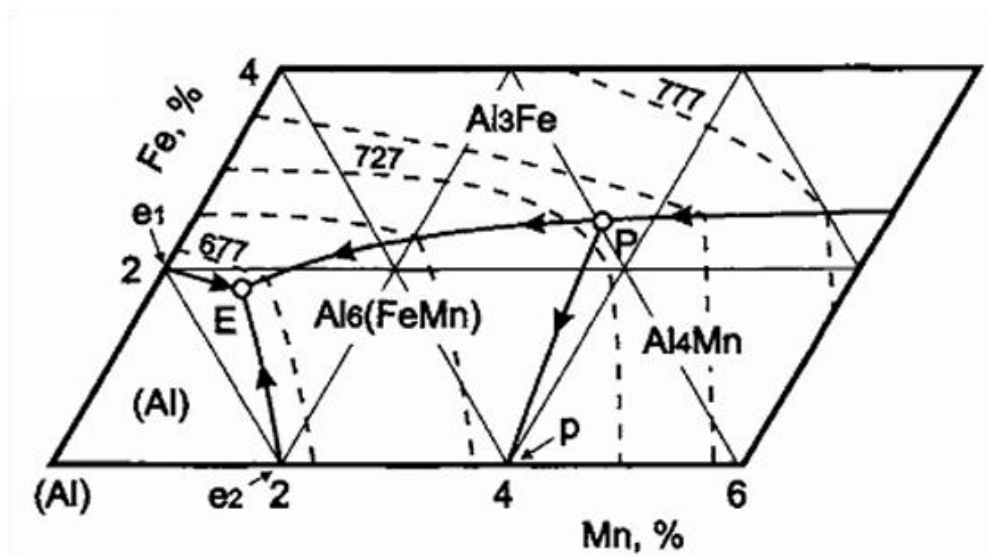


Figura 1.10- Diagramma di stato ternario Al-Fe-Mn.

La presenza di questi precipitati ha un effetto sulle proprietà meccaniche che viene descritto quantitativamente dall'equazione di Orowan (Jin, et al., 2023). Tale *equazione 1.3* descrive un preciso meccanismo di rinforzo che si verifica nel caso in cui siano presenti precipitati incoerenti impenetrabili. Essi, infatti, hanno la tendenza a generare il cosiddetto “loop” di dislocazioni (Benjamin, et al., 2020), un principio per cui le dislocazioni, nell'incontrare dei precipitati incoerenti posti ad una certa distanza, richiedono il raggiungimento di un determinato valore di stress al fine di superare tali ostacoli. Durante l'applicazione di tale sforzo, necessario ad aggirare i difetti, si verrà a generare una seconda dislocazione tra i due ostacoli, dando così origine ad un

fenomeno continuo. Il meccanismo comprende una iniziale distorsione della dislocazione, che in origine si ritrova ad essere di forma retta, fino ad incurvare, trattenuta tra due precipitati. Quando si raggiunge la tensione critica definita dall'equazione 1.3, la dislocazione riesce ad aggirare efficacemente gli ostacoli e continua il suo moto, ma l'eccessiva distorsione ha l'effetto di dare origine ad un'altra dislocazione in prossimità dei difetti stessi. Tale loop di dislocazioni è stato descritto in modo efficace dalla teoria di Frank – Read, il cui modello fisico è stato illustrato nell'immagine in Figura 1.11.

$$\sigma_{Orowan} = \frac{M * 0,4Gb}{\pi \sqrt{1 - \nu}} * \frac{\ln(\frac{2r}{b})}{L}$$

(1.3)

Dove:

- σ_{Orowan} indica il contributo dato alla resistenza allo snervamento dai precipitati incoerenti che generano il “loop” di dislocazioni, espresso in *MPa*;
- M indica il fattore di Taylor;
- G indica il modulo di taglio della matrice, in questo caso dell'alluminio, espresso in *GPa*;
- b indica il vettore di Burgers, espresso in *m*;
- ν indica il coefficiente di Poisson;
- r indica la dimensione media dei precipitati, considerando essi approssimabili a elementi sferici, espresso in *m*;
- L indica la distanza massima tra due precipitati, espressa in *m*.

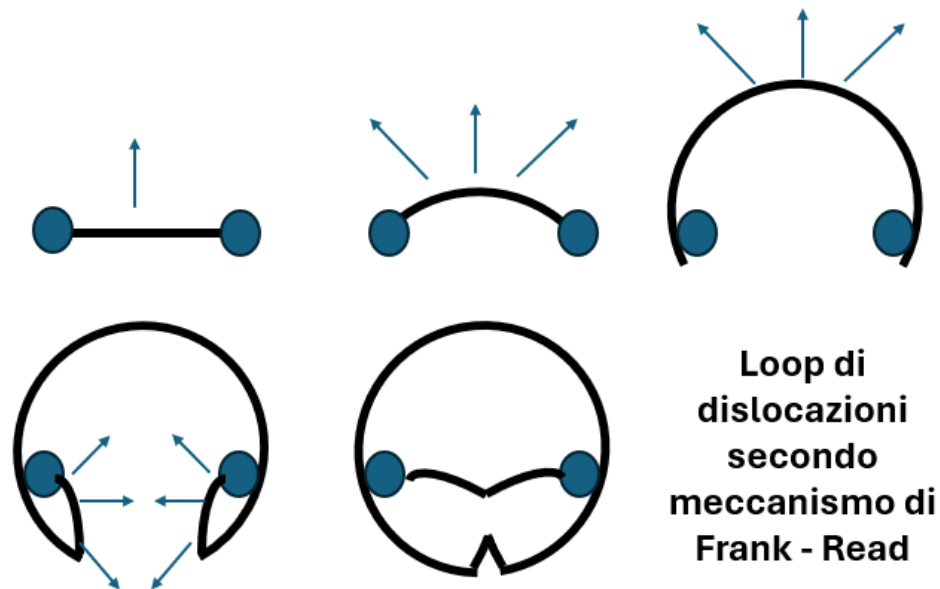


Figura 1.11 - Illustrazione del meccanismo di loop delle dislocazioni che descrive il rinforzo per precipitazione di fasi incoerenti.

Se si tiene in considerazione anche il silicio come elemento chimico influente in tale composizione, allora la fase che ha la tendenza a formarsi, secondo letteratura, risulta essere $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, (Stanica, et al., 2008) (Bajenaru, et al., 2008). La presenza di tali fasi influenza le proprietà del materiale, in particolare la sua formabilità e duttilità. Occorre dunque controllare la forma, dimensione, la natura chimica e la distribuzione di tali fasi (Chen, et al., 2015). L'obiettivo risulta essere quello di formare, mediante opportuno trattamento termico di omogeneizzazione, i cosiddetti “dispersoidi” (Talebi, et al., 2023) (Vončina, et al., 2020) (Jin, et al., 2023), ovvero fasi secondarie fini disperse nella matrice di alluminio e permettere la solubilizzazione delle grosse fasi intermetalliche formate durante il processo produttivo di colata. Questo, dunque, risulta essere il principale meccanismo di rinforzo di tale lega. Come sottolineato da Jin, et al., (2023), la presenza di grani eccessivamente ingranditi può provocare un impatto negativo sulla formabilità e sulla qualità superficiale del prodotto. A tal proposito, osservata l'importanza del controllo di queste seconde fasi, risulta fondamentale gestire in modo accurato il processo produttivo, con un dettaglio sul processo di omogeneizzazione, che permette la modifica strutturale delle fasi intermetalliche e dei grani cristallini, alleviando inoltre la super-saturazione della matrice, come affermato da Chen, et al., (2015).

Tali fasi hanno la tendenza a formarsi direttamente in seguito al processo produttivo di colata, e data la velocità di solidificazione a cui il materiale è sottoposto, vi è la possibilità di avere anche la formazione di fasi metastabili, ovvero composizioni chimiche o strutture reticolari distorte che

non sono presenti all'equilibrio, e dunque non appaiono sui diagrammi di stato. Durante la solidificazione si ottiene la struttura tipica di un prodotto "As Cast" (KRÁLÍK, et al., 2019); quindi, si verrà a formare una microstruttura correlata direttamente al processo di colata. Infatti, oltre alla formazione di precipitati intermetallici, è possibile osservare la caratteristica microstruttura dendritica. Con questo tipo di microstruttura ci si riferisce alla presenza di bracci dendritici con un notevole sviluppo in una direzione, relazionata allo smaltimento di calore e al raffreddamento direzionale. Inoltre, dato che nel processo descritto vi è direttamente un processo di laminazione a caldo, l'effetto dei rulli sulla microstruttura sarà quello di alterare la forma dei grani, elongandoli in direzione di laminazione. Nonostante questo sia un processo a caldo, la velocità di solidificazione elevata tende a "congelare" la microstruttura ottenuta, richiedendo dunque un successivo trattamento termico di omogeneizzazione al fine di ottimizzare la struttura.

La microstruttura in questione prevede inoltre la presenza di variazioni composizionali nella formazione dei cosiddetti bracci dendritici. Infatti, è possibile notare come la solidificazione primaria generi uno squilibrio tra il contenuto di soluti che possono essere presenti nella parte ancora fusa, rispetto alla parte solida, che generalmente presenta una solubilità inferiore. Questo fenomeno è definito segregazione, e l'effetto è quello di generare un gradiente composizionale (Stefanescu & Ruxanda, 2004). Questo avviene perché il primo solido formato sarà caratterizzato da un basso contenuto di soluti, in quanto essi avranno la tendenza a permanere nella fase liquida. Occorre sottolineare che, se si considerasse il sistema in perfetto equilibrio, allora il solido seguirebbe l'esatto raffreddamento mostrato nei diagrammi di stato, ma questo può essere vero solo per raffreddamenti naturali (Stefanescu & Ruxanda, 2004). Dunque, nei processi industriali le zone definite come interdendritiche, ovvero zone presenti tra due bracci dendritici, che solidificheranno in seguito, avranno un contenuto maggiore di soluti. La segregazione sarà tanto maggiore, quanto maggiore è la distanza tra la curva di *solidus* e la curva di *liquidus*, ad una data temperatura, all'interno del diagramma di stato della lega in questione. Con lo scopo di chiarire ulteriormente il concetto viene riportato in *Figura 1.12* un diagramma di stato esemplificato e generico, dove vengono evidenziate le curve di *solidus* e di *liquidus*. Nella *Figura 1.12* è dunque possibile osservare come il punto P, ad una certa temperatura e ad una certa composizione chimica, definita in questo caso dalla percentuale dell'elemento chimico generico B, presenti la coesistenza di due fasi, liquido e la fase solida α . Si può notare come la fase liquida, la cui composizione è definita dal punto F, presenti un maggior contenuto di fase B, rispetto al solido, la cui composizione è definita dal punto G.

Al fine di ottenere una microstruttura opportuna, occorre effettuare un adeguato processo di omogeneizzazione. Questo tipo di microstruttura discussa, detta "As Cast", infatti, è inadatta a

causa delle fragilità che essa può apportare e la presenza di forti gradienti composizionali e di densità di dislocazioni lungo lo spessore del materiale. Oltre ciò, le fasi intermetalliche hanno la tendenza ad orientarsi lungo la direzione di laminazione e questo può comportarne inoltre la loro coalescenza e la rottura prematura del foglio (Stanica, et al., 2008). Katsas & Gras, (2009) affermano inoltre che durante il processo di colata il cuore e la superficie, raffreddandosi diversamente, presentino differenti dimensioni delle fasi intermetalliche. In particolare, al centro saranno presenti intermetallici di più grosse dimensioni che avranno un comportamento diverso all'omogeneizzazione.

Con lo scopo di comprendere con maggiore dettaglio i meccanismi di formazione di tali fasi, le microstrutture caratteristiche e i difetti riscontrabili in tale lega, risulta opportuno effettuare una descrizione del processo industriale nel suo complesso.

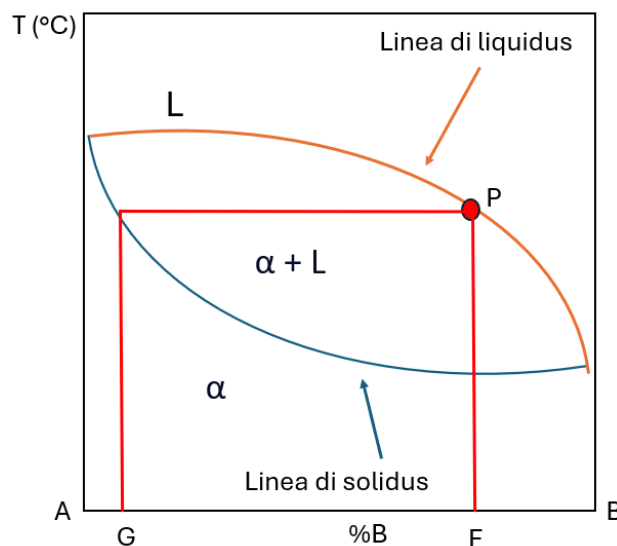


Figura 1.12- Diagramma di stato semplificato, nel quale sono messe in risalto la curva di liquidus e di solidus, per evidenziare il problema della segregazione.

1.3 Processo industriale di produzione di fogli di alluminio

Tra i vari processi produttivi riguardanti la produzione dei fogli di alluminio si possono citare principalmente due tecnologie: il Direct Casting (DC) e il Continuous Casting (CC). Quest'ultimo può assumere la variante di TRC, acronimo di Twin Rolling Casting (Jin, et al., 2023), (Vončina, et al., 2020). Esso risulta essere un processo con il quale può essere garantito l'ottenimento di lastre o fogli, direttamente in seguito al processo di colata continua, sfruttando un raffreddamento apportato direttamente dai rulli di laminazione a caldo. Il principale scopo di questi processi innovativi risulta essere quello di aumentare l'efficienza produttiva, in modo da garantire una produzione veloce, stabile, ripetitiva nelle prestazioni e che preveda il minor impatto economico possibile, nonché una riduzione dei costi di manutenzione, delle emissioni e dei costi energetici. Nello stabilimento nel quale è stata svolta l'analisi sperimentale dei campioni prodotti, ovvero presso European Metals s.r.l (TO), è presente un sistema che sfrutta il processo di colata continua, detto Twin-Roll Casting (TRC), che dunque verrà analizzato nel dettaglio in questo capitolo. Un'azienda partner, SLIM Aluminium s.p.a (LT), presenta invece un processo di Direct Chill Casting (DC). In questo capitolo vengono trattati entrambi, al fine di fornire una panoramica dello stato dell'arte dei processi industriali evidenziandone le differenze, processo fondamentale per la comprensione delle problematiche produttive riscontrate nella lega di alluminio EN AW 8006.

1.3.1 Processo di Twin-Roll Casting (TRC)

Nello stabilimento produttivo di European Metals s.r.l (TO) è presente un processo di colata continua che sfrutta il metodo di Twin-Roll Casting. Essa si distingue dai processi tradizionali di produzione dell'alluminio, i quali prevedono colate che normalmente sfruttano un processo di raffreddamento mediante l'uso di una lingottiera. Questo meccanismo avanzato prevede la produzione di lastre, barre e billette in un flusso costante nel tempo e continuo, la cui discontinuità si presenta solo nel momento in cui si arresta la produzione di una bobina per dar via alla produzione della successiva. Tale metodo permette un maggior efficientamento produttivo e riduzione degli scarti e sfridi di lavorazione (Jin, et al., 2023). Il principale motivo per cui si ha questo tipo di miglioramento è riconducibile alla riduzione dei tempi in cui non si registra una produttività, associati alle fasi di raffreddamento nello stampo, svuotamento e preparazione.

Il processo industriale osservato durante il lavoro di tesi prevede la presenza di un sistema fusorio da cui parte l'intero processo produttivo. Esso è composto da un forno elettrico industriale nel quale viene caricato il materiale grezzo. Tale materiale risulta essere composto principalmente da scarti e rottami riciclati, i quali vengono opportunamente controllati a livello qualitativo e

composizionale, prevedendo inoltre la rimozione di vernici o di oli, i quali possono arrecare danni durante il processo e inquinare il materiale utilizzato. Talvolta è richiesta l'aggiunta di alluminio primario, sottoforma di lingotti, in casi in cui per esempio sia necessaria una buona qualità composizionale ed un miglior controllo delle quantità relative di elementi chimici presenti nella lega. All'interno di tale processo non tutti gli elementi chimici possono essere controllati con precisione; dunque, alcuni di essi si ritroveranno inevitabilmente nel prodotto finale, in quantità che non possono essere definite con esattezza a priori. Il materiale grezzo viene quindi caricato all'interno di un forno elettrico tramite l'utilizzo di una rampa di salita. Il forno in questione è definito come forno ad induzione canalizzato, esso sfrutta il passaggio di corrente alternata ad alta frequenza, attraverso una bobina di induttanza, posizionata al di sotto della zona di riscaldamento. La canalizzazione si riferisce alla modalità con la quale l'aria viene veicolata all'interno dei forni al fine di riscaldare il materiale in esso presente. Questo metodo ad induzione elettromagnetica permette di garantire omogeneità di temperatura nel forno, riscaldamento rapido ed una minore ossidazione, con dunque minori scarti di processo. In esso, al fine di migliorare l'efficienza energetica e di processo, viene mantenuto sempre un livello minimo di alluminio fuso. Questo meccanismo viene generalmente usato nei sistemi fusori di vario tipo con l'obiettivo di evitare che il materiale solido impatti nella parte bassa del forno durante il processo di caricatura del materiale, con il rischio di rovinare il fondo in cui risiede anche la bobina di induttanza.

L'alluminio in questa fase produttiva viene portato ad una temperatura di 780°C. Questo valore supera i 660°C, alla quale si verifica la fusione del metallo in questione. Il motivo per cui si effettua un processo di sovra-riscaldamento deriva dalla necessità di garantire una certa fluidità del materiale al fine di permetterne la movimentazione e la successiva colata. Durante il processo fusorio vi sarà la formazione di una scoria protettiva del bagno fuso, utile a prevenire le perdite dovute ad un'ulteriore ossidazione dell'alluminio.

In seguito, si effettua il trasferimento del metallo fuso in un secondo forno detto fusorio, alimentato a gas naturale ed ossigeno come comburente. In esso viene inserito nuovo materiale solido da portare a fusione. In questo frangente è necessario aggiungere gli additivi, al fine di regolare in modo opportuno la composizione chimica desiderata. È necessario, inoltre, prevedere un processo di movimentazione e agitazione del bagno, in modo da garantire la corretta distribuzione e omogeneità di tali elementi che possa limitare eventuali fenomeni di segregazione. Segue poi un processo di scorifica: essa prevede la rimozione meccanica dei contaminanti, i quali si ritrovano a galleggiare sul bagno fuso, data la loro minore densità.

Il passo successivo riguarda la successiva movimentazione del materiale verso una siviera. Quest'ultima non è altro che un recipiente contenitivo, il quale assume il compito di mantenere in temperatura il fuso, in modo da garantirne la fluidità richiesta e la temperatura ottimale necessaria al processo di colata. La siviera presenta al suo interno dei sensori termici che monitorano la temperatura del fuso e, tramite dei bruciatori a gas naturale e aria come comburente, mantengono la temperatura precisa di colata, con una variabilità di $\pm 1^{\circ}\text{C}$. Anche durante questo frangente viene effettuata un'analisi composizionale per verificare la correttezza delle modifiche effettuate nei passaggi precedenti. Da quest'ultima viene estratto il materiale fuso permettendo di poter dare origine al processo di colata continua. Dunque, la siviera ha la funzione di trasporto, attesa e versamento del fuso al fine di garantire la colata ed il passaggio nei rulli di laminazione a caldo.

Alla siviera segue, in alcuni casi, un secondo contenitore detto panierina, in genere di più piccole dimensioni. Esso garantisce l'apporto in colata del fuso e può possedere dispositivi di controllo del flusso come lo stopper. La funzione principale della panierina è quella di uniformare il metallo fuso, ridurre le turbolenze e favorire la rimozione di inclusioni. In essa ancora è possibile eseguire aggiustamenti composizionali del bagno metallico e della sua temperatura. Nell'impianto produttivo in questione, il flusso di colata è gestito direttamente dalla siviera.

Il ciclo produttivo di Twin-Roll Casting (TRC) è stato ideato e brevettato nel 1857 da Sir. Henry Bessemer (Maleki, et al., 2017), la cui implementazione industriale richiese più di un centinaio di anni a causa della difficoltà di gestione delle proprietà fisiche e termiche dei prodotti "As Cast". Infatti, fu Joseph Hunter che nel 1954 (Sanders, 2012) sviluppò con successo il primo sistema di colata di tipo Twin-Roll Casting (TRC). Tale processo di colata continua prevede che il materiale segua un condotto di colata, in modo che esso possa essere fatto fluire dalla siviera verso i rulli, i quali ne comporteranno la contemporanea solidificazione e la laminazione a caldo. È necessario che il processo di movimentazione del fuso non preveda turbolenze che possano generare dei difetti o delle perturbazioni. Il condotto deve inoltre garantire la minimizzazione della contaminazione del metallo fuso durante il suo percorso e la sua filtrazione mediante l'utilizzo di opportuni filtri ceramici. In seguito, è necessario aggiungere un processo di degasaggio al fine di rimuovere l'idrogeno presente che, se permane nel materiale prodotto, provoca un infragilimento del prodotto ottenuto mediante la colata e la possibile presenza di porosità nel materiale finale (Davis, 2001). Il degasaggio viene effettuato mediante l'utilizzo di gas inerte, tipicamente argon o azoto.

Questo processo, come sottolineato da Jin, et al., (2023) e Vončina, et al., (2020), sfrutta il raffreddamento diretto dei rulli, e non di una lingottiera intermedia, per questo motivo è descritto come Twin-Roll Casting. Una volta raggiunti i rulli, disposti orizzontalmente, controrotanti e raffreddati internamente ad acqua, inizia il processo di lavorazione per laminazione a caldo. I rulli generalmente sono costituiti da acciaio in modo che essi possano gestire le alte temperature del processo di solidificazione e di laminazione a caldo (Vukelja, et al., 2010). Talvolta in letteratura è stato presentato anche l'utilizzo di rulli che sfruttano come materiale di fabbricazione il rame a diretto contatto con il fuso, in modo da massimizzare l'estrazione di calore grazie alla sua elevata conducibilità termica (Wu, et al., 2024) (Bazhin, et al., 2024). L'alluminio inizialmente genera una sottile crosta solida a contatto con i rulli, la cui microstruttura presenterà la cosiddetta zona di pelle, che ne permette la lavorazione e la stabilità dimensionale durante il processo. Il materiale viene ridotto nel suo spessore durante tutto il processo di contatto con i rulli. Lo spessore finale si ritrova in un range che va dai 4-12 mm (Vukelja, et al., 2010), in particolare, nello stabilimento produttivo in cui è stato elaborato il lavoro di tesi, la dimensione media con la quale vengono prodotte le lastre di alluminio in seguito alla colata combinata alla laminazione a caldo si ritrova ad essere intorno ai 6,5 mm.

Successivamente al passaggio tra i rulli di laminazione, il materiale è solidificato e mantiene stabile la sua forma. All'uscita dai rulli, infatti, si verifica il secondo step di raffreddamento in aria. Come sottolineato da Vukelja, et al., (2010), sui rulli di lavorazione e di solidificazione viene applicato un lubrificante, che può essere in tal caso una sospensione di grafite, ad evitare che l'alluminio solidificato nello spazio tra i rulli stessi si incolli ad essi. In seguito alla lavorazione il materiale procede fino ad essere raccolto da un nastro avvolgitore, il quale genererà direttamente la bobina di alluminio che potrà poi andare incontro ad omogeneizzazione ed a successive lavorazioni di laminazione a freddo. Quindi il prodotto finale di questo tipo di processo di colata noto come Twin-Roll Casting (TRC) è una bobina di alluminio.

Questo processo tecnologico risulta essere rapido ed efficiente, ma richiede una cura dettagliata dei parametri in modo da evitare forti fenomeni di segregazione relazionati alla velocità di solidificazione. È affermato che l'aumento della velocità di raffreddamento comporta l'ottenimento di un intervallo di solidificazione più ampio con il rischio di accentuare la possibilità di avere fenomeni di macro-segregazione (Wu, et al., 2024). Tali fenomeni, infatti, possono comportare difetti superficiali e deterioramento delle proprietà meccaniche. Tra i parametri che occorre citare, soprattutto relazionati alla qualità del prodotto ed al suo spessore e larghezza finali, vi sono: la velocità di colata, la geometria degli ugelli ceramici di iniezione del fuso, la temperatura del fuso, l'angolo di contatto che si genera tra il materiale ed i rulli, la forza e la

distanza tra i rulli medesimi (Vukelja, et al., 2010). In merito alla velocità di colata, la quale risulta essere uno dei principali parametri da osservare, occorre sottolineare che essa influisce sul tempo di contatto tra metallo fuso ed i rulli. Una velocità più elevata ha il beneficio di aumentare la produttività e la riduzione dei costi energetici, ma tende a ritardare il fronte di solidificazione della massa fusa e provoca un aumento della differenza di temperatura tra superficie e cuore della lastra che si va a formare, con il rischio di generare anche instabilità di flusso (Wu, et al., 2024).

Nella *Figura 1.13* è possibile osservare uno schema semplificato del processo di colata continua descritto.

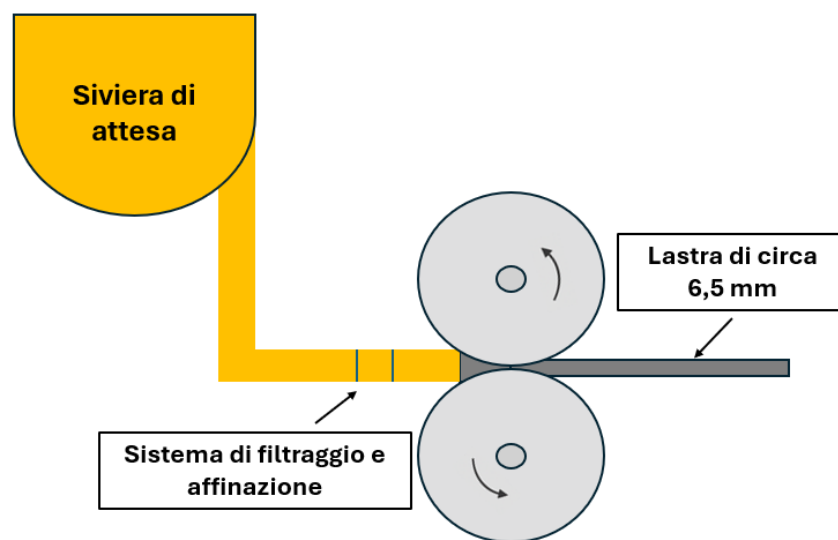


Figura 1.13 - Schema semplificato che rappresenta i passaggi della colata continua per Twin-Roll Casting (TRC) a partire dalla siviera di attesa fino all'ottenimento della lastra laminata a caldo.

Quindi, il processo di colata continua di Twin-Roll Casting può essere riassunto in quattro fasi principali:

- **Alimentazione del metallo fuso:** l'alluminio fuso viene veicolato mediante il canale di colata dalla siviera verso i rulli cilindrici controrotanti raffreddati internamente ad acqua, passando attraverso un ugello composto da materiale ceramico. Durante questo processo di alimentazione si effettuano dei controlli in linea con il fine di garantire la qualità e la ripetibilità di colata; oltre ciò, l'utilizzo di filtri ceramici e sistemi di affinazione evitano che vi siano inclusioni e componenti indesiderati all'interno del processo di colata.

- **Solidificazione:** in seguito al contatto del metallo fuso con la superficie dei rulli, esso si raffredda e solidifica. La prima parte a solidificarsi risulta essere la superficie della lastra che verrà a formarsi. Tale meccanismo di raffreddamento ha l'effetto di generare una crosta superficiale che garantisce una certa solidità al materiale movimentato. Il processo di solidificazione avviene all'interno dello spazio vuoto lasciato dai rulli e si conclude all'interno di essi la cui rapidità influenza la microstruttura e le proprietà osservate nel prodotto "As Cast".
- **Laminazione a caldo:** contemporaneamente al processo di solidificazione, la striscia di alluminio solidificata subisce una laminazione a caldo, effettuata dai rulli stessi. Il Twin-Roll Casting consente di combinare la lavorazione a caldo con la solidificazione, permettendo un maggior efficientamento del processo produttivo ed una riduzione dei tempi di processo e dei costi legati ad esso.
- **Estrazione e avvolgimento:** la lastra di alluminio prodotta viene quindi estratta dalla macchina di colata e può essere avvolta in bobine per ulteriori lavorazioni di laminazione a freddo. Il processo di lavorazione a freddo è adatto nel caso in cui sia richiesta una migliore qualità superficiale del prodotto, assenza di ossidazione ed il raggiungimento dello spessore finale nell'ordine dei micrometri. Infatti, la sola laminazione a caldo non permette di ottenere direttamente il prodotto finito in quanto fenomeni di ossidazione e perdita della qualità superficiale tenderebbero a verificarsi. Inoltre, il controllo dello spessore è peggiore nel caso del processo di laminazione a caldo; dunque, l'incertezza sperimentale sarebbe più elevata e non permetterebbe l'ottenimento di un prodotto di qualità nel caso in cui vi siano richieste di spessori nell'ordine dei micrometri con stringenti tolleranze dimensionali. Durante la fase di estrazione e di avvolgimento la bobina va incontro ad un secondo stadio di raffreddamento, questa volta in aria.

Con il fine di chiarire in modo ulteriore ciò che avviene in prossimità dei rulli, viene fornita in *Figura 1.14* un'immagine di dettaglio del processo. In particolare, è possibile osservare il graduale processo di solidificazione del metallo fuso a contatto con la superficie dei rulli e la sua contemporanea deformazione. Nel dettaglio della figura è possibile inoltre discutere della notazione spesso utilizzata nel campo della laminazione; essa fa riferimento alla direzione normale di deformazione (ND) ed a quella trasversale (TD). Spesso queste indicazioni sono riportate in letteratura e risultano fondamentali nel comprendere i risultati e le proprietà analizzate in determinate prove come, ad esempio, in quelle a trazione. Dall'analisi di tale

immagine si evince, inoltre, l'importanza dell'ottimizzazione dei parametri tecnologici e di processo (la velocità di colata, la geometria degli ugelli ceramici di iniezione del fuso, la temperatura del fuso, l'angolo di contatto che si genera tra il materiale ed i rulli, la forza e la distanza tra i rulli medesimi). Essi, infatti, influiscono anche sulle curve di raffreddamento del fuso, cambiandone la forma e comportando dunque anche una variazione del cosiddetto “kissing point” o punto di contatto. Tale ente geometrico fittizio rappresenta il punto esatto in cui le dendriti, originate dalla solidificazione a contatto con uno dei due rulli, incontrano quelle che si sono sviluppate in direzione opposta a partire dall'altro rullo presente. Il loro sviluppo è relazionato alla direzione di smaltimento del calore e per tale motivo sono disposte perpendicolarmente alla direzione di colata, con un'orientazione preferenziale verso i rulli. Nel momento del contatto, si ha il passaggio definitivo da un sistema semi-solido ad un sistema completamente solidificato.

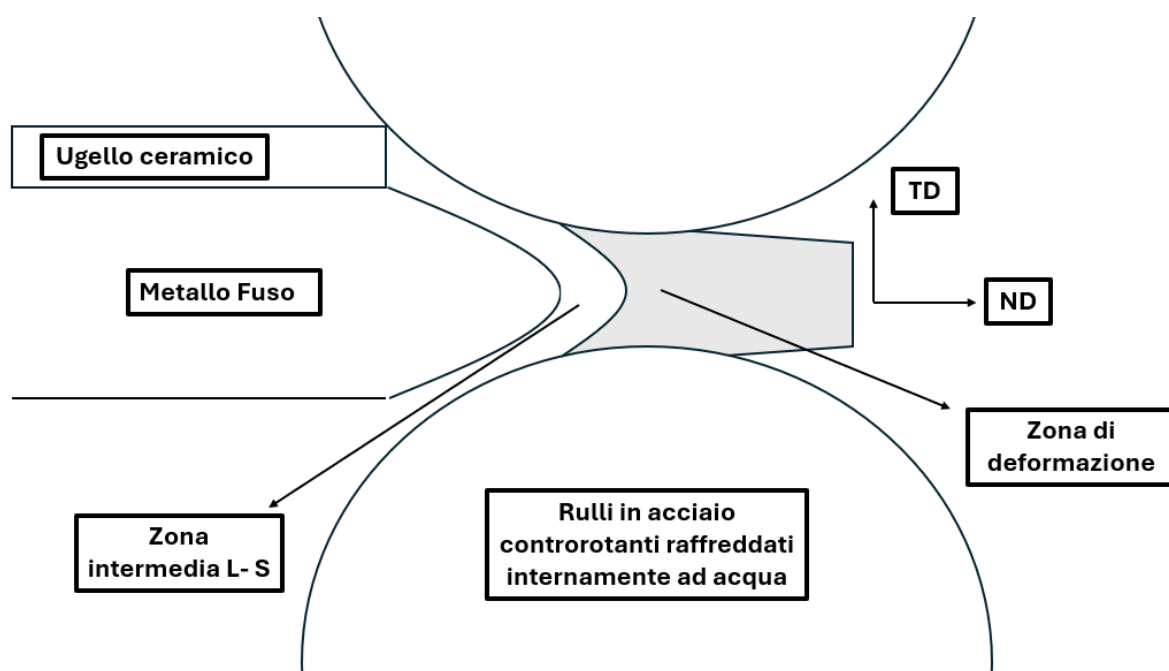


Figura 1.14 - Dettaglio del processo di colata per Twin-roll casting in cui è possibile osservare il progressivo raffreddamento del fuso fino alla solidificazione ed il grado di deformazione applicato alla lastra ottenuta.

Questo processo porta con sé diversi vantaggi e svantaggi che possono essere identificati principalmente dall'influenza che la velocità di solidificazione ha sul prodotto di colata. Tale parametro di processo è determinato dalla presenza di una velocità di raffreddamento superiore a $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (Sanders, 2012). Infatti, grazie alla rapida estrazione di calore, come confermato da Bazhin, et al., (2024), si può ottenere una microstruttura a grani fini (CHEN, et al., 2012). Inoltre,

la continuità di colata e la velocità con la quale il fuso solidifica garantisce un'elevata produttività. Questo concetto può essere approfondito ulteriormente se si considera la distinzione tra l'utilizzo di rulli in acciaio o in rame. Infatti, è stato osservato in letteratura che l'impiego di rulli in rame comporta un aumento della velocità di raffreddamento. Questo parametro si riflette sulle dimensioni SDAS (Secondary Dendritic Arm Spacing), ovvero nella distanza tra i bracci dendritici secondari che, nel caso in cui si utilizzano rulli in acciaio, risulta essere tre volte maggiore rispetto alla dimensione riscontrata nell'utilizzo di rulli in rame (Liu, et al., 2020). Questo valore evidenzia l'ottenimento di una microstruttura più fine all'aumentare della velocità di raffreddamento; infatti, le spazature dendritiche sono inversamente proporzionali alla velocità di solidificazione del materiale.

L'elevata velocità con cui il materiale solidifica però ha anche l'effetto negativo di comportare la formazione di gradienti di concentrazione, stress residui e gradienti di dislocazioni che si concentrano in maggior modo sulla superficie, nonché la presenza di una microstruttura di natura dendritica e disomogenea. Inoltre, vi è la possibile formazione di fasi metastabili, le quali composizioni chimiche risultano essere composte principalmente da ferro ed alluminio, come confermato da Vončina, et al., (2020). Oltre a queste fasi, si possono aggiungere anche composizioni miste, contenenti in aggiunta agli elementi citati in precedenza, manganese e silicio. L'analisi di tali fasi sarà approfondita con il supporto di dati sperimentali e micrografie nella sezione dedicata ai risultati sperimentali.

Il processo di laminazione a caldo potrebbe comportare, inoltre, l'orientazione di tali precipitati nella direzione di laminazione e la loro coalescenza, provocando delle zone in cui sono presenti grandi particelle intermetalliche, le quali possono originare una rottura prematura del foglio di alluminio, anche durante la fase di lavorazione stessa. L'insieme di queste caratteristiche richiedono la presenza di passaggi successivi di omogeneizzazione del materiale, al fine di garantire la possibilità di effettuare ulteriori lavorazioni per deformazione plastica con l'obiettivo di evitare rotture, difetti e criticità nella produzione.

1.3.2 Processo di Direct Chill Casting (DC)

L'impianto di produzione di SLIM Aluminium s.p.a (LT) opera e produce tramite metodo di Direct Chill Casting (DC). Questo tipo di processo produttivo risulta essere tra i più diffusi per quanto riguarda l'ottenimento di billette di alluminio di grosse dimensioni, se si considerano le leghe leggere (Grandfield, et al., 2013).

Nel Direct Chill Casting il materiale di partenza utilizzato è metallo allo stato fuso, in questo caso alluminio, che viene colato dall'alto all'interno di uno stampo. Nella sua estremità inferiore è presente un sistema a pistone, il quale garantisce la discesa del materiale verso il basso. Lo stampo viene raffreddato tramite l'utilizzo di circuiti ad acqua interni ad esso. Questo sistema di condizionamento, presente all'interno della lingottiera, rende la sua progettazione più complessa ed il suo costo più elevato. L'ottenimento del metallo fuso segue processi fusori analoghi al caso trattato nel *paragrafo 1.3.1* per quanto riguarda il Twin-Roll Casting.

Dunque, le differenze da sottolineare riguardano i metodi di solidificazione e di lavorazione a caldo successivi al processo fusorio. Anche in questo caso, infatti, è presente una paniera sottoforma di bagno statico nella quale è accumulata in superficie una scoria protettiva, il cui scopo è proprio quello di prevenire la contaminazione e l'ossidazione del bagno metallico. Il materiale fuso viene estratto dalla paniera, il cui flusso viene controllato da un elemento denominato stopper, il quale può essere paragonato ad un rubinetto. In seguito, il fuso incontra una lingottiera, generalmente in lega di rame in modo da garantire un rapido scambio termico e raffreddata internamente ad acqua, aperta successivamente nella parte inferiore.

Inizialmente, infatti, vi è un componente definito con il termine falsa billetta o "dummy Block" (Grandfield, et al., 2013), collegato ad un sistema di movimentazione che sfrutta un principio idraulico o meccanico, a seconda della tecnologia del macchinario. Questo meccanismo ha il compito di garantire che il materiale raggiunga un determinato volume in lingottiera, corrispondente ad un certo livello di metallo fuso, e permetterne il contatto con le pareti, generandone il raffreddamento. Tale elemento aggiuntivo, dunque, gestisce la velocità di avanzamento del solido e verrà rimosso solo alla fine del processo, identificandolo come scarto produttivo. Se esso non fosse presente, non sarebbe possibile ottenere un processo controllato, in quanto non sarebbe garantito l'intimo contatto con la lingottiera e verrebbe a mancare l'adeguato raffreddamento necessario a comportare la solidificazione del materiale.

Il ciclo produttivo in questione viene definito da Drezet & Rappaz, (1996) come semi-continuo. Infatti, esso è composto da uno stato transitorio iniziale dove i parametri di colata tendono a subire una variazione nel tempo; segue poi uno stato stazionario durante il quale i parametri di

processo come la temperatura, la forma del lingotto ed il fronte di solidificazione assumono un andamento costante; infine, vi è un ulteriore transitorio finale che coincide con il momento in cui si verifica la tranciatura della lastra prodotta. Il concetto di semi-continuità del processo industriale preso in analisi fa anche riferimento alle modalità operative dell'impianto stesso, il quale ha la tendenza a produrre billette di materiale con una lunghezza standard prestabilita. Una volta raggiunto tale valore, si interrompe il flusso di colata o si adotta un sistema di tranciatura, dipendentemente dal tipo di impianto industriale. Questo punto rappresenta la discontinuità in un processo altresì continuo e va opportunamente gestito al fine di garantire l'ottimizzazione dell'efficienza produttiva all'interno dell'impianto.

Durante l'intera procedura operativa il materiale è movimentato mediante l'utilizzo di rulli esterni che lo trasportano fino alla tranciatura finale o fino al raggiungimento della dimensione richiesta. Questa distinzione permette di porre in evidenza un ulteriore concetto discriminante di questo tipo di processo; infatti, questo tipo di colata può naturalmente assumere delle varianti, dipendenti dal percorso che segue la colata. Ci sono infatti processi di colata completamente verticali, il cui prodotto è un lingotto, senza operazione di tranciatura, o ancora processi di colata che assumono una forma curvata, grazie alla possibilità di deformare il lingotto essendo esso ancora ad alte temperature. In questo ultimo caso vi è uno step necessario di tranciatura. Questa distinzione del processo la si può apprezzare in *Figura 1.15*.

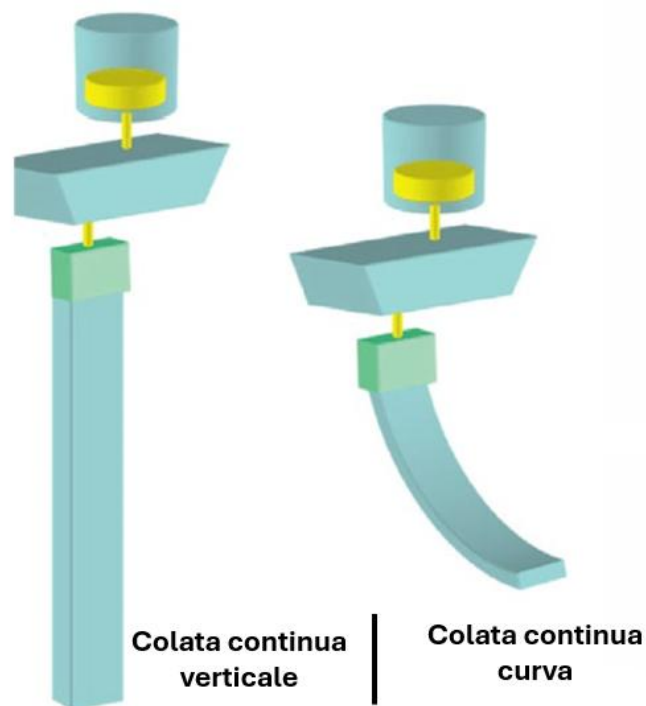


Figura 1.15 - Illustrazione del diverso tipo di colata per Direct Chill Casting: colata continua verticale contro colata continua curva.

I periodi transitori portano a deformazioni e difetti non graditi, vengono quindi separati dal lingotto e considerati scarti produttivi. Tra gli scarti vi è anche la crosta superficiale, la quale viene dunque asportata dal lingotto ottenuto, in quanto considerata come zona difettosa. L'esportazione della zona di pelle superficiale del componente avviene tramite l'utilizzo di un grande impianto di fresatura industriale che opera sull'intera superficie del lingotto.

Nel descrivere in modo più dettagliato il processo di solidificazione, è possibile evidenziare la presenza di due sistemi di raffreddamento: il primo deriva dal contatto con la lingottiera, la quale presenta circuiti di condizionamento interni, composti da serpentine in cui al loro interno circola acqua pressurizzata; il secondo raffreddamento, invece, è effettuato tramite l'apporto diretto di acqua sulla superficie del metallo che, come affermato da Nallathambi, et al., (2011), si trova ad una temperatura elevata, superiore alla temperatura di Leidenfrost. Questo fenomeno fu descritto per spiegare il comportamento che un liquido ha quando entra in contatto con un materiale che si trova ad una temperatura molto più elevata della sua temperatura di evaporazione. Tale valore, come possibile osservare in bibliografia (Tenzer, et al., 2020) non è influenzato dal diametro dell'ugello utilizzato per far fluire il fluido contro la superficie in questione, né dalla sua velocità. Il seguente effetto fa principale riferimento alle proprietà intrinseche del materiale liquido e del substrato e ne comporta la formazione di uno strato di vapore. Questa descrizione definisce quindi la modalità di scambio termico previsto per questo tipo di raffreddamento, il quale si verifica in seguito alla diretta evaporazione del liquido a contatto con la superficie del metallo. Il termine "Direct Chill" deriva proprio da questo metodo di refrigerazione, che implica l'intimo contatto tra il liquido ed il metallo caldo.

Il fuso, a contatto con le pareti della lingottiera, genera un sottile strato solidificato di pelle esterna a grani equiassici fini, necessario a garantire adeguata resistenza meccanica al lingotto, permettendone la movimentazione. L'interno invece assumerà una microstruttura colonnare, i cui grani tendono a svilupparsi nella direzione principale di smaltimento del calore, dunque orientati verso le pareti della lingottiera stessa. Infatti, il sotto-raffreddamento del fuso risulta essere la forza termodinamica spingente che garantisce la crescita dei grani. La colata effettuata in gravità permette di rifinire la microstruttura interna del lingotto; tale miglioramento è garantito dalla presenza del metallo sovrastante, il cui peso ha la tendenza a rompere le dendriti che si formano. Inoltre, nel completare l'analisi della cosiddetta microstruttura basaltica del lingotto, vi è la parte centrale ad esso, che può assumere nuovamente una forma con grani equiassici. Tale struttura basaltica si può osservare rappresentata in *Figura 1.16*. Questa immagine permette inoltre di mettere in evidenza il perché sia necessario rimuovere le parti iniziali e terminali dei

lingotti, in quanto concentratori di difetti, così come la zona limitrofa alle pareti, in cui si possono disporre le inclusioni presenti nel bagno, in quanto più leggere.

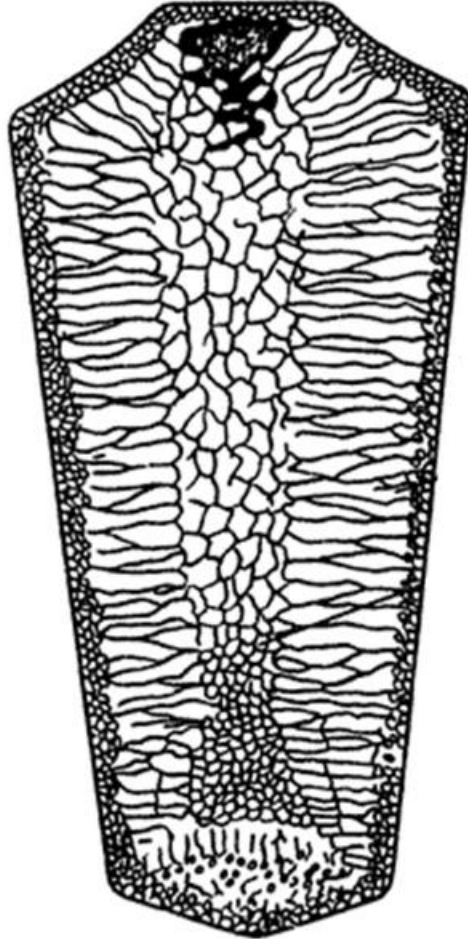


Figura 1.16 - Microstruttura basaltica, tipica dei lingotti prodotti per Direct Chill Casting.

Come sottolineato da Nallathambi, et al., (2011), il rischio principale di questo tipo di processo è relazionato alla possibile formazione di cricche; inoltre, la qualità del processo è dipendente dalla fase iniziale di colata, definita dal primo transitorio. Oltre a questo difetto, come definito da Hatič, et al., (2020), possono incorrere altri problemi come la presenza di porosità, distorsioni di forma e macro-segregazione e fenomeni di ritiro, spesso localizzati nella parte terminale del lingotto formatosi. Date queste motivazioni, risulta fondamentale il controllo dei parametri di processo, quali la velocità di colata, il profilo e la temperatura di raffreddamento nonché il coefficiente di scambio termico.

Nell'immagine riportata in *Figura 1.17* è possibile osservare uno schema riassuntivo del processo industriale di colata detto Direct Chill Casting (DC), descritto in questo paragrafo. Nei sistemi più avanzati è possibile produrre più lingotti mediante l'utilizzo del medesimo sistema di colata, aumentando così l'efficienza produttiva del processo grazie all'utilizzo di più lingottiere. In seguito a questo tipo di sistema produttivo, questo tipo di materiale richiede uno step di omogeneizzazione utile a rilasciare le tensioni residue per affrontare i successivi step, uno dei quali risulta essere quello di laminazione a caldo, che a differenza del processo di TRC, è effettuato successivamente all'ottenimento della billetta. In questo caso, infatti, il prodotto della colata è una billetta, che viene convertita in una bobina di un certo spessore solo in seguito alle lavorazioni effettuate all'interno del laminatoio, il quale opererà diversi passi di laminazione a caldo.

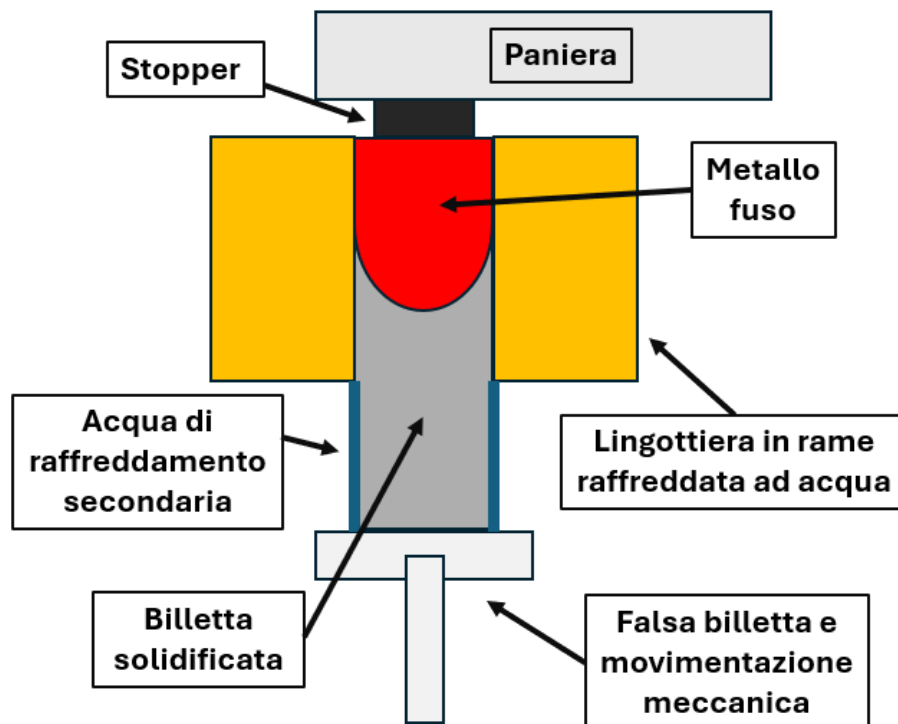


Figura 1.17- Schema del processo industriale di Direct Chill Casting (DC).

1.4 La segregazione nel Twin-Roll Casting

In questo paragrafo viene trattato con un maggior grado di approfondimento il concetto della segregazione che si presenta direttamente in seguito al processo produttivo di colata. Nel *paragrafo 1.2.2* è stato presentato questo fenomeno; esso è stato descritto come un meccanismo che avviene in modo generale in un qualsiasi processo di colata, a causa di una disomogeneità tra la composizione chimica del liquido e del solido che va formandosi. Tale evento identifica il processo di micro-segregazione, il quale avviene tra gli spazi dei bracci dendritici all'interno del materiale. In particolare, si parla di segregazione negativa nei cristalli che si formano per primi, in quanto impoveriti di elementi leganti; mentre si tratta di segregazione positiva quando vi è una sovra-saturazione negli ultimi grani formati in quanto arricchiti di elementi leganti.

Questa descritta, però, non è l'unico tipo di segregazione presente; infatti, possono verificarsi anche fenomeni di natura macroscopica, alcuni dei quali sono stati osservati sulle bobine prodotte durante il lavoro di studio condotto nella seguente tesi. Tali difetti possono essere descritti dal seguente elenco:

- **Segregazione superficiale:** sulla superficie esterna della bobina è possibile osservare delle zone che presentano visivamente un comportamento ottico di lucentezza differente. Tale fenomeno può essere relazionato alle condizioni operative del processo di colata ed è attribuibile alla migrazione dalla zona di cuore verso le zone superficiali delle fasi liquide presenti durante la solidificazione, le quali risultano essere state arricchite nel quantitativo di soluto presente. Questo avviene a causa di un possibile slittamento del materiale sui rulli ed al possibile ritiro superficiale, i quali possono causare un mancato contatto tra di essi e la formazione di vuoti superficiali in cui la fase liquida può insinuarsi (Wu, et al., 2024), migrando attraverso gli spazi interdendritici e i bordi di grano. Tale tipo di segregazione in colata è gestita da determinati fattori come la velocità di colata, la forza separatrice tra i rulli: ovvero la forza che il materiale esercita in risposta al processo di deformazione (Kim, et al., 2019) e lo spessore della lastra.
- **Linea di segregazione centrale:** tale fenomeno può essere classificato come un tipo di macro-segregazione e viene relazionata direttamente al processo di colata. In particolare, ad un processo di accumulo di molteplici fenomeni di micro-segregazione interdendritici. L'accumulo delle micro-segregazioni interdendritiche verso il centro della lastra è causato dalla forza di applicazione dei rulli, i quali spingono i soluti a diffondere dalle dendriti più esterne verso la zona centrale, ancora non completamente solidificata (Wu, et al., 2024).

Tale fenomeno influenza le proprietà meccaniche con la tendenza a generare cricche localizzate. In letteratura sono stati analizzati diversi metodi al fine di ridurre questo fenomeno, essi si concentrano principalmente sull'utilizzo di sistemi di agitazione elettromagnetica in modo da migliorare la omogeneità degli elementi alliganti all'interno del bagno metallico fuso che verrà colato (Sun, et al., 2017).

In *Figura 1.18* è possibile osservare un esempio di segregazione centrale in un provino "As Cast" analizzato mediante microscopio ottico metallografico. Il fenomeno di macro-segregazione è stato relazionato anche al parametro di velocità di colata ed allo spessore della lastra prodotta. In particolare, esistono dei modelli proposti da Rodrigues, et al., (2019) che relazionano questi parametri alla forza compressiva dei rulli, la cui intensità incrementa se la velocità del processo non segue il valore richiesto dal modello, comportando un aumento della macro-segregazione stessa.

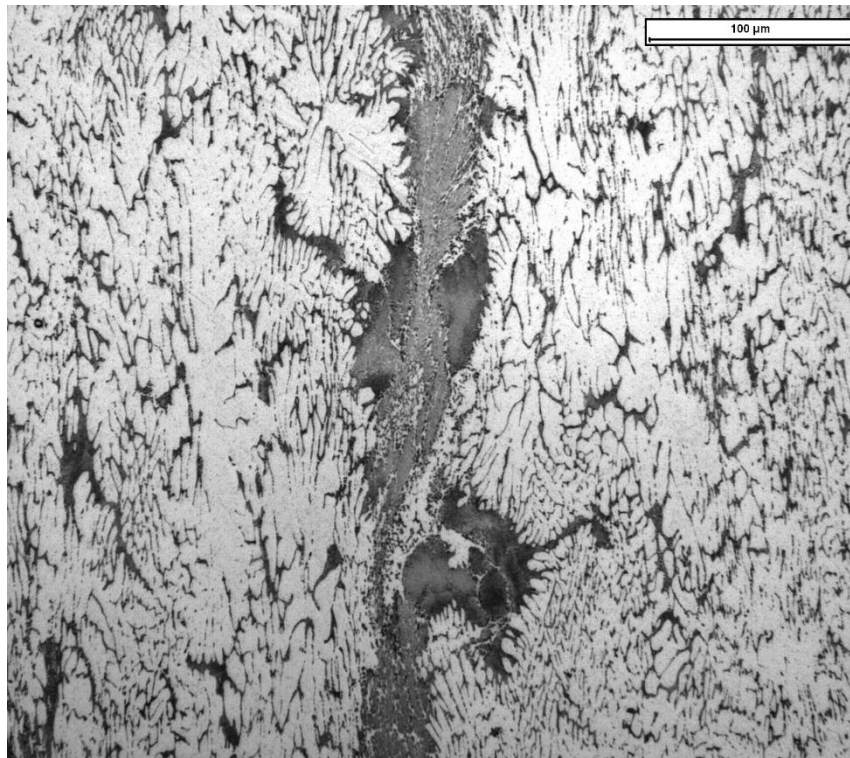


Figura 1.18- Immagine ottenuta mediante microscopio ottico metallografico in cui si evidenzia la presenza di una linea di segregazione centrale in un provino della lega EN AW 8006 "As Cast", ingrandimento 200x.

1.5 Trattamento termico di omogeneizzazione

La produzione metallurgica industriale richiede un adeguato controllo dei trattamenti termici. Essi permettono, mediante variazioni nei profili di temperatura e tempo del trattamento, di modificare le proprietà e le microstrutture dei materiali allo stato solido. Il processo di colata analizzato ha messo in evidenza la possibilità di ottenere gradienti microstrutturali, distribuzione non ottimale degli elementi e delle fasi con possibilità di avere segregazione, variazione nella densità delle dislocazioni e altre difettosità caratteristiche dei materiali "As Cast". Occorre, dunque, considerare la necessità di applicare un processo termico di omogeneizzazione all'interno del ciclo produttivo. Esso viene spesso effettuato come trattamento preliminare al fine di garantire la successiva lavorazione a freddo del materiale. Infatti, tale trattamento verrà ad essere effettuato in seguito al processo produttivo di colata. Oltre tale processo, il materiale avrà da affrontare ulteriori cicli termici come quelli di ricottura intermedia, in seguito ad alcuni passi di laminazione a freddo, e quello di ricottura finale, che contribuirà alla definizione delle proprietà definitive del materiale, che infine affronterà i test meccanici con l'obiettivo di verificare le proprietà richieste dai clienti ed essere dunque pronti all'imballo.

L'obiettivo principale di questo processo, ovvero del trattamento termico di omogeneizzazione, risulta essere quello di ridurre la disomogeneità chimica e strutturale del materiale, rendendo più uniforme la microstruttura e garantendo una maggiore lavorabilità, stabilità e ripetibilità dei componenti prodotti. L'omogeneizzazione favorisce la diffusione degli elementi chimici presenti nella lega trattata, la cui forza motrice risulta essere il gradiente di concentrazione degli stessi all'interno del componente e l'ottenimento di grani ricristallizzati, i quali presentano una minore energia interna. La diffusione atomica è relazionata ad un moto randomico, incrementato da un aumento della temperatura, che però ha il risultato macroscopico di generare il passaggio degli atomi da zone ad alta concentrazione verso zone a bassa concentrazione (Dung & Nguyen, 2016).

Il processo di omogeneizzazione avviene all'interno di forni industriali e può essere descritto mediante tre distinte fasi operative (Haydar, 2018):

- **Rampa di riscaldamento:** in questa fase il metallo viene inserito in un forno che può avere riscaldamenti di natura elettrica o che sfruttano dei bruciatori a gas. Esso viene scaldato fino ad una specifica temperatura richiesta dal trattamento termico, che è funzione del materiale trattato. Il tempo necessario affinché si raggiunga la temperatura desiderata è funzione di parametri come la conducibilità termica del metallo, dalle dimensioni e forma del pezzo e dalla disposizione all'interno del forno. Occorre considerare che il riscaldamento impostato tiene conto della temperatura dell'aria

all'interno del forno. Questo può comportare uno squilibrio tra tale valore e quello che effettivamente risente il metallo trattato. Talvolta, al fine di avere un'indicazione della differenza che vi è tra questi due parametri è bene utilizzare una termocoppia direttamente applicata tra gli avvolgimenti della bobina. La variabilità di temperatura di un forno è indice della qualità del trattamento termico. Tale variazione si verifica sia tra la temperatura dell'aria e quella effettiva del metallo, sia tra le varie zone interne al forno, con squilibri che possono variare da $\pm 5^{\circ}\text{C}$ fino a $\pm 10^{\circ}\text{C}$.

- **Mantenimento in temperatura:** in questa fase del trattamento termico, il metallo viene mantenuto per un certo lasso di tempo alla temperatura desiderata. La durata del trattamento deve essere opportunamente scelta affinché venga permesso ai processi diffusivi di aver luogo all'interno del materiale. Tale meccanismo descritto è attivato termicamente, ma oltre alle questioni termodinamiche ad esso legato, è necessario un accurato controllo dei processi cinetici.
- **Rampa di raffreddamento:** in questa fase il metallo viene raffreddato gradualmente dalla temperatura impostata durante il ciclo termico fino al raggiungimento della temperatura ambiente. Questa parte del ciclo termico richiede che sia applicato al materiale un raffreddamento lento e controllato, al fine di evitare l'insorgere di tensioni residue e rischio di cricche, come nei casi di processi termici di tempra metallurgica.

In *Figura 1.19* è possibile osservare un grafico schematico che rappresenta le tre fasi caratteristiche del trattamento termico di omogeneizzazione. I tempi delle varie fasi del processo sono cruciali al fine di garantire l'applicazione del corretto ciclo termico. Infatti, nel caso di trattamenti su componenti di grosse dimensioni, come nel caso delle bobine di alluminio che possono raggiungere masse nell'ordine delle 10 tonnellate, occorre considerare il fattore di inerzia termica ad esse associate. Ciò comporta tempi di trattamento che si estendono su diverse decine di ore, arrivando talvolta a durare più giorni.

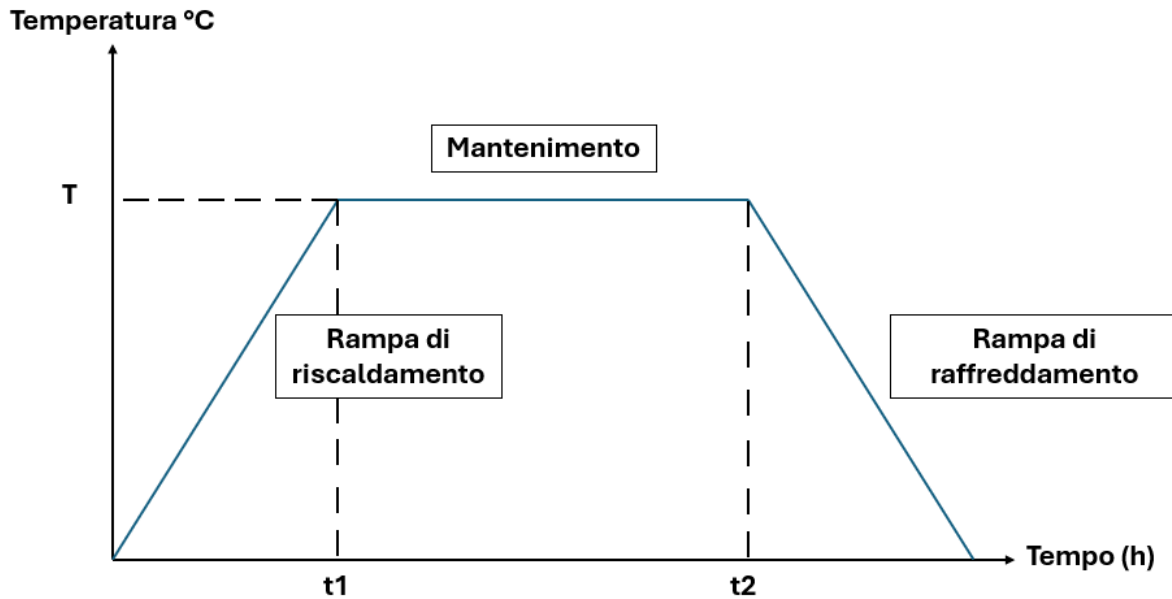


Figura 1.19 - Grafico Tempo - Temperatura di un generico processo termico di omogeneizzazione.

Come affermato da Haydar, (2018), il processo di omogeneizzazione porta quindi benefici al materiale trattato riguardanti: il rilassamento delle tensioni, il quale garantisce un miglioramento della lavorabilità del materiale; l'ottenimento di una microstruttura omogenea con grani che non presentano un orientamento preferenziale, andando ad eliminare la microstruttura dendritica tipica dei processi di colata; la miglior distribuzione degli elementi chimici presenti in lega, riducendo la segregazione derivante dal processo di colata e migliorando la distribuzione, dimensione e forma delle seconde fasi. Permette, inoltre, di dissolvere le fasi di non equilibrio, formatesi a causa dei rapidi raffreddamenti del processo di colata (Talebi, et al., 2023). Tutto ciò assume evidenti benefici dal punto di vista meccanico, garantendo la possibilità di raggiungere migliori prestazioni al materiale.

1.5.1 Tipologie di forni industriali

Dal punto di vista industriale, il forno è considerato come un componente al cui interno i vari pezzi e materiali inseriti possono andare incontro ad una determinata storia di trattamento termico. Esso nell'industria metallurgica gioca un ruolo fondamentale nell'ottenimento delle proprietà ingegneristiche e nell'ingegnerizzazione dei materiali. Infatti, i forni sono utilizzati sia per trattamenti fusori, come visto nel processo di colata, sia per trattamenti termici massivi, come quello di omogeneizzazione o di tempra, e ancora possono essere adoperati per trattamenti termici superficiali, come tempre e cementazioni. Il loro vasto impiego implica che vi siano anche diverse tipologie di forni per ogni tipo di trattamento, a seconda delle esigenze specifiche.

Nella discussione del trattamento termico industriale, a differenza di possibili trattamenti su pezzi di piccole dimensioni e piccoli lotti, entrano in gioco parametri di efficienza termica, produttività ed uniformità del trattamento termico. Infatti, al fine di ottenere un vantaggio sul costo del prodotto, occorre riempire il forno nel modo migliore possibile, pur mantenendo la corretta uniformità di temperatura tra i vari componenti, e considerando inoltre la variazione di temperatura che vi sarà tra cuore e superficie del materiale.

Tra le varie tipologie di forni bisogna innanzitutto distinguere essi in base alla modalità di somministrazione del calore. Esso può essere somministrato per via diretta, ovvero senza mezzo mediatore, o per via indiretta. Questo passaggio decisionale assume importante rilevanza in quanto può direttamente influire sia sul costo del trattamento. Un forno, infatti, viene scelto tenendo conto dei seguenti punti: tipo di lega e materiale trattato, condizioni ed atmosfere di processo richieste, costo di processo in funzione della qualità e della richiesta produttiva.

Dunque, tra le varie modalità di somministrazione del calore si può citare:

- **Forno ad alimentazione elettrica:** il principio fisico alla base di questi tipi di forni risulta essere la potenza dissipata per effetto Joule di un filo conduttore percorso da corrente elettrica. Tra i vari tipi di forni che sfruttano questo principio si può fare un'ulteriore distinzione: forni a sorgente esterna, il cui calore viene apportato mediante l'utilizzo di resistenze elettriche esterne e trasferito al materiale per convezione ed irraggiamento; forni ad induzione, anch'essi sfruttano l'effetto Joule, ma in questo caso si utilizza il principio dei trasformatori di corrente, quindi mediante correnti parassite tramite induzione elettromagnetica. Dunque, si sfrutta un sistema di alimentazione a corrente alternata che scorre attraverso una spira di induttanza generando un campo magnetico. il calore può essere veicolato indirettamente, qualora il circuito sia esterno al componente, ad esempio nel contenitore, o direttamente, nel caso in cui il materiale stesso chiude il circuito.
- **Forni a combustione:** il principio di riscaldamento all'interno di questo tipo di forni riguarda l'utilizzo di un impianto di bruciatori che liberano calore nell'atmosfera del forno mediante la combustione di sostanze con un elevato potere calorifero. Anche in questo caso all'interno di questa categoria possono essere presentate delle classificazioni. Vi possono essere infatti forni a combustione diretti, in cui il calore è trasmesso direttamente al materiale trattato, ovvero in presenza di fiamme libere, o ancora si possono citare i forni a combustione indiretti, il cui principio si basa sulla radiazione per

irraggiamento delle pareti della camera del forno al cui interno sono presenti tubi o sistemi di riscaldamento. In questo caso si può parlare di forni a muffola o a tubi radianti.

Nel descrivere le diverse tipologie di forni occorre inoltre porre attenzione sulla modalità di funzionamento di questi. In particolare, si possono distinguere due macrocategorie.

- **Forni continui:** questi tipi di forni, una volta raggiunta la temperatura prefissata per il trattamento termico, rimangono attivi per un tempo potenzialmente illimitato. Dunque, in questi casi, il forno può essere considerato come un ambiente ad una temperatura stabilita in cui si possono caricare con continuità dei materiali che, nel percorrere la lunghezza del forno, subiscono il trattamento termico richiesto. In genere, infatti, questi forni hanno uno sviluppo orizzontale importante con sistema di trasporto mediante nastro o rete metallica. Tra i vantaggi che presentano vi è una drastica riduzione dei consumi e la maggior rapidità dei cicli termici in quanto viene a mancare il periodo transitorio iniziale. Vi sono però anche delle limitazioni, esse sono presentate dalla mancata flessibilità di questi. Infatti, al loro interno essi possono essere sfruttati per effettuare lo stesso tipo di trattamento.
- **Forni discontinui:** in questo caso vi è un vero e proprio processo di carica e di scarica del forno. Dunque, il materiale viene inserito nella camera del forno e si avvia un programma di ciclo termico, specifico per il materiale in questione. Il grande vantaggio presentato da questo tipo di processo risiede nella flessibilità del programma impostato, il quale può differire anche di poco rispetto ad altri e garantire un miglior utilizzo del forno anche per leghe e materiali diversi. Nel caso dell'impianto industriale nel quale è stato effettuato il lavoro di tesi, sia per quanto riguarda il trattamento termico di omogeneizzazione, sia per i successivi trattamenti di ricottura intermedi o finali, i forni utilizzati sono forni a camera discontinui. Questo garantisce di poter utilizzare lo stesso tipo di forno, indipendentemente dai materiali prodotti. In *Figura 1.20* è possibile osservare un tipico forno discontinuo a camera al cui interno possono essere disposti i componenti trattati. Talvolta, al solo fine logistico, nel caso delle bobine, nella parte frontale del forno sono presenti dei binari o sistemi di rotolamento in modo da poter facilitare l'inserimento delle bobine stesse, disposte generalmente nei pallet.



Figura 1.20 - Forno discontinuo a camera.

1.5.2 Trattamento di omogeneizzazione sulla lega 8006

Dall'analisi della letteratura sui trattamenti di omogeneizzazione applicati alla lega EN AW 8006 è possibile effettuare uno schema riassuntivo dei principali fattori che influenzano il processo e sul loro impatto sulla microstruttura e sulle proprietà finali. Tale descrizione si pone l'obiettivo di andare a definire lo stato dell'arte di tale trattamento, in modo da comprendere con maggior dettaglio ciò che andrà ad essere ottenuto in seguito alla consultazione dei risultati sperimentali.

Jin, et al., (2023) hanno riportato che nel trattare termicamente la lega EN AW 8006, con contenuto di ferro pari ad 1% e contenuto di silicio pari a 0,2%, ottenuta mediante processo di Twin-Roll Casting, l'omogeneizzazione effettuata a temperature inferiori a 520 °C comporti l'ottenimento di una distribuzione di particelle fini $\alpha\text{-AlFeSi}$. Viceversa, a temperature superiori a 560°C è stata osservata la formazione di fasi grossolane di Al_3Fe (Chen, et al., 2015). Tali intermetallici formati durante il processo di colata continua, a seconda delle loro dimensioni e morfologia, incidono in modo diverso sui meccanismi di nucleazione e crescita dei grani, nonché

sulle proprietà meccaniche: le particelle di grandi dimensioni tendono ad accelerare la ricristallizzazione, mentre quelle fini hanno la tendenza ad inibire il movimento dei bordi di grano (Vončina, et al., 2020), (Talebi, et al., 2023). Dunque, risulta fondamentale nella presentazione dei dati sperimentale soffermarsi sulla distribuzione, forma e dimensione delle seconde fasi intermetalliche, le quali presentano un'influenza sui requisiti tecnico-applicativi di tale lega.

L'analisi della composizione chimica, in particolare del contenuto di ferro silicio e manganese (Pázmán, et al., 2021), assume un'importanza cruciale nel determinare la morfologia degli intermetallici. È noto in letteratura che la presenza di un basso tenore di silicio (Talebi, et al., 2023) (Vončina, et al., 2020), combinato ad un elevato contenuto di ferro e alluminio nelle fasi intermetalliche, favorisca la formazione di particelle dalla morfologia aghiforme, generalmente identificate dal rapporto stechiometrico $Al_{13}Fe_4$, le quali aumentano le concentrazioni locali di stress e riducono la duttilità. Viceversa, la fase intermetallica $Al_{15}Si_2Mn_4$ tende ad assumere forme più tondeggianti, la cui morfologia ha la tendenza ad apportare benefici sostanziali alle proprietà di duttilità e caratteristiche meccaniche del materiale.

L'aumento di temperatura del trattamento termico comporta benefici nella sferoidizzazione delle fasi aghiformi. Inoltre, la quasi totalità delle particelle formate durante la colata va incontro ad un processo di solubilizzazione una volta raggiunti i 550 °C (KRÁLÍK, et al., 2019). Risulta importante inoltre considerare l'influenza dei singoli elementi chimici, concentrandosi ulteriormente sui loro rapporti reciproci. In particolare, il rapporto tra ferro e manganese è stato approfondito in letteratura, ed è stato correlato ad una variazione delle proprietà meccaniche del prodotto finito. È stato dimostrato da Pázmán, et al., (2021) che ad un maggior contenuto di ferro, e dunque un incremento di tale rapporto, corrisponda un incremento del carico di snervamento del materiale.

Nell'analisi di tale ciclo di omogeneizzazione occorre valutare diversi parametri al fine di ottimizzare il processo:

- **Temperatura di omogeneizzazione:** in letteratura si possono osservare diversi trattamenti sperimentali effettuati in un range di temperatura che varia dai 500 °C ai 580 °C (Jin, et al., 2023), (Stanica, et al., 2008). Si può evidenziare come trattamenti a più basse temperature comportano il rischio di avere trasformazioni lente o parziali. Dunque, questo può comportare la possibilità di non garantire sufficiente energia affinché si abbia una corretta diffusione degli elementi e dissoluzione delle fasi indesiderate e metastabili. Per quanto riguarda invece le elevate temperature, il fenomeno limitante riguarda l'eccessiva crescita dei grani e la formazione di fasi aghiformi, localizzata soprattutto sulla superficie rispetto al cuore del materiale (Jin, et al., 2023). Tale meccanismo di crescita

localizzata agli strati superficiali genera uno squilibrio microstrutturale, comportando anche la presenza di difetti superficiali come striature, variazioni di rugosità e di brillantezza. La variazione di questi parametri può influire negativamente sulle prestazioni del materiale durante il processo di laminazione a freddo e può complicare il raggiungimento dei requisiti tecnici richiesti.

- **Tempo di omogeneizzazione:** il tempo di permanenza del materiale alla temperatura selezionata per effettuare il trattamento termico tende ad un ruolo secondario rispetto alla temperatura (Vončina, et al., 2020), (Chen, et al., 2015). È stato identificato come intervallo temporale adeguato un range dalle tre alle otto ore di trattamento (Vončina, et al., 2020), il quale non tiene conto della rampa di riscaldamento e di raffreddamento. Un aumento eccessivo del tempo di mantenimento del processo di omogeneizzazione non è relazionato ad una migliore caratteristica microstrutturale del materiale (Talebi, et al., 2023), (Jin, et al., 2023). Nelle leghe EN AW 8006 è presente una correlazione tra il tempo del trattamento termico e l'aumento del contenuto di silicio e manganese all'interno delle fasi intermetalliche formate, con l'effetto positivo di comportare un arrotondamento ulteriore delle fasi aghiformi (Vončina, et al., 2020).

2 Materiali e metodi

In questo capitolo vengono presentati i metodi di preparazione e di analisi condotti sui campioni utilizzati durante il lavoro di tesi, con lo scopo di poter garantire la replicabilità degli esperimenti e legittimarne la metodologia. Durante tale studio è stata effettuata un'analisi del ciclo termico di omogeneizzazione della lega EN AW 8006 in seguito al processo di colata continua del tipo Twin-Roll Casting (TRC) per prodotti destinati a *finstock coil*. Al fine di valutare la qualità del ciclo termico sono state effettuate analisi preliminari di composizione chimica mediante l'utilizzo del quantometro, test di trazione su provini spessi, test di durezza sui provini preparati mediante processo di lucidatura ed analisi microstrutturali della cross section parallela alla direzione longitudinale mediante l'utilizzo del microscopio elettronico SEM-EDS e del microscopio ottico metallografico e del microscopio ottico con luce polarizzata. È stata inoltre eseguita un'analisi DSC per valutare eventuali fenomeni di precipitazione e la valutazione del comportamento al riscaldamento e raffreddamento delle due diverse composizioni chimiche.

2.1 Materiali: EN AW 8006

I materiali testati sono stati prodotti nello stabilimento industriale di European Metals (TO) e fanno riferimento alla lega di alluminio EN AW 8006 con composizione chimica generale riportata in *Tabella 1.1* secondo la norma UNI EN 546-2:2007. Nello specifico, durante le analisi, sono state trattate due diverse composizioni chimiche all'interno della forcella composizionale presentata dalla norma. Con lo scopo di chiarire la distinzione tra le due sottocategorie, esse verranno indicate utilizzando la terminologia “standard”, la quale fa riferimento alla composizione chimica generalmente utilizzata nello stabilimento per la produzione di tale lega, e “nuova” ad indicare una variazione chimica di alcuni additivi al fine di provare a migliorare le prestazioni della precedente.

Sempre con lo scopo di facilitare la lettura del documento, viene preservato il codice seriale industriale che identifica la bobina scelta. La bobina con numerazione 580271 fa riferimento alla composizione chimica nuova, mentre la bobina designata con il codice seriale 580480 fa riferimento alla composizione chimica standard. La principale differenza tra le due composizioni si osserva nel contenuto di ferro e manganese. Infatti, sono state aumentate le percentuali in peso di ferro e manganese nel caso della nuova composizione chimica. Di seguito in *Tabella 2.1*

vengono riportate le composizioni chimiche delle due bobine analizzate, descritte attraverso le loro percentuali in peso all'interno della lega. In tale composizione chimica risultano essere di maggiore rilevanza i contenuti di silicio, ferro e manganese.

Tabella 2.1- Presentazione delle composizioni chimiche percentuali dei materiali testati, ottenute mediante quantometro.

Serie	%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Cr	%Ni	%Zn	%Ti	%Al	%Altri
580271	0,146	1,609	0,035	0,617	0,007	0,005	0,006	0,021	0,013	97,503	0,004
580480	0,116	1,459	0,035	0,394	0,003	0,003	0,005	0,011	0,012	97,926	0,002

2.2 Analisi chimica mediante quantometro

In primo luogo, al fine di selezionare i materiali più adatti per effettuare i test meccanici ed i test metallografici, è necessario valutare la composizione chimica generale del prodotto ottenuto in seguito al processo di colata. Questo passaggio è stato necessario per individuare tra le bobine prodotte quelle che si trovassero in un range ideale di composizione chimica, in modo da analizzare il prodotto più conforme alle forcelle composizionali fornite. Tale analisi viene condotta da operatori specializzati i quali prelevano una quantità di campione direttamente dall'alluminio fuso, per poi versarlo in un piccolo stampo che darà la forma al provino, utile ad essere testato mediante l'utilizzo del quantometro.

Tale campione necessita di una superficie levigata, la quale viene preparata mediante opportuna lavorazione meccanica al tornio.

L'analisi della composizione chimica è stata effettuata mediante l'utilizzo della tecnica di spettrometria ad emissione ottica, la quale permette di caratterizzare quantitativamente gli elementi presenti in lega. Tale strumento basa la sua analisi sull'utilizzo di scariche elettriche indirizzate sulla superficie levigata del campione. Esse hanno l'obiettivo di provocare l'eccitazione degli atomi costituenti il provino analizzato, i quali emetteranno successivamente una radiazione luminosa. Tale fenomeno può permettere di identificare l'atomo che ha generato la suddetta radiazione mediante l'analisi della relativa lunghezza d'onda. L'intensità della radiazione emessa, invece, può essere correlata alla concentrazione dell'elemento individuato, consentendo di valutarne la percentuale in peso relativa all'interno della lega.

Lo strumento utilizzato è il ARL iSpark Plus Series OES Metal Analyzer prodotto dall'azienda thermoFisher scientific, con voltaggio pari a 230 V.

2.3 Preparazione al trattamento termico

Dalla bobina designata viene estratta una lastra, ricavata in seguito al processo di colata. Da questa lastra sono stati ricavati i provini utili ad effettuare i test meccanici e le analisi metallografiche. Tali campioni sono stati ottenuti sottoforma di placchette, le quali sono state preparate per l'analisi metallografica e per i test di durezza, ed ossi di cane, i quali sono stati utilizzati per effettuare i test meccanici a trazione. Dalle placchette inoltre sono stati ricavati dei campioni utili all'analisi DSC.

Per ogni temperatura testata durante il lavoro di tesi sono stati inseriti in un forno da laboratorio:

- **2 placchette:** una ricavata dalla bobina di composizione “standard” denominata 580480, ed una di composizione “nuova”, denominata 580271;
- **6 ossi di cane:** 3 provini ricavati per ciascuna delle due lastre.

Le temperature testate, scelte attraverso il confronto con la letteratura, sono state: 500 °C, 520 °C, 540 °C, 550 °C, 560 °C, 570 °C, 580 °C, 590 °C, 600 °C.

Il trattamento termico dei provini è stato effettuato in un forno da laboratorio a muffola Nabertherm L3/11, dotato della funzionalità che permette di pianificare la rampa di riscaldamento. Nel caso dei campioni testati, è stata impostata una rampa di salita in temperatura pari ad un'ora. Dopodiché il materiale permane nel forno alla temperatura target impostata per un tempo pari a quattro ore. Infine, i campioni affrontano una rampa di raffreddamento controllata che permette di ridurre in modo graduale la temperatura, evitando drastici raffreddamenti che potrebbero alterarne la microstruttura.

2.4 Test meccanici a trazione

I provini che presentano la geometria ad “osso di cane”, ottenuti mediante stampaggio attraverso l'utilizzo di una pressa idraulica, presentano una geometria utile a garantire la corretta distribuzione degli stress di tensione durante il test meccanico. Tale configurazione geometrica è stata ideata con l'obiettivo di garantire la rottura del provino nel tratto utile ed evitare la concentrazione delle tensioni all'estremità, garantendo la ripetibilità e l'affidabilità dei risultati. Infatti, al fine di dichiarare come corretta una prova di trazione, il provino deve rompersi nel suo tratto utile, possibilmente nella zona centrale.

Tali provini presentano un tratto utile di lunghezza pari ad 80 mm, con una larghezza pari a 12,6 mm ed uno spessore variabile, dipendente dal processo di colata, ma che si attesta intorno ai 6,5-6,7 mm. I provini sono stati ottenuti considerando il tratto utile perpendicolare al senso di

laminazione, in questo modo si è più cautelativi in quanto si testano le proprietà nella direzione sfavorita del prodotto testato. Durante il test, il macchinario in questione richiede di inserire larghezza e spessore del tratto utile per ogni provino in modo da valutarne l'area iniziale, questo permette di ricavare la tensione in atto sul materiale in base alla forza che la traversa applica sul provino stesso.

L'output di questa analisi è un grafico sforzo – deformazione di tipo ingegneristico, nel quale si considera costante l'area del tratto utile, nonostante siano presenti fenomeni di strizione. Da questo tipo di grafico è possibile ricavare il valore del carico di snervamento del materiale, anche indicato come $R_p 0,2\%$, ovvero corrispondente al valore di tensione per cui il materiale presenta una deformazione plastica pari allo $0,2\%$. Tale valore viene ricavato automaticamente dal software mediante l'interpolazione del tratto lineare in cui viene valutato il modulo di Young, rappresentativo del comportamento elastico del materiale. Una volta identificata tale retta, questa viene traslata parallelamente di un valore pari allo $0,2\%$ di deformazione. L'intercetta tra la suddetta retta ed il grafico sperimentale fornisce il valore di $R_p 0,2\%$. Da questo grafico è possibile inoltre determinare il valore di carico massimo a rottura, ovvero quel valore per cui si ha il picco di sollecitazione in prossimità della rottura del campione, e la conseguente deformazione massima a rottura, ossia l'allungamento complessivo del provino nel momento in cui esso raggiunge la frattura.

Il macchinario utilizzato per effettuare tali analisi è una macchina a trazione Galdabini Quasar 25. Tale strumento presenta una cella di carico pari a 25 kN ed un estensimetro, esso si attiene alla norma UNI EN 10002-1:2001, la quale regola il test a trazione a temperatura ambiente per i materiali metallici.

2.5 Preparazione metallografica dei provini

L'analisi microscopica dei campioni è necessaria al fine di comprendere la dimensione dei grani, così da poterla rapportare alla temperatura del trattamento termico. Oltre ciò, questo tipo di analisi permette di comprendere l'efficacia del trattamento nell'ottenimento di un materiale omogeneo, con una distribuzione e dispersione ottimale delle fasi intermetalliche in esso presenti. Tali analisi permettono inoltre di giustificare in modo adeguato le proprietà meccaniche misurate mediante test a trazione. Inoltre, i provini così preparati hanno permesso anche di condurre dei test di durezza Vickers sui campioni.

Al fine di poter analizzare i campioni, è necessario preparare in modo adeguato la superficie che andrà ad essere interessata dall'osservazione. Per fare ciò è necessario seguire un metodo rigoroso e ripetibile.

Tale metodo prevede inizialmente un passaggio di taglio mediante utilizzo di una troncatrice, che permetta di mostrare la parte interna della placchetta, la quale viene tagliata in maniera parallela al senso di laminazione. Questo risulta necessario perché in questo modo si può mettere in relazione la caratteristica microscopica del componente, ottenuta mediante analisi metallografica, con le proprietà meccaniche, analizzate nella medesima direzione. In seguito al taglio, i provini necessitano di essere inglobati. Per questo processo è necessario utilizzare una resina acrilica termoplastica, materiale che garantisce che la superficie possa essere levigata in modo da ottenere un prodotto planare e con una bassa rugosità superficiale, fino all'ottenimento di un grado di lavorazione superficiale di lucidatura a specchio. Tale resina permette l'inglobatura del campione mediante l'utilizzo di una pressa a camera riscaldata nella quale essi vengono inseriti. La camera viene riempita di resina in polvere e mediante il ciclo termico se ne provoca l'indurimento e l'inglobamento degli stessi provini. La pressa inglobatrice utilizzata è la Remet IPA 30.

Segue, successivamente, un processo di levigatura e lucidatura mediante l'utilizzo di una lappatrice che sfrutta carte abrasive con carburo di silicio a grana variabile. Come grana di partenza, nel caso dell'alluminio, si è utilizzato il valore di carta pari a 400, per poi passare alla carta 600, 800, 1000, 1200, 2500 ed in seguito l'utilizzo di panni con sospensioni diamantate, con una dimensione decrescente di 6 μm , 3 μm ed 1 μm . Infine, si effettua un processo di superlucidatura mediante l'utilizzo di una sospensione di silice. Questo processo progressivo permette di ottenere una superficie a specchio che non presenta graffi e imperfezioni derivanti dalla preparazione.

In seguito a questi processi vi è l'attacco chimico ed elettrochimico, in base al tipo di materiale da testare. Si possono seguire diverse procedure. Quella adottata in questo caso studio riguarda l'utilizzo di una cella elettrochimica nella quale è presente una soluzione di HBF_4 , la quale permette di mettere in risalto la microstruttura del campione testato. In particolare, mediante processi di deposizione selettiva sui grani, si pongono in risalto i grani, basandosi sulla diversa orientazione e dunque sul loro differente comportamento rispetto alla presenza di luce polarizzata, presente nel microscopio.

Inoltre, si è utilizzato un attacco chimico con NaOH utile a corrodere la matrice di alluminio con il fine di mettere in risalto le fasi intermetalliche disperse e la linea di segregazione centrale. Questo secondo tipo di attacco è stato necessario nell'analisi della segregazione e nell'analisi mediante microscopio elettronico a scansione (SEM).

2.6 Test di durezza

In seguito alle analisi meccaniche dei provini tramite test a trazione, è stata proposta nello studio di tesi una campagna di test di durezza sui provini di serie 580480 e 580271 a partire dal materiale As Cast, fino ai campioni omogeneizzati ad una temperatura di 600 °C. Questi test sono stati effettuati con l'obiettivo di rafforzare i risultati meccanici mediante test a trazione e validarne l'efficacia. È stata proposta inoltre una correlazione tra di essi.

Il test di durezza prevede l'utilizzo di un indentatore la cui geometria varia a seconda del tipo di prova condotta. In questo caso studio è stata selezionata la prova Vickers con carico pari a 5 kg. Il carico è stato selezionato in relazione al materiale, il quale risulta essere poco resistente rispetto ad altri tipi di leghe. Inoltre, è stato selezionato un tempo di mantenimento di 15 secondi nell'effettuare l'impronta sul materiale. L'indentatore in questione rilascia un'impronta data da una punta con geometria piramidale a base quadrata. La misura Vickers condotta prevede la misura di tale impronta, in particolare delle due diagonali principali. Per escludere problemi di incertezza delle analisi in modo da poter apprezzare un indice statistico affidabile, per ogni campione sono state effettuate tre indentazioni.

La norma utilizzata è la UNI EN ISO 6507-1 ed il macchinario usato è EMCO-TEST M4A 025.

2.7 Analisi microstrutturale

Nel processo di analisi microstrutturale è stato necessario utilizzare sia un microscopio ottico in luce diretta che in luce polarizzata. L'analisi microstrutturale è stata condotta sui campioni in modo da mettere in risalto, in primo luogo, la distribuzione delle fasi intermetalliche, soprattutto in seguito all'analisi della zona di segregazione centrale. Inoltre, l'analisi si è soffermata sull'osservazione della sezione del campione in modo da apprezzare le variazioni che vi sono tra la microstruttura di cuore rispetto a quella superficiale. Il microscopio metallografico in questione è il LEICA MEF 4M.

Con il fine di migliorare le analisi condotte mediante microscopio ottico metallografico, è stata effettuata un'analisi SEM-EDS. L'analisi SEM ha permesso di caratterizzare le fasi intermetalliche, discutendo della forma, dimensione e distribuzione al variare della zona analizzata. Sono state

analizzate per i provini in questione tre zone: la zona centrale di segregazione, una zona limitrofa alla superficie del campione ed una zona intermedia tra le due citate. Le immagini sono state ottenute mediante l'analisi degli elettroni secondari e tramite fascio di elettroni retro-diffusi. Tale differenza mette in risalto due diverse caratteristiche del materiale: gli elettroni secondari permettono di evidenziare la morfologia superficiale, mettendo in risalto le fasi intermetalliche evidenziate dall'attacco chimico con NaOH, che ha attaccato in modo preferenziale la matrice di alluminio; gli elettroni retro-diffusi mettono in risalto le variazioni composizionali, permettendo di apprezzare i fenomeni di micro-segregazione e la diversa composizione chimica delle fasi intermetalliche formate. La sonda EDS ha permesso, mediante correlazione con la letteratura, inoltre, di effettuare un'analisi semi-quantitativa del campione, soffermandosi su zone puntuali o vere e proprie aree di analisi. I campioni per essere analizzati mediante tecnologia SEM hanno necessitato di un attacco di NaOH più intenso rispetto a quanto richiesto dal microscopio ottico metallografico, inoltre è stato necessario effettuare un processo di sputtering superficiale tramite particelle di oro, con lo scopo di diminuire l'eccesso di carica che si forma mediante l'utilizzo del microscopio elettronico a scansione. Per effettuare il processo di sputtering è stato utilizzato lo strumento di coating Agar Auto Sputter Coater, mentre il microscopio elettronico utilizzato è il ZEISS EVO MA15.

Sono seguite poi le analisi condotte mediante un diverso tipo di attacco elettrochimico con HBF_4 con lo scopo di evidenziare e mettere in risalto i bordi di grano. Tale analisi ha permesso di caratterizzare la dimensione dei grani al variare della temperatura di omogeneizzazione.

Nell'elaborazione delle immagini sono stati dei software di analisi come ImageJ.

2.8 Analisi DSC

L'analisi DSC (Differential Scanning Calorimetry) è stata condotta sui campioni As Cast relativi ai campioni con codice seriale 580480 e 580271. Tale analisi è stata compiuta con il fine di valutare il comportamento termico del materiale, con particolare attenzione ad eventuali fenomeni di dissoluzione e precipitazione delle fasi intermetalliche, nonché mirata all'individuazione dei picchi di fusione caratteristici. La tecnica basa la sua analisi sull'individuazione del flusso di calore necessario a riscaldare il campione, confrontato con un materiale di riferimento, generalmente un crogiolo di allumina vuoto, che viene scaldato mediante le stesse condizioni. Le informazioni ottenute permettono di identificare le temperature caratteristiche associate a tali trasformazioni mediante l'analisi dei picchi esotermici ed endotermici rilevati. In questo modo risulta possibile dare un'interpretazione ai processi metallurgici che avvengono durante il riscaldamento ed in seguito al successivo raffreddamento. I dati vanno correlati alle analisi

precedenti in modo da approfondire le indagini di caratterizzazione di tale lega. L'analisi è stata effettuata con una rampa di riscaldamento di 10 °C/min e una rampa di raffreddamento di analoga intensità. Di tali campioni è stata valutata inoltre la loro massa, in modo da poter poi paragonare i risultati, relativizzandoli rispetto alla stessa. È stata misurata una massa pari a 100 mg per il campione con codice seriale 580480, mentre 69 mg per il campione con codice seriale 580271.

3 Presentazione e discussione dei risultati sperimentali

In questo capitolo è possibile trovare descritti i principali risultati sperimentali ottenuti durante il lavoro di tesi prodotto. I risultati sono stati strutturati in modo da poter inizialmente analizzare le proprietà meccaniche dei materiali, suddivisi in base alla temperatura di omogeneizzazione, dunque in base al trattamento termico subito dai campioni. In questo modo è possibile evidenziare le differenti tendenze che assumono le due composizioni chimiche al variare della temperatura. I risultati meccanici comprendono i test di trazione ed i test di durezza Vickers.

Con l'obiettivo di avere un sistema di riferimento iniziale, con cui paragonare i campioni trattati, vengono analizzati i provini "As Cast", così da fornire un'introduzione alle due leghe che presentano diversa composizione chimica, accentuando le differenze che vi sono tra di esse in termini di proprietà meccaniche e caratteristiche microstrutturali.

Partendo dai provini "As Cast" risulta possibile, dunque, evidenziare le miglie apportate dal trattamento ed identificare la composizione chimica e la temperatura ottimale, con il fine di soddisfare i requisiti richiesti dal processo di produzione dei componenti per gli scambiatori di calore. Per ogni temperatura, perciò, viene riportata la medesima analisi condotta sui componenti "As Cast". In particolare, vengono presentati i risultati meccanici al variare della temperatura per le due composizioni chimiche e da essi se ne ottiene un confronto in modo da esprimere in modo chiaro la miglior tendenza osservata.

In seguito, si procede con l'analisi microstrutturale. Anche in questo caso si utilizza come sistema iniziale di riferimento la microstruttura data dai provini "As Cast" di cui, in seguito, si commenta l'evoluzione al variare della temperatura di trattamento per le due composizioni chimiche testate. L'analisi comprende due diversi gradi di dettaglio; in particolare, per questo caso studio risulta necessario evidenziare l'impatto microstrutturale apportato dai precipitati, con l'obiettivo di studiarne la segregazione, la distribuzione, la forma e la dimensione. Inoltre, occorre studiare la taglia e la variazione dei grani al variare della sezione, della temperatura e della composizione chimica.

Segue poi un'analisi DSC che permette di relazionare il comportamento termico del materiale con i risultati microstrutturali evidenziati dalle osservazioni metallografiche.

In seguito, per concludere, viene espressa la soluzione ottimizzata, dando spiegazione critica di tale risultato in base all'analisi approfondita dei test coinvolti nello studio.

3.1 Analisi dei risultati delle prove di trazione

I risultati sperimentali ottenuti dai test meccanici condotti fanno riferimento a provini con geometria ad osso di cane, testati mediante prove a trazione. Sono stati testati i provini con composizione chimica standard e nuova al variare della temperatura di omogeneizzazione. Come da normativa, per ogni set di parametri sperimentali sono stati testati tre provini. Nell'effettuare tali esperimenti è stata seguita la normativa UNI EN 10002-1:2001.

3.1.1 Test di trazione dei provini As Cast

I provini analizzati fanno riferimento al prodotto ottenuto successivamente al processo di colata per Twin-Roll Casting (TRC). Presentano nella loro microstruttura gli effetti derivanti dalla colata stessa, e ciò influisce sulle proprietà meccaniche. Riportati in *Figura 3.1* ed in *Figura 3.2*, si possono osservare i test meccanici dei provini As Cast, rispettivamente della lega 8006 con composizione chimica nuova e standard.

Dalla consultazione di tali figure, si evince la differenza che vi è tra le due composizioni chimiche. Infatti, come osservabile dai dati riportati in *Tabella 3.1*, il carico di rottura ed il carico di snervamento dei provini testati con composizione chimica a più alto contenuto di manganese e ferro risultano essere più elevati. In particolar modo, il carico di rottura della nuova composizione supera di 25 MPa quello della composizione a minor contenuto di alliganti. Questo effetto può essere relazionato alla più elevata presenza di fasi intermetalliche indurenti, dato dal meccanismo correlato all'indurimento per precipitazione secondo teoria di Frank-Read. Da letteratura, è riportato che un incremento di manganese ha l'effetto di comportare un aumento dei valori caratteristici delle proprietà meccaniche, quali carico di snervamento e carico di rottura, senza influire negativamente sulla duttilità (Nam & Lee, 2000).

Si evidenzia però che in questo caso studio, nei provini As Cast a maggior contenuto di elementi leganti, vi è una diminuzione dell'allungamento a rottura. Tale caratteristica può essere ricondotta al fatto che, in un materiale da colata, un aumento della percentuale in peso di alliganti comporta un aumento del fenomeno di segregazione, sia a livello di micro-segregazione, sia nel caso della linea di segregazione centrale. Inoltre, si può comprendere questo dato se si considera che il

Twin-Roll Casting prevede una rapida solidificazione, la quale ha l'effetto, in leghe più complesse, di aumentare i difetti e la disomogeneità microstrutturale. Si sottolinea dunque dalle analisi come vi sia un diverso comportamento microstrutturale di tali leghe. Questa differenza fa supporre la possibilità per la lega con maggior percentuale in peso di alliganti di richiedere più elevate temperature di omogeneizzazione, al fine di migliorare le prestazioni. Inoltre, un altro dato degno di nota, risulta essere la deviazione standard, valutata per tali parametri ingegneristici. Risulta evidente dalla *Tabella 3.1* che i valori di deviazione standard correlati al provino con sigla 580271 siano più elevati rispetto a quelli della serie 580480. Ciò può essere ricondotto al concetto discusso in precedenza, in quanto, una segregazione accentuata ed una maggiore disomogeneità chimica, implicano un aumento della disomogeneità strutturale, con conseguente variazione puntuale di prestazioni. Dall'analisi di tali evidenze sperimentali, risulta chiara la necessità di affrontare un processo termico di omogeneizzazione, mirato a ridurre le tensioni dovute al processo di colata, date dalla forza esercitata dai rulli sulle superfici, diminuire il gradiente microstrutturale e migliorare la distribuzione, la forma e la dimensione dei precipitati intermetallici primari, formati durante la solidificazione del prodotto.

Tabella 3.1 - Risultati dei test meccanici condotti sui provini 580271, 580480 As Cast in cui sono riportati carico di rottura (R_m), carico di snervamento ($R_p 0.2$) e allungamento a rottura ($El\%$) con relative deviazioni standard.

Numero Seriale	R_m	$R_p @0.20\%$	$El (\%)$	Dev. Stand. R_m	Dev. Stand. $R_p @0.20\%$	Dev Stand. $El (\%)$
	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)
580271	174	127	13	10	14	3
580480	149	108	15	1	3	1

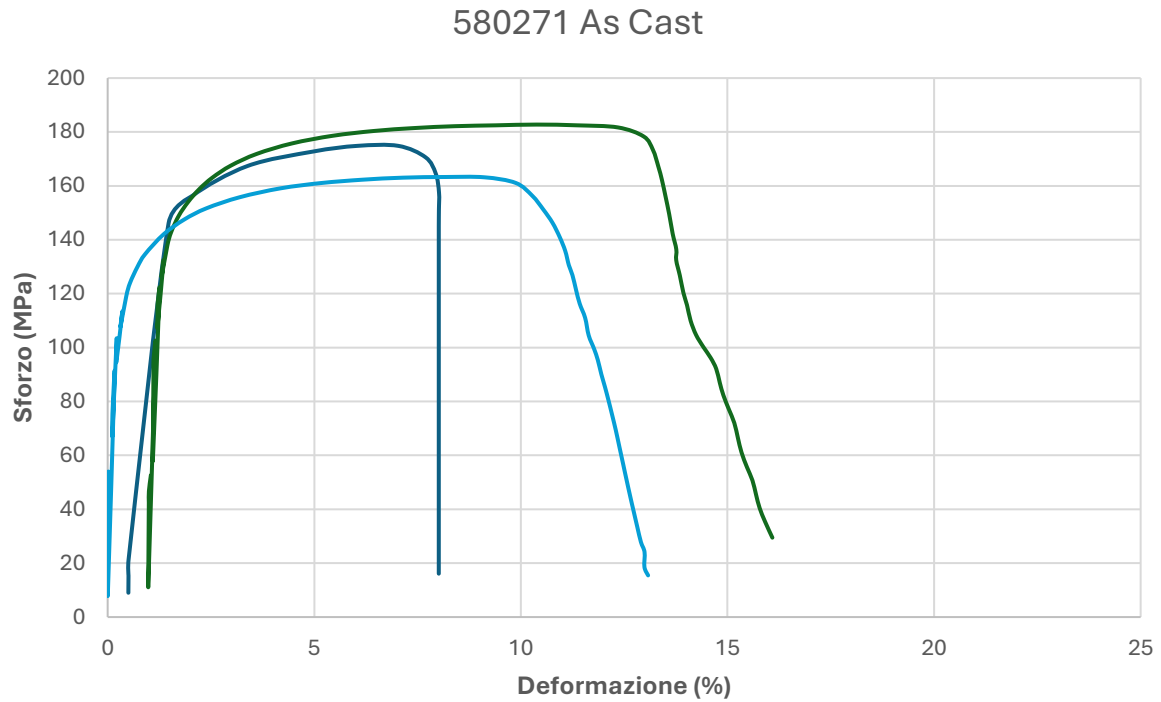


Figura 3.1 - Grafico Sforzo - Deformazione inerente ai tre provini As Cast della bobina con composizione chimica nuova, contrassegnata dal codice 580271.

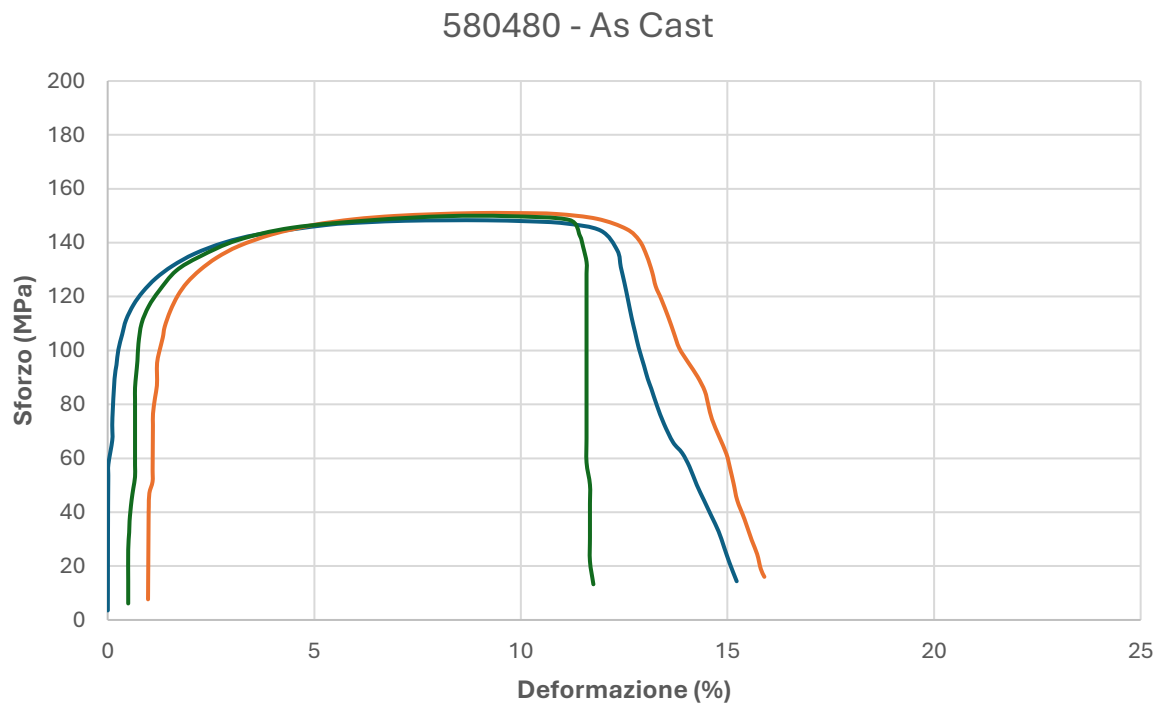


Figura 3.2 - Grafico Sforzo - Deformazione inerente ai tre provini As Cast della bobina con composizione chimica standard, contrassegnata dal codice 580480.

3.1.2 Test di trazione al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580480

In questo paragrafo vengono riportati i risultati sperimentali ottenuti dai test condotti sui provini della bobina con codice seriale 580480, ovvero con composizione chimica “standard”. Partendo dall’analisi del carico di rottura, i cui risultati sono stati selezionati e raccolti in un grafico in *Figura 3.3*, si evince che, all’aumentare della temperatura di omogeneizzazione, il carico di rottura tende a diminuire. Esso segue la linea di tendenza rappresentata. Questo può essere spiegato tenendo conto del possibile ingrossamento dei grani, a cui consegue una riduzione della capacità di ostacolare il movimento delle dislocazioni a bordo grano. Inoltre, può essere correlato alla variazione della struttura dei precipitati; infatti, il fenomeno di ostacolamento alle dislocazioni è dato dai precipitati fini, i cosiddetti dispersoidi. Si evidenzia, inoltre, un’anomalia rispetto a tale comportamento alle temperature di omogeneizzazione pari a 550 °C e 590 °C. In generale, vi è stata una diminuzione del carico di rottura rispetto a quanto ottenuto per i provini “As Cast”; ciò è indice di una avvenuta omogeneizzazione, la quale ha determinato il rilassamento del reticolo e la variazione di forma, dimensioni e distribuzione delle fasi rinforzanti, alterando il comportamento meccanico della lega. Nel dare una spiegazione al suddetto comportamento, sono state eseguite delle analisi microstrutturali, le quali verranno discusse nei successivi paragrafi.

Nel presentare i risultati sperimentali, viene riportato inoltre in *Figura 3.4* l’andamento del carico di snervamento al variare della temperatura. Dall’analisi di tale grafico, si può notare un andamento in linea con quello descritto in precedenza per il carico di rottura. Infatti, i due parametri rispondono in modo simile all’aumento della temperatura del trattamento termico di omogeneizzazione e si riporta una diminuzione del carico di snervamento all’aumentare della temperatura. Dall’analisi di tale grafico, è possibile evidenziare come la diminuzione del carico di snervamento al variare della temperatura sia più drastica rispetto a quella del carico di rottura. Si evidenzia anche nel caso del carico di snervamento un’anomalia rispetto alla linea di tendenza, che si presenta alla temperatura di 550 °C ed uno scostamento dalla tendenza a 590 °C.

Carico di rottura al variare della temperatura 580480

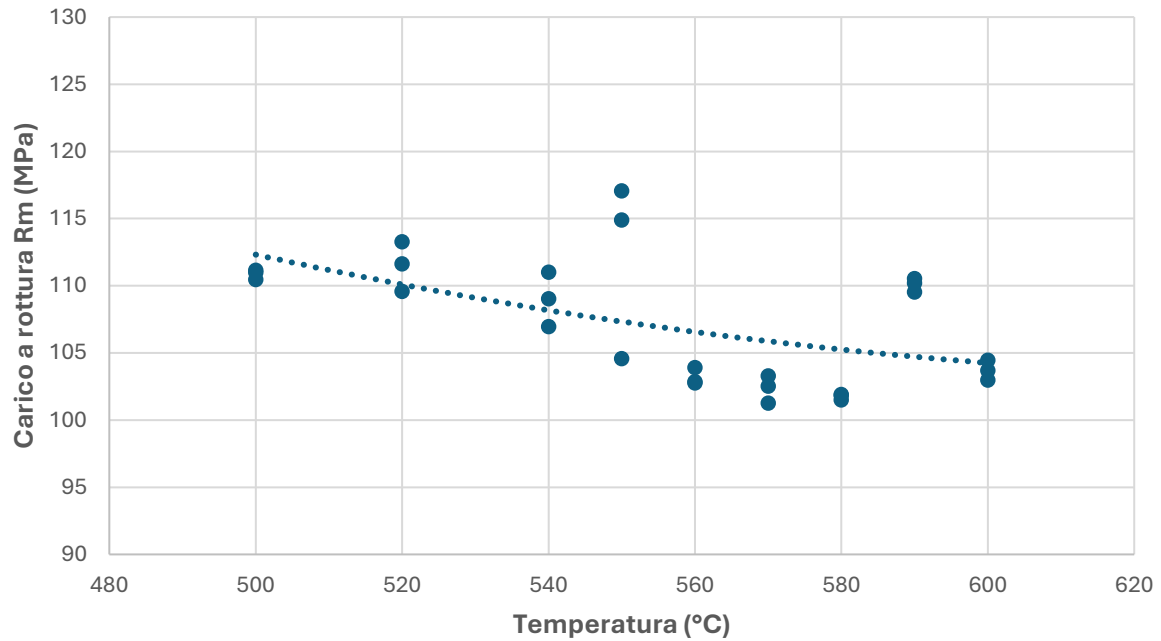


Figura 3.3 - Grafico rappresentante la variazione del carico di rottura (R_m) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580480, composizione chimica standard.

Carico di snervamento al variare della temperatura 580480

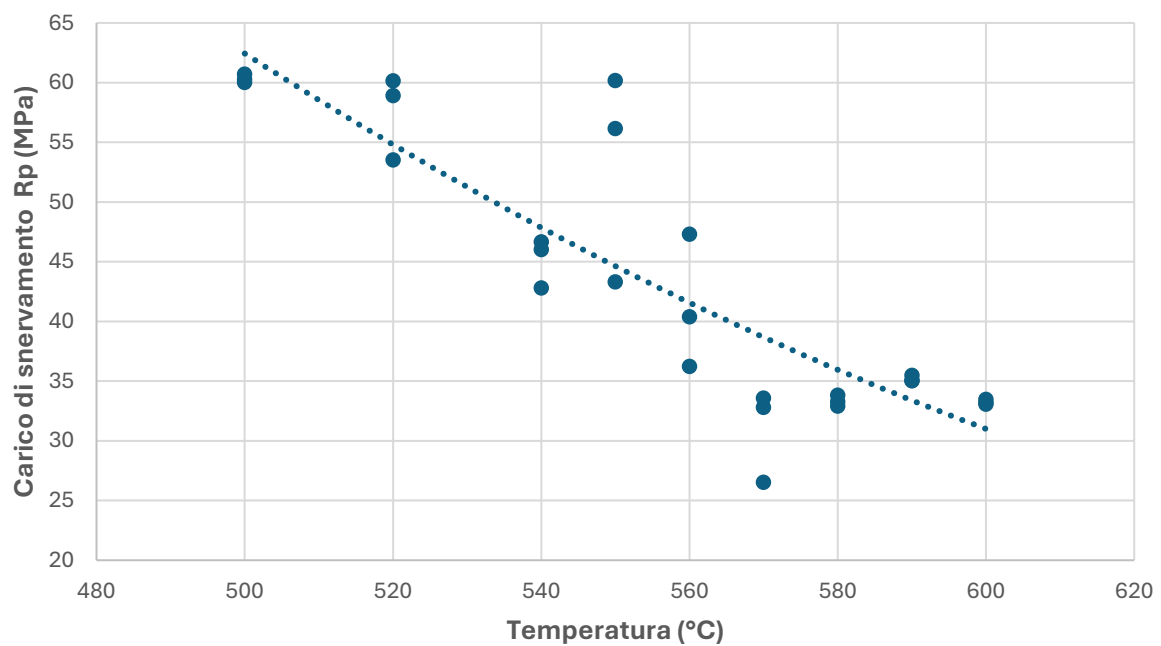


Figura 3.4 - Grafico rappresentante la variazione del carico di snervamento (R_p) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580480, composizione chimica standard.

Viene discusso infine l'andamento dell'allungamento a rottura al variare della temperatura di omogeneizzazione (*Figura 3.5*). Da esso si evince che tale lega presenta condizioni di allungamento sfavorite alle alte temperature di omogeneizzazione. Infatti, l'andamento evidenziato dalla linea di tendenza in esso presente mostra come vi sia la presenza di un grafico con andamento parabolico rovesciato. Questo permette di dedurre la presenza di un valore di massimo. La variabilità dei risultati non permette di fornire una temperatura precisa, ma è più facile evidenziare un range di temperature in cui questo picco si posiziona. Tale range è indicato dalle temperature di 540 °C – 560 °C. In base alle evidenze riportate, dunque, si conclude che le migliori proprietà meccaniche di tale lega siano presenti proprio intorno a tale range di temperatura. La diminuzione delle proprietà meccaniche, registrata successivamente alla temperatura di 560 °C, viene spiegata da una crescita eccessiva dei grani cristallini, come verrà discusso nel paragrafo dedicato alla trattazione microstrutturale.

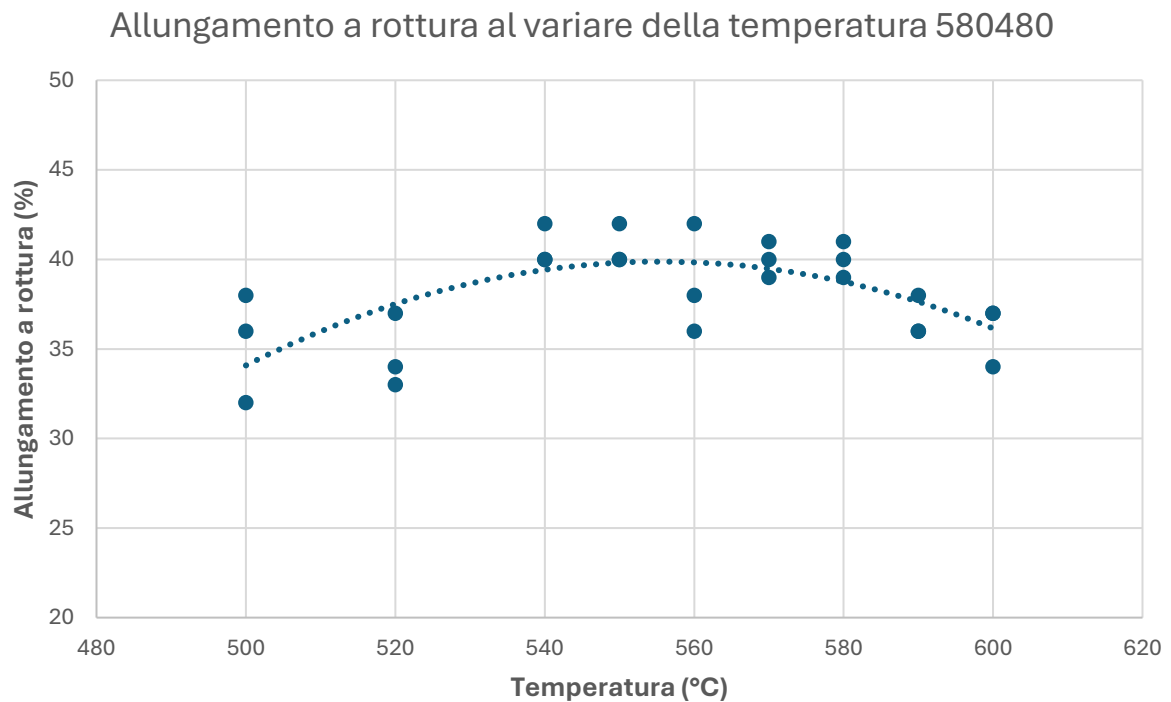


Figura 3.5 - Grafico rappresentante la variazione dell'allungamento a rottura (El%) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580480, composizione chimica standard.

Con il fine di rendere più evidenti i risultati quantitativi di tali analisi, in *Tabella 3.2* sono riportati i valori di carico di snervamento, carico di rottura e allungamento a rottura per i provini della serie 580480, al variare della temperatura. È stata riportata inoltre la deviazione standard, per meglio comprendere la variabilità dei risultati sperimentali. La variazione maggiore la si osserva nel caso dei provini omogeneizzati ad una temperatura pari a 550°C, in cui si raggiunge il picco di prestazioni meccaniche all'interno di questa lega con composizione chimica riportata in *Tabella 2.1*. Dall'analisi di tali grafici e tabelle, i quali riportano i risultati sperimentali dei test a trazione per i provini con codice seriale 580480, dunque, si può indicare come migliore temperatura di omogeneizzazione 540°C. Tale valore viene preso in considerazione in quanto esso si trova nel range di temperature compreso tra 540 °C – 560 °C, come sottolineato durante l'analisi del grafico riportato in *Figura 3.5*, che per tali valori evidenzia un punto di massimo di allungamento a rottura. Inoltre, per discriminare tra i valori presenti in questo range, è stato tenuto conto del valore di carico di rottura. Alle temperature di 540 °C, 550 °C e 560 °C corrispondono rispettivamente i valori di 109 MPa, 112 MPa e 103 MPa, quest'ultimo non adeguato al raggiungimento delle prestazioni meccaniche richieste. Inoltre, la temperatura di 550°C è stata esclusa per l'alta deviazione standard presentata rispetto al caso in cui la temperatura sia 540°C (*Tabella 3.2*). Questo permette di escludere problemi di ripetibilità dei risultati, caratteristica ambita nell'ambito industriale, dove tra le principali richieste vi è la riduzione degli scarti. Inoltre, è bene evidenziare che nell'economia di un processo industriale è importante scegliere il processo che richiede il minor impatto economico sulla produzione, in modo da massimizzare i ricavi.

Tabella 3.2 - Risultati dei test meccanici condotti sui provini con numero seriale 580480 in cui sono riportati carico di rottura (*R_m*), carico di snervamento (*R_p* 0.2) e allungamento a rottura (*El*%) con relative deviazioni standard.

	tempo	Temperatura	R _m	R _p @0.20%	El (%)	Dev. Stand. R _m	Dev. Stand. R _p @0.20%	Dev. Stand. El (%)
	h	°C	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)
580480 - As Cast	/	/	149	108	15	1	3	1
580480 - H 500°C	4	500	111	60	35	0	0	3
580480 - H 520°C	4	520	111	58	35	2	4	2
580480 - H 540°C	4	540	109	45	41	2	2	1
580480 - H 550°C	4	550	112	53	41	7	9	1
580480 - H 560°C	4	560	103	41	39	1	6	3
580480 - H 570°C	4	570	102	31	40	1	4	1
580480 - H 580°C	4	580	102	33	40	0	0	1
580480 - H 590°C	4	590	110	35	37	1	0	1
580480 - H 600°C	4	600	104	33	36	1	0	2

3.1.3 Test di trazione al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580271

In questo paragrafo vengono riportati i risultati sperimentali ottenuti dai test condotti sui provini della bobina con codice seriale 580271, ovvero con composizione “nuova”, con un maggior contenuto di ferro e manganese in percentuale in peso. Partendo dall’analisi del carico di rottura, i cui risultati sono stati selezionati e raccolti in un grafico in *Figura 3.6*, si evince che, all’aumentare della temperatura di omogeneizzazione, come nel caso della bobina con codice seriale 580480, il carico di rottura tende a diminuire. Si può evidenziare un’alterazione dei risultati rispetto alla linea di tendenza seguita in presenza della temperatura pari a 590°C. Si può sottolineare un trend che presenta una iniziale caduta più drastica del carico di rottura, il quale in seguito tende a raggiungere una zona di plateau, in cui le proprietà non subiscono una particolare variazione.

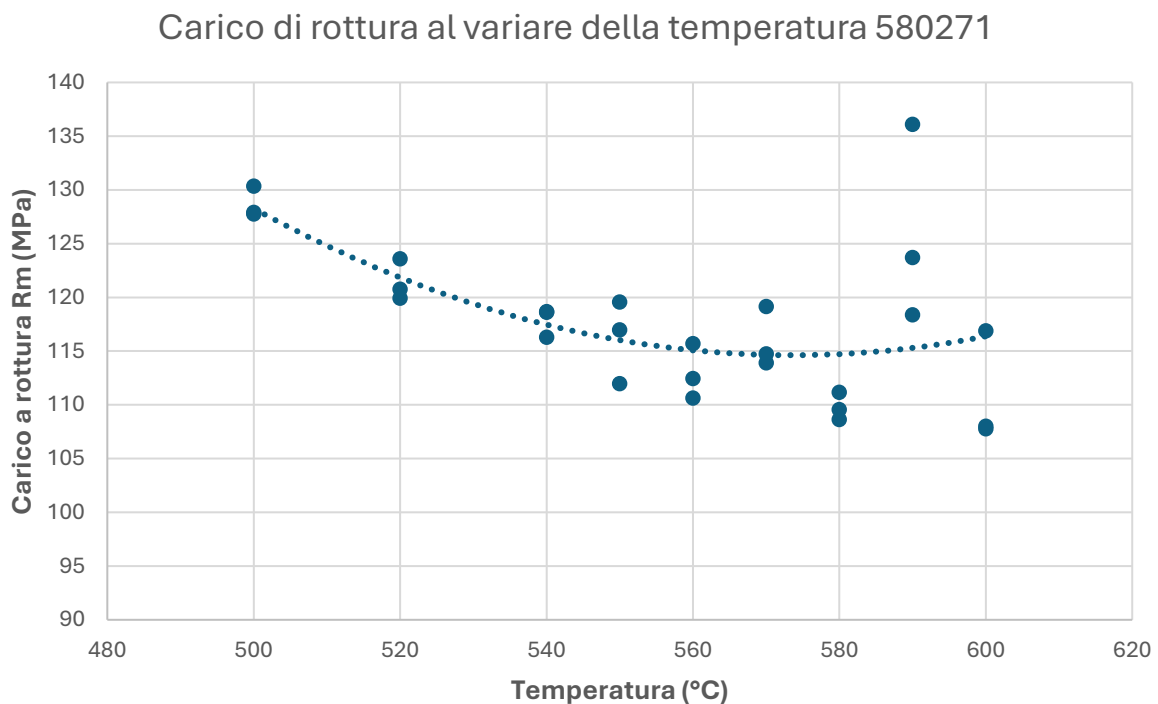


Figura 3.6 - Grafico rappresentante la variazione del carico di rottura (R_m) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580271, composizione chimica nuova.

Segue poi la descrizione dell'andamento del carico di snervamento al variare della temperatura di omogeneizzazione, riportato in *Figura 3.7*. La linea di tendenza assume un andamento decrescente all'aumentare della temperatura, ma la caduta di proprietà risulta essere meno drastica rispetto a quanto riportato per i provini con codice seriale 580480. In questo caso, infatti, si può sottolineare la presenza di un plateau ad alte temperature. Inoltre, si può evincere la presenza di un picco anomalo alla temperatura di 590°C, come nel caso del carico di rottura.

Si presenta infine l'andamento dell'allungamento a rottura al variare della temperatura di omogeneizzazione. Tale grafico è riportato in *Figura 3.8*. Da quest'ultimo si evince che l'allungamento a rottura tende ad aumentare all'aumentare della temperatura. Questa linea di tendenza viene rispettata per tutte le temperature testate. Si può, inoltre, evidenziare una anomalia in un provino testato a 550°C, il cui valore risulta essere notevolmente spostato rispetto alla linea di tendenza rispettata dagli altri risultati sperimentali.

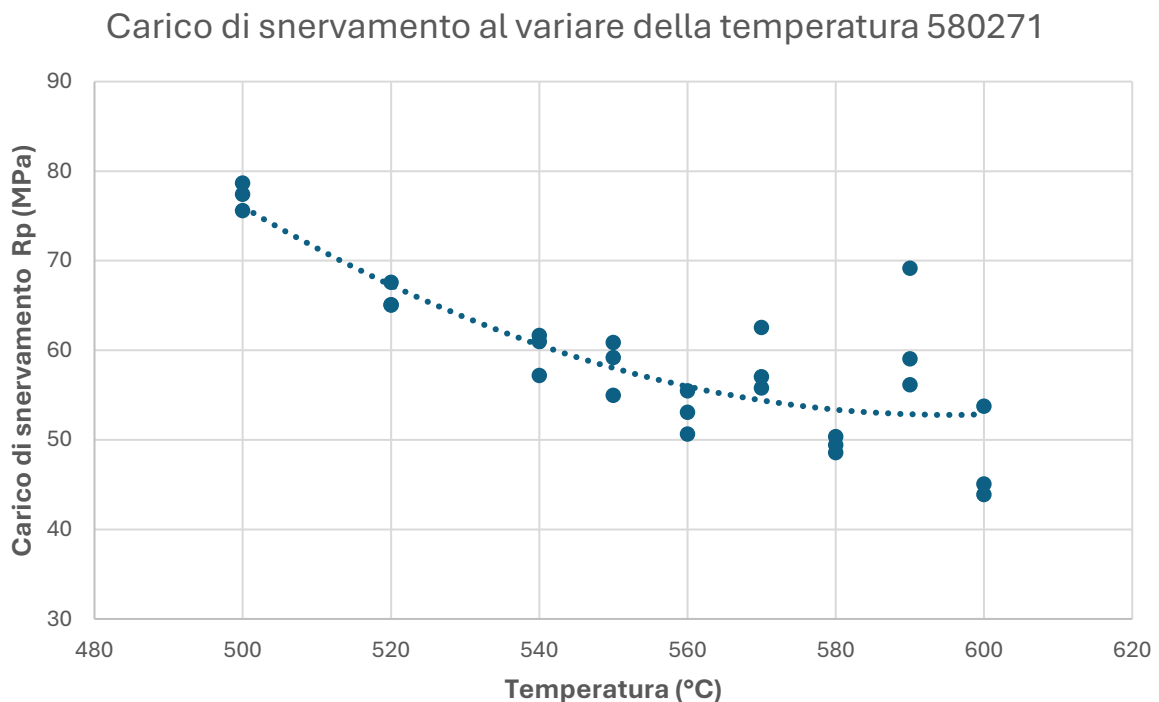


Figura 3.7 - Grafico rappresentante la variazione del carico di snervamento (R_p) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580271, composizione chimica nuova.

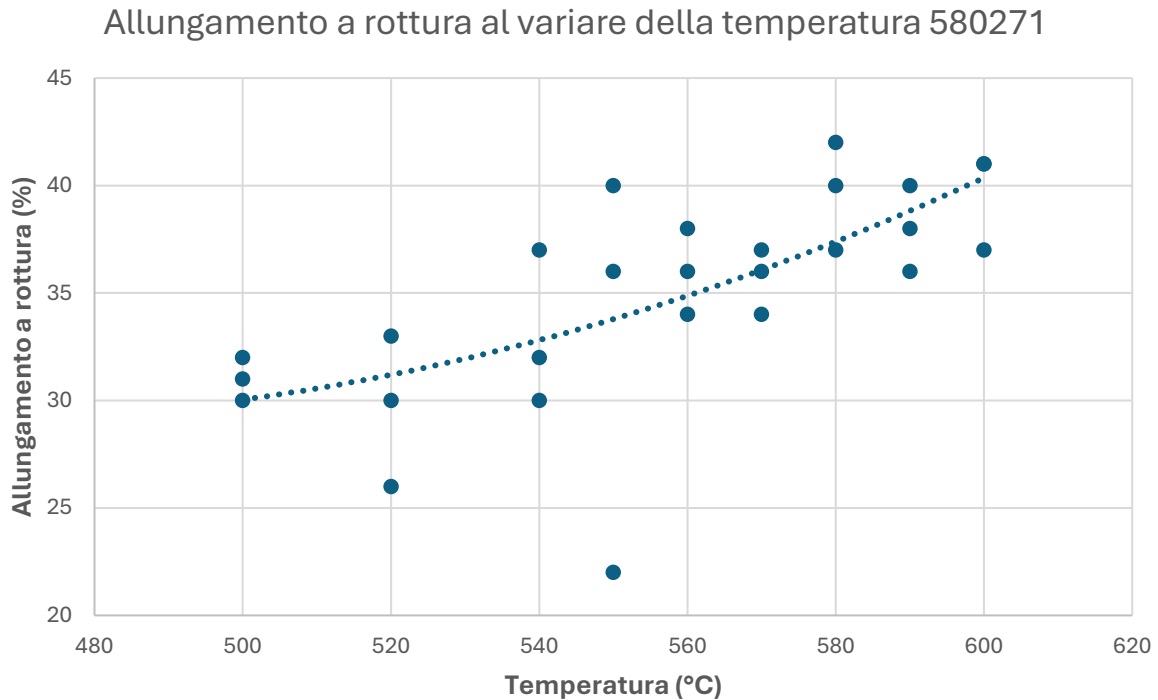


Figura 3.8 - Grafico rappresentante la variazione dell'allungamento a rottura (El%) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini con codice seriale 580271, composizione chimica standard.

Con il fine di rendere più evidenti i risultati quantitativi di tali analisi, in *Tabella 3.3* sono riportati i valori di carico di snervamento, carico di rottura e allungamento a rottura per i provini della serie 580271, al variare della temperatura. Mediante la sua consultazione, si può evidenziare in modo chiaro che il valore di carico di rottura (R_m) non risente in modo importante della variazione della temperatura di omogeneizzazione. Si può sottolineare una deviazione standard meno contenuta rispetto al caso precedente dei provini 580480, con due massimi riscontrati sul campione As Cast e sul campione testato con temperatura di omogeneizzazione di 590°C. Si sottolinea, inoltre, un aumento del valore di allungamento a rottura in seguito al raggiungimento di una temperatura di trattamento termico pari a 580°C, la quale potrebbe esprimere un risultato ideale per tale composizione chimica. Questo risultato meccanico suscita interesse in quanto è richiesto dall'applicazione il raggiungimento di alti valori di allungamento a rottura, con il fine di poter effettuare un processo di deformazione plastica per ottenere forme complesse. Inoltre, nonostante l'alto valore di allungamento percentuale, vi è anche la presenza di valori di R_m nell'ordine dei 110 MPa. Si evidenzia come tale temperatura dia origine a caratteristiche meccaniche in accordo con le richieste finali; nonostante ciò, al fine di selezionare il prodotto ottimizzato, occorre correlare tutti i risultati sperimentali ottenuti in seguito ai test di durezza e di analisi metallografica.

Tabella 3.3 - Risultati dei test meccanici condotti sui provini con numero seriale 580271 in cui sono riportati carico di rottura (R_m), carico di snervamento ($R_p 0.2$) e allungamento a rottura (El %) con relative deviazioni standard.

	tempo	Temperatura	R_m	R_p @0.20%	El (%)	Dev. Stand. R_m	Dev. Stand. R_p @0.20%	Dev. Stand. El (%)
	h	°C	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)	(N/mm ²)	(N/mm ²)	(%)
580271 - As Cast	/	/	174	127	13	10	14	3
580271 - H 500°C	4	500	129	77	31	1	2	1
580271 - H 520°C	4	520	121	66	30	2	1	4
580271 - H 540°C	4	540	118	60	33	1	2	4
580271 - H 550°C	4	550	116	58	33	4	3	9
580271 - H 560°C	4	560	113	53	36	3	2	2
580271 - H 570°C	4	570	116	58	36	3	4	2
580271 - H 580°C	4	580	110	49	40	1	1	3
580271 - H 590°C	4	590	126	61	38	9	7	2
580271 - H 600°C	4	600	111	48	40	5	5	2

3.1.4 Comparazione dei risultati meccanici: 580480 - 580271

Con il fine di selezionare il prodotto che meglio soddisfa le esigenze tecniche richieste dall'applicazione finale, occorre mettere in risalto la correlazione tra le due composizioni chimiche testate. Risulta quindi necessario comprendere l'efficacia della variazione della composizione chimica ed i benefici che essa apporta sulle proprietà meccaniche. Per mettere in risalto con efficacia tale differenza, risulta utile consultare dei grafici in cui sono riportati i risultati delle due serie di provini: 580480 e 580271.

L'analisi si basa sui parametri di carico di rottura, carico di snervamento ed allungamento a rottura. In *Figura 3.9* è possibile trovare graficato l'andamento del carico di rottura al variare della temperatura per le due serie di provini. Dalla sua consultazione, si può evincere come la lega a maggior tenore di alliganti, presenti valori maggiori di carico di rottura, per ogni temperatura di omogeneizzazione testata. Inoltre, il grafico ben evidenzia la diversa tendenza che i dati presentano all'incrementare della temperatura. Infatti, è possibile osservare come la serie 580271, rispetto alla serie 580480, presenti un plateau ad alte temperature. Nonostante ciò, occorre sottolineare come la maggior differenza tra le due composizioni chimiche risulta presente alle temperature di omogeneizzazione nel range tra i 500-540°C. Tale comportamento si riflette anche nel carico di snervamento, il cui andamento è riportato in *Figura 3.10*. Infatti, si può evidenziare come anch'esso risulti superiore nel caso della serie 580271, per ogni temperatura di omogeneizzazione testata. Questo grafico ben dimostra lo squilibrio presente tra le due

composizioni chimiche; infatti, se nel caso della serie 580271 la resistenza allo slittamento delle dislocazioni e dunque la resistenza che il materiale oppone alla deformazione plastica, si attesta intorno al valore di 50 MPa per temperature di omogeneizzazione prossime ai 580-600 °C, nel caso della serie di provini 580480, questi valori di omogeneizzazione comportano una caduta drastica delle proprietà meccaniche, con un valore di carico di snervamento prossimo ai 30 MPa. Questa perdita di proprietà meccaniche ben mette in evidenza l'impossibilità per tale composizione chimica di subire trattamenti di omogeneizzazione a temperature elevate, in quanto vi è un evidente degrado della microstruttura.

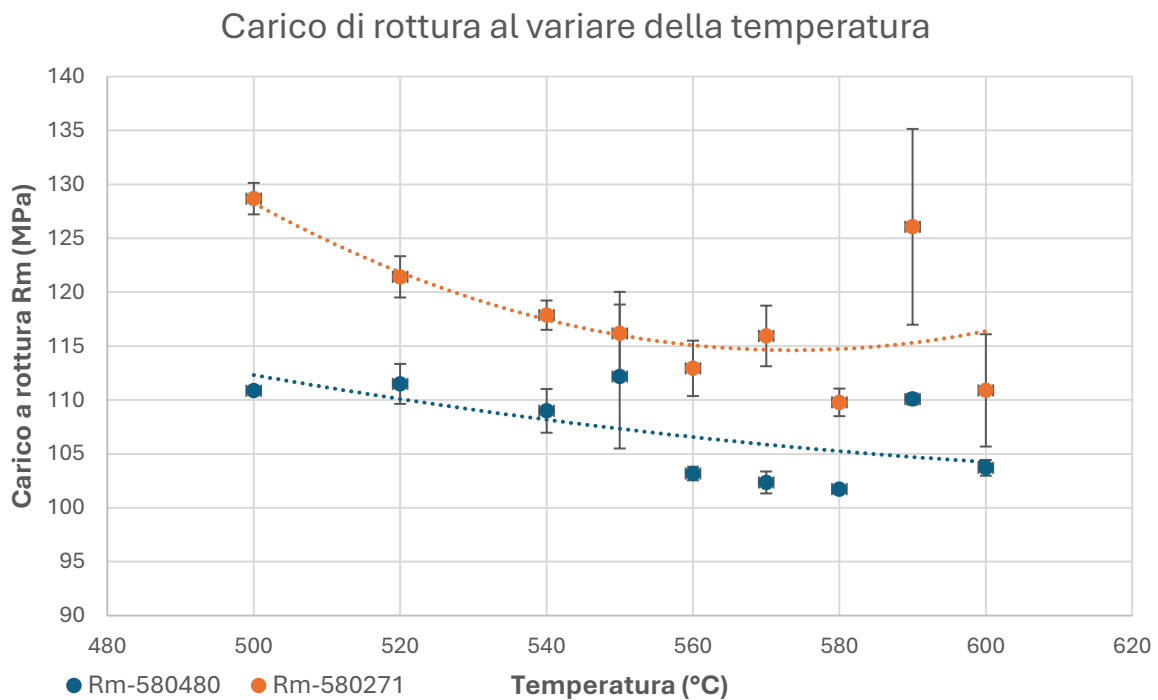


Figura 3.9 - Grafico rappresentante l'andamento del carico di rottura (R_m) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini 580271, 580480.

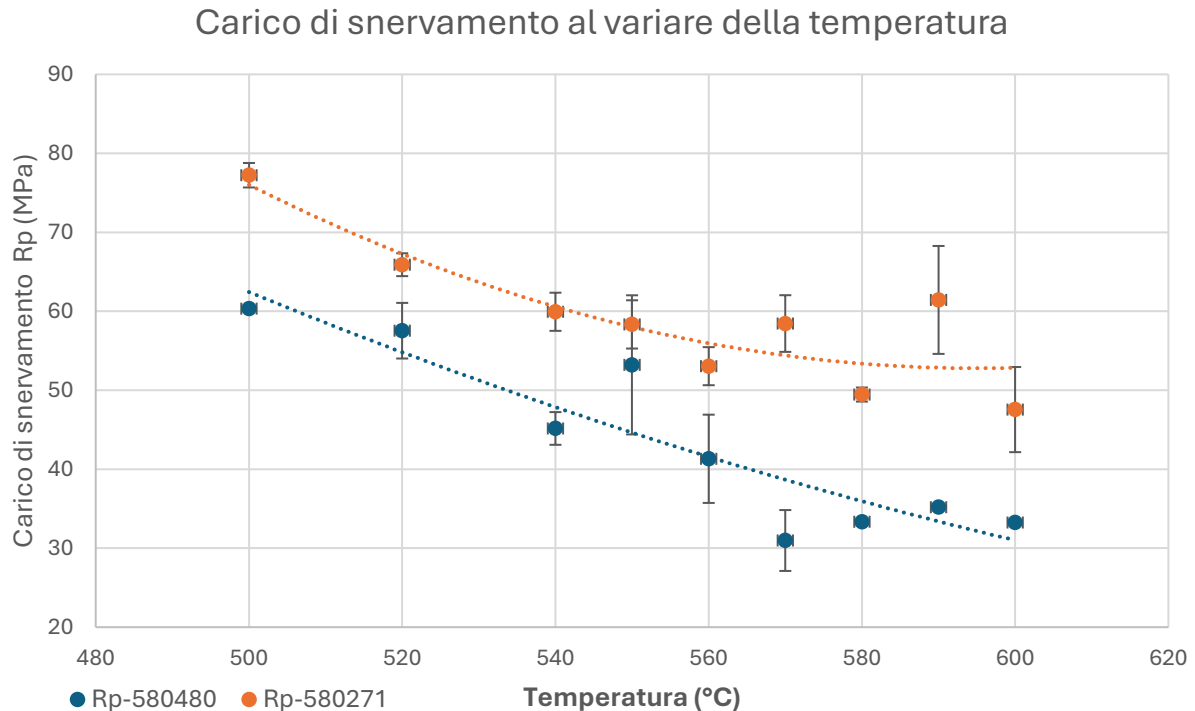


Figura 3.10 - Grafico rappresentante l'andamento del carico di snervamento (R_p) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini 580271, 580480.

Questo implica che, una volta superata una determinata temperatura di omogeneizzazione, le fasi intermetalliche tendono ad avere minore impatto rispetto alla crescita del grano cristallino nel mantenere le proprietà meccaniche dei provini con composizione chimica standard 580480. Ciò comporta la prevalenza dell'effetto di resistenza della sola matrice di alluminio, che a sua volta, a causa del trattamento termico, ha diminuito in modo drastico la densità di dislocazioni al suo interno, effetto dovuto alla distensione termica del materiale.

Infine, per concludere l'analisi del comportamento meccanico di tale lega è bene consultare l'andamento dell'allungamento a rottura al variare della temperatura, per le due diverse composizioni chimiche. Tale grafico è riportato in *Figura 3.11*. Esso evidenzia un comportamento caratteristico di questa lega; infatti, aumentando il contenuto di manganese e di ferro, si osserva una drastica variazione della tendenza seguita dai dati sperimentali, soprattutto in relazione al contenuto di manganese, che ha effetto benefico sulla duttilità del materiale (Nam & Lee, 2000). È bene evidenziare che nel caso in cui vi sia un minor contenuto di alliganti, il picco di prestazioni si raggiunge in un range di temperatura tra 540 – 560 °C, per poi presentare una caduta delle proprietà verso le alte temperature di omogeneizzazione. Questa tendenza rispecchia l'analisi precedentemente condotta, per cui la composizione chimica con serie identificativa 580480 non risponde con buone proprietà meccaniche nel caso in cui siano condotti trattamenti di

omogeneizzazione a temperature superiori i 560 °C. Tale tendenza non si ritrova nella lega 580271, in cui invece i migliori valori di allungamento a rottura sono proprio mostrati a temperature superiori i 580 °C e che presentano già migliorie a partire dai 560 °C. Questi risultati sono spiegabili dalla possibilità di non avere degrado del grano cristallino e permettere quindi una migliore distribuzione delle fasi intermetalliche formate, ottimizzando la loro forma, la loro composizione chimica e dunque la loro efficacia nel rinforzare la lega metallica in questione.

In merito alle considerazioni effettuate da questa analisi meccanica condotta, si deduce che la migliore composizione chimica, in termini di proprietà a trazione del materiale analizzato, sia riconducibile alla nuova valutata, la quale presenta un maggior contenuto di elementi alliganti, con un incremento di ferro e manganese.

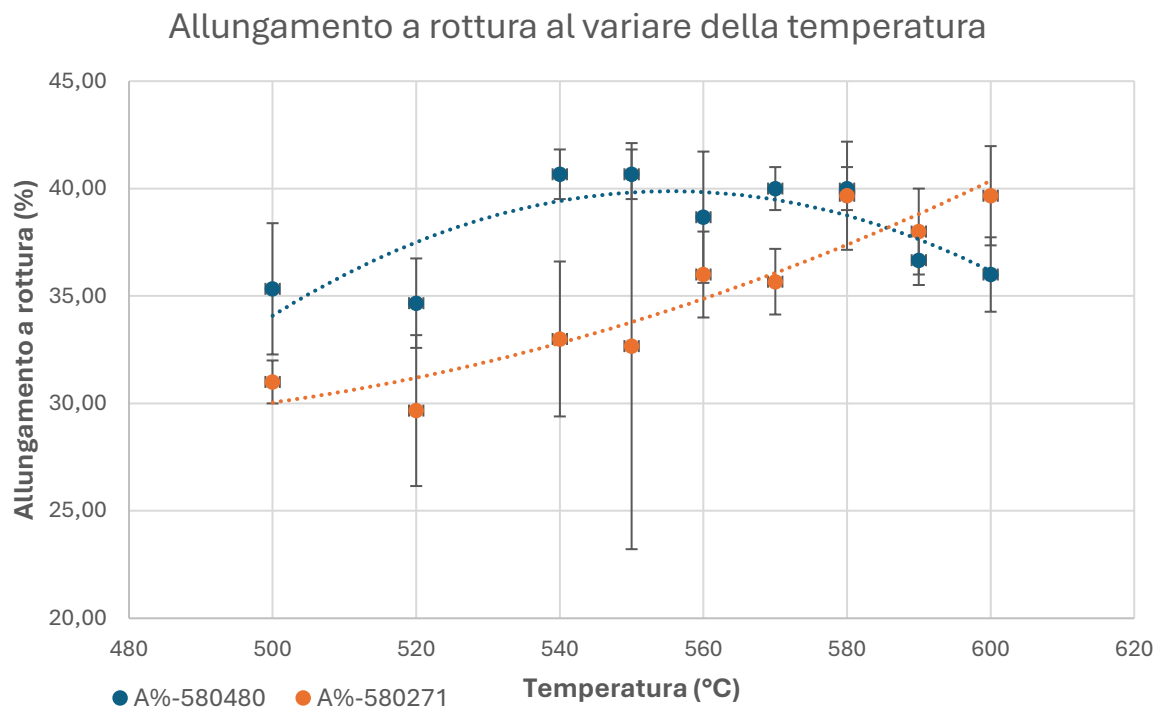


Figura 3.11 - Grafico rappresentante l'andamento dell'allungamento a rottura (El%) al variare della temperatura di omogeneizzazione per i provini 580271, 580480.

3.2 Analisi dei risultati dei test di durezza

In questa sezione vengono riportati i risultati relativi ai test di durezza effettuati sui provini che hanno subito il trattamento di lucidatura, utile anche all'osservazione metallografica. Su di essi è stata proposta l'analisi della durezza Vickers mediante l'utilizzo di un penetratore con un carico espresso in chili pari a 5 kg. Esso, infatti, è indice dei kgf applicati ed il risultato restituito evidenzia i kgf/mm² necessari a generare una determinata impronta. Tale valutazione sperimentale permette, in seguito all'analisi delle diagonali dell'impronta lasciata da un penetratore conico a base quadrata, di ottenere il valore di durezza Vickers relativo alla misurazione.

Tali analisi risultano utili in quanto viene proposta una correlazione tra i risultati ottenuti ed i test meccanici di trazione, in modo da evidenziare le similarità al variare della temperatura di omogeneizzazione. Questo permette di proporre una correlazione utile a validare i risultati meccanici ottenuti.

3.2.1 Test di durezza al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580480

Dalle analisi condotte mediante prova di durezza è possibile graficare la relazione che vi è tra la durezza Vickers e la temperatura di omogeneizzazione, valutata nel caso dei provini con composizione chimica standard. Inoltre, è possibile osservare la differenza che vi è tra il valore calcolato nel caso del campione As Cast, rispetto a quelli che hanno subito un trattamento termico di omogeneizzazione. Tale relazione è possibile osservarla in *Figura 3.12*.

Da tale grafico si evince come il valore di durezza dei provini omogeneizzati subisca una drastica caduta se li si confronta con i risultati dei provini As Cast, il cui valore medio su tre misure risulta essere di 43 HV, con una variazione standard pari ad 1 HV, rispetto ai valori dei campioni omogeneizzati, il cui valore massimo è riscontrato nel campione con temperatura di omogeneizzazione pari a 500°C, pari a 33 HV, con deviazione standard pari a 1HV. L'andamento può essere descritto da una funzione che permette di simulare la tendenza dei risultati. Essi dimostrano la ripetibilità delle misurazioni e sono ben descritti da una funzione polinomiale di grado 2. Dall'analisi quantitativa dei valori sperimentali si ritiene dunque che la suddetta curva sia efficace ed affidabile nel descrivere le variazioni di durezza di tale lega al variare della composizione chimica. Si sottolinea che la differenza che vi è tra il massimo ed il minimo di tale curva risulta essere pari a 5 HV, se si esclude il valore del provino As Cast. Come nel caso dei test a trazione effettuati sulla medesima serie di provini si registra un aumento di durezza a 590 °C rispetto alle temperature limitrofe a tale valore, dove invece la tendenza registrata risulta essere

quella di aver raggiunto un plateau di performance. Seppur il valore si discosta lievemente dalla tendenza, risulta evidente come non segua il trend presentato dagli altri valori, confermando il picco anomalo di prestazioni registrato durante l'analisi dei risultati dei test di trazione.

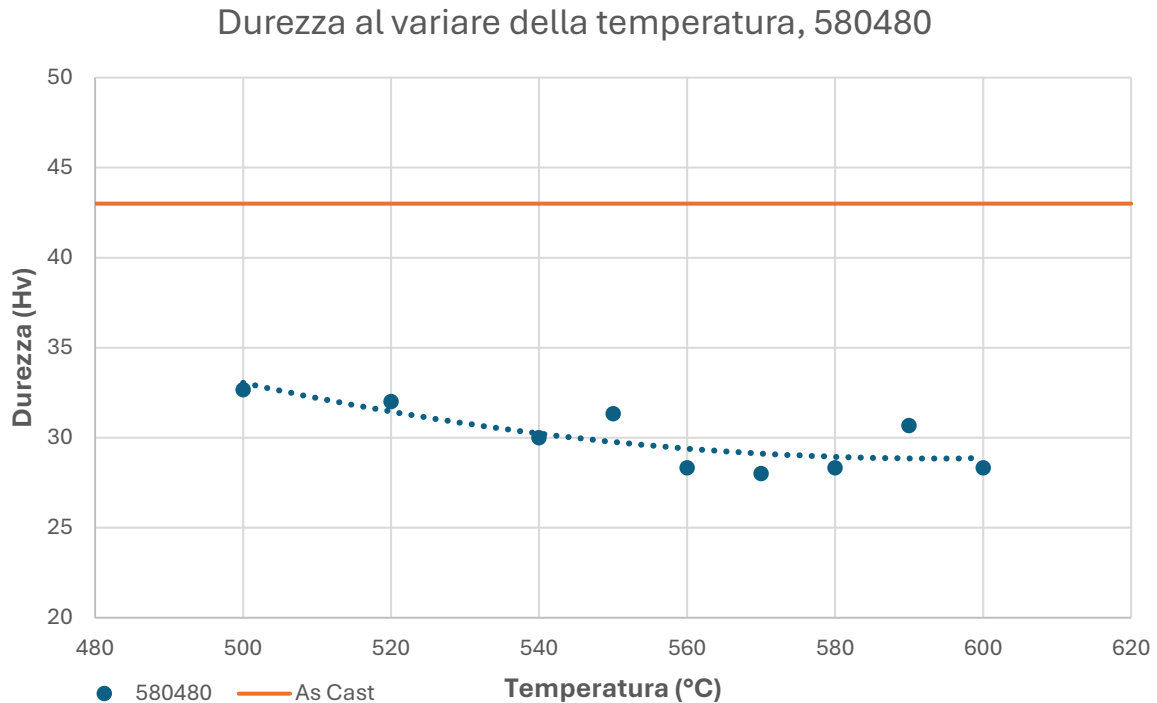


Figura 3.12 - Grafico che relaziona la durezza Vickers (HV) con la temperatura di omogeneizzazione nel caso della lega con codice seriale 580480, con composizione standard.

3.2.2 Test di durezza al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580271

In questo paragrafo vengono riassunti i risultati dati dai test di durezza effettuati sui provini che presentano composizione chimica con un tenore più elevato di alliganti rinforzanti. Tale andamento viene descritto nel grafico in *Figura 3.13*. In esso è possibile osservare come la curva polinomiale utilizzata per approssimare l'andamento dei risultati, come nel caso dei provini della serie 580480, ben descrive l'effettiva variazione della durezza Vickers rispetto alla temperatura di omogeneizzazione. Il valore massimo di durezza corrisponde a quella presentata dal provino As Cast e risulta essere pari a 52 HV, con deviazione standard pari ad 1 HV. Con l'omogeneizzazione dei provini, si ottiene un valore massimo pari a 39 HV, corrispondente al caso in cui la temperatura sia impostata ad un valore pari a 500°C. Il valore di durezza Vickers più basso si riscontra ad una temperatura di omogeneizzazione pari a 600°C, con un valore medio pari a 32 HV ed una deviazione standard pari ad 1 HV.

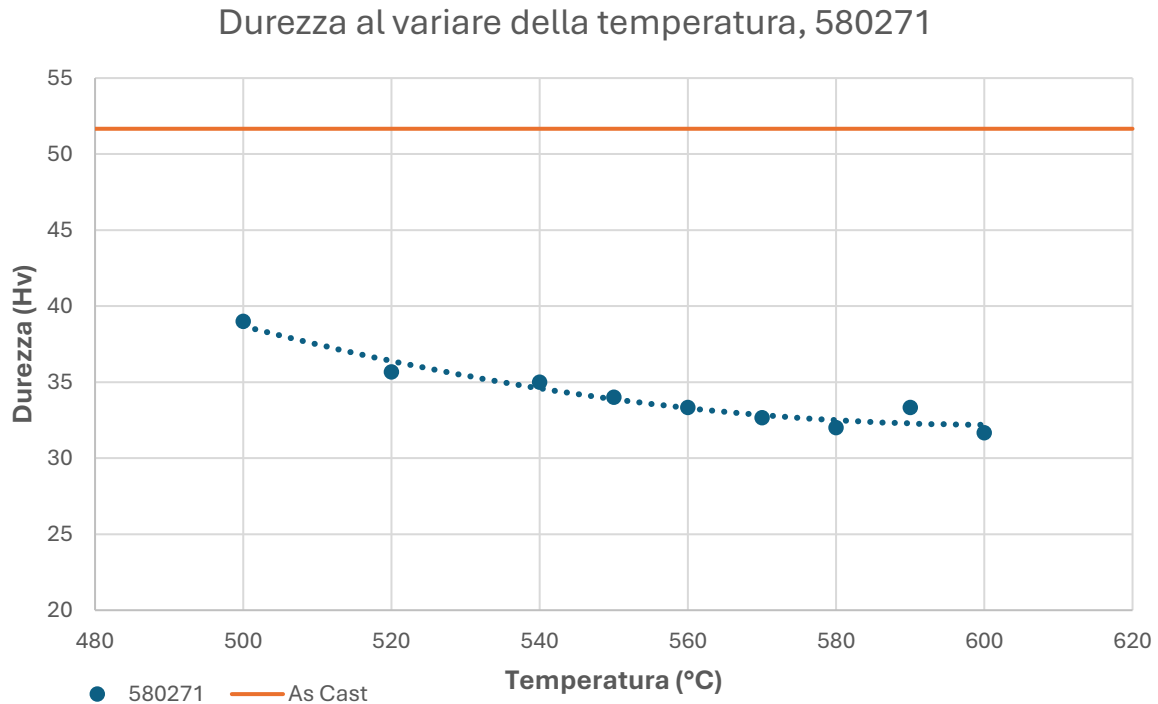


Figura 3.13 - Grafico che relaziona la durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini con codice seriale 580271, composizione chimica nuova.

3.2.3 Comparazione dei test di durezza: 580480 - 580271

In questa sezione si desidera fornire una comparazione tra i risultati ottenuti nel caso dei test effettuati sui provini con composizione chimica a minor contenuto di alliganti rispetto alla nuova proposta, con variazioni composizionali mirate a migliorare le proprietà meccaniche. Tale relazione mette in luce quanto confermato dai test meccanici di trazione; infatti, è possibile evidenziare come l'aumento della percentuale in peso di alliganti mostri come tendenza quella di incrementare le prestazioni meccaniche. È testimoniato infatti in letteratura che il manganese sia l'elemento che più impatta sull'incremento di durezza a livello percentuale, dopo magnesio e rame che però in questo caso non risultano essere presenti in percentuali rilevanti (Mamala & Sciezor, 2014). Il grafico che ben evidenzia quanto affermato è mostrato in *Figura 3.14*. Si evince da tale figura come la tendenza dei campioni al variare della temperatura di omogeneizzazione sia la medesima, con una frequente anomalia, seppur in questo caso più contenuta, ad una temperatura di 590 °C. Con il fine di fornire una valutazione quantitativa dei risultati, essi vengono riassunti in *Tabella 3.4*.

In essa vengono forniti i risultati dei test di durezza Vickers in termini di valor medio, determinato dalla media aritmetica di tre indentazioni e dalla deviazione standard, la quale risulta contenuta, intorno ad un valore massimo di 1 HV.

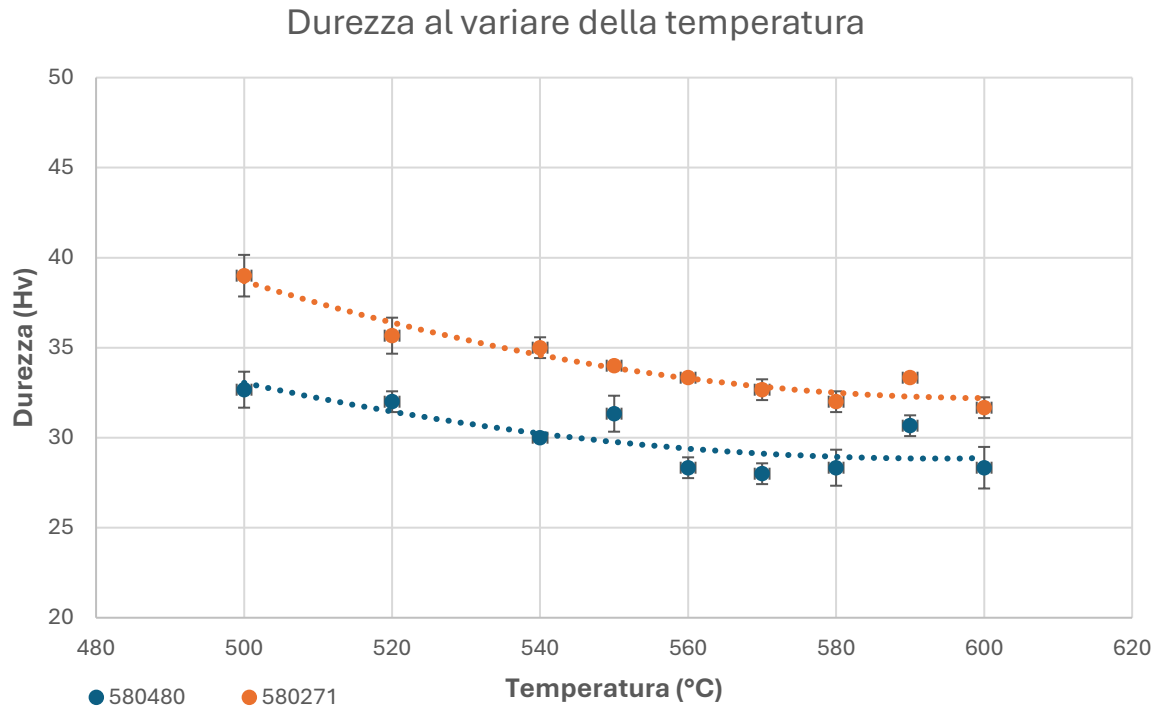


Figura 3.14 - Grafico che relaziona la durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini con codice seriale 580480 e 580271, rispettivamente con composizione chimica standard e nuova.

Tabella 3.4 - Presentazione dei risultati dei test di durezza Vickers al variare della temperatura di omogeneizzazione in cui è riportato il valore medio e la deviazione standard nel caso dei provini con serie 580271 e 580480

Tipo di Campione	580271		580480	
	Media	Dev. Stand.	Media	Dev. Stand.
	HV 5kg	HV 5kg	HV 5kg	HV 5kg
As Cast	52	1	43	1
500	39	1	33	1
520	36	1	32	0
540	35	0	30	1
550	34	0	31	1
560	33	1	28	1
570	33	1	28	1
580	32	0	28	1
590	33	1	31	1
600	32	1	28	1

3.2.4 Correlazione durezza Vickers – carico di rottura

Dall'analisi combinata dei risultati ottenuti mediante i test di trazione e le prove di durezza Vickers si può osservare la presenza di una simile tendenza dei risultati sperimentali. Questa evidenza empirica fa supporre una correlazione tra tali valori, sottoforma di proporzionalità diretta tra i due fattori analizzati.

Con l'obiettivo di rendere chiaro tale risultato vengono riportati nei grafici in *Figura 3.15* e *Figura 3.16* gli andamenti del carico di rottura e della durezza al variare della temperatura di omogeneizzazione rispettivamente per il campione contrassegnato dal codice seriale 580480 e 580271. È possibile notare gli stessi scostamenti, come nel caso dell'anomalia per il valore di temperatura di omogeneizzazione pari a 590 °C.

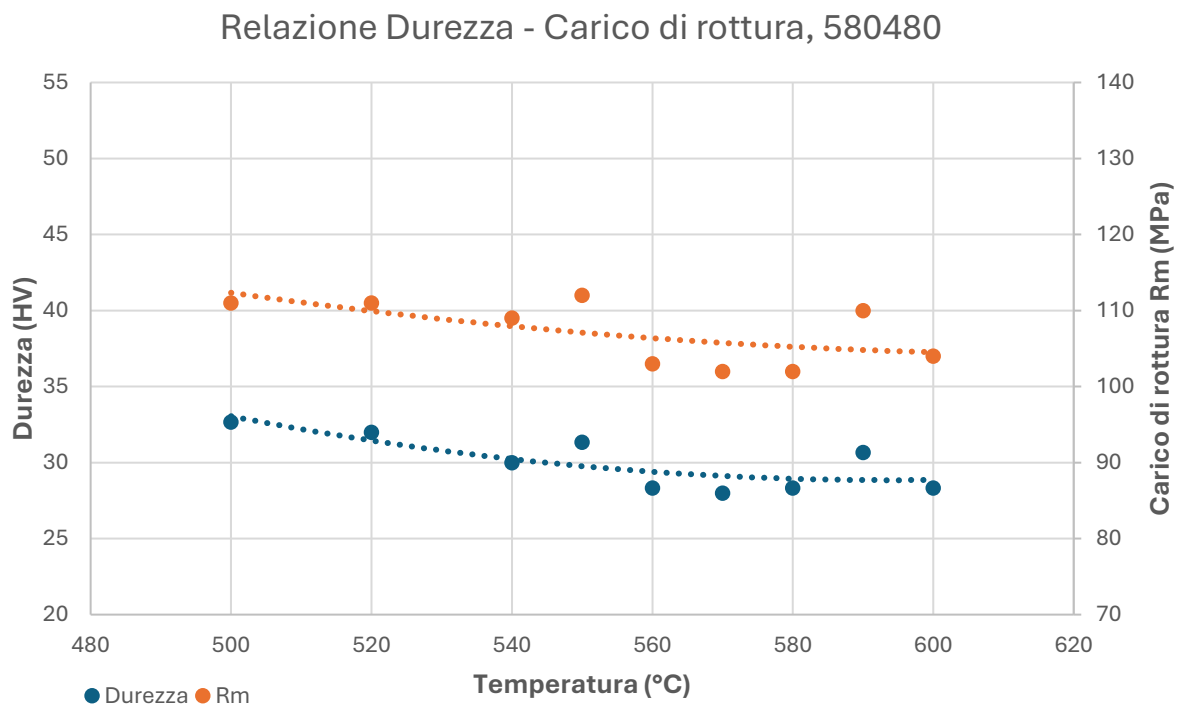


Figura 3.15 - Andamento del carico di rottura (R_m) e della durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini contrassegnati dal codice seriale 580480, composizione chimica standard.

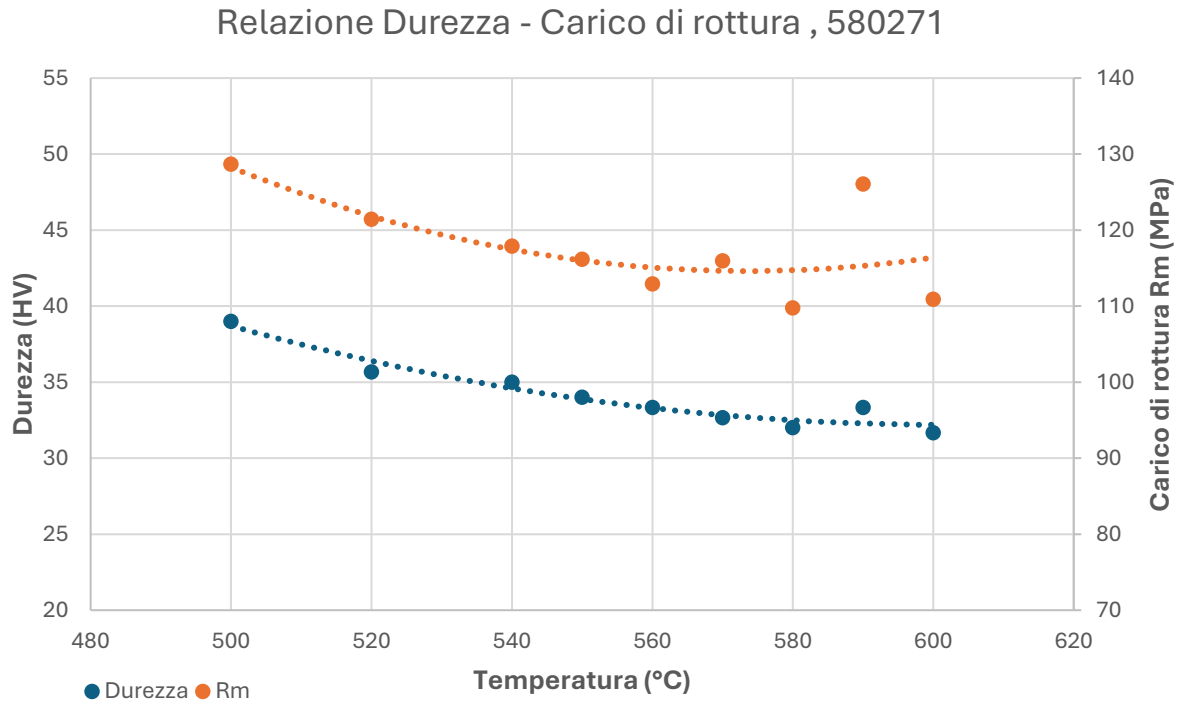


Figura 3.16 - Andamento del carico di rottura (R_m) e della durezza Vickers (HV) al variare della temperatura di omogeneizzazione nel caso dei provini contrassegnati dal codice seriale 580271, composizione chimica nuova.

Osservata tale relazione, si è pensato di trovare una correlazione quantitativa mediante valutazione empirica, che permetta di ricavare il valore di carico di rottura a partire dalla durezza Vickers e viceversa.

Per ottenere tale risultato è stato valutato il rapporto tra i valori sperimentali medi ottenuti tramite analisi della durezza Vickers rispetto al valore medio del carico di rottura. Tale evidenza sperimentale è stata riportata in *Tabella 3.5*. Da essa si evince come il rapporto tra i due dati analizzati risulti essere costante ed è pari a circa 0,3. Questo fattore di costanza empirico sottolinea la presenza di una formulazione, la quale permette, in modo approssimato, di convertire il valore di carico di rottura in durezza Vickers e viceversa. Questo può risultare utile in fasi di studio preliminari, qualora risulti necessario avere un valore indicativo di durezza, conoscendo i relativi valori di carico di rottura mediante test di trazione e viceversa. Dunque, la relazione può essere espressa nell'equazione 3.1 come segue:

$$\frac{HV}{R_m \text{ (MPa)}} \approx 0,3$$

(3.1)

Dove:

- **R_m** è il carico di rottura del materiale, ottenuto mediante test a trazione ed espresso in MPa;
- **HV** è il valore di durezza Vickers ottenuto mediante test di durezza;
- **0,3** valore empirico ottenuto mediante i risultati sperimentali condotti durante lo studio di tesi, espresso in $\frac{HV}{MPa}$.

Tabella 3.5 - Dati sperimentali che evidenziano una correlazione nel rapporto tra durezza Vickers (HV) e carico di rottura (R_m)

N° serie Temperatura	580480	580271
	HV/R _m	HV/R _m
As Cast	0,29	0,30
500 °C	0,29	0,30
520 °C	0,29	0,29
540 °C	0,28	0,30
550 °C	0,28	0,29
560 °C	0,28	0,30
570 °C	0,27	0,28
580 °C	0,28	0,29
590 °C	0,28	0,26
600 °C	0,27	0,29

Con l'obiettivo di fornire un'immagine che permetta di visualizzare la precisione e la ripetibilità di tale coefficiente si riporta nel grafico in *Figura 3.17* il valor medio del carico di rottura rispetto alla durezza Vickers valutata per il provino, a parità di temperatura di omogeneizzazione. Si evince da tale grafico come l'*equazione 3.1* ben approssima la relazione che vi è tra tali valori empirici. È bene inoltre sottolineare che non risulta essere presente una variazione nel comportamento mostrato al variare della composizione chimica se si prendono in considerazione le due composizioni valutate in questo caso studio. In letteratura sono state trovate delle relazioni che permettono di verificare la veridicità della presenza di una correlazione empirica tra il valore di carico di rottura e di durezza Vickers (Zhang, et al., 2011). È opportuno sottolineare come tale equazione vada dimostrata a seconda del caso specifico, quindi in base al tipo di lega metallica che si considera, al suo stato metallurgico e a diversi altri parametri. Ciò che è evidente è che, se tale relazione risulta essere verificata, allora si possono effettuare delle stime del carico di rottura o della durezza Vickers di tale materiale.

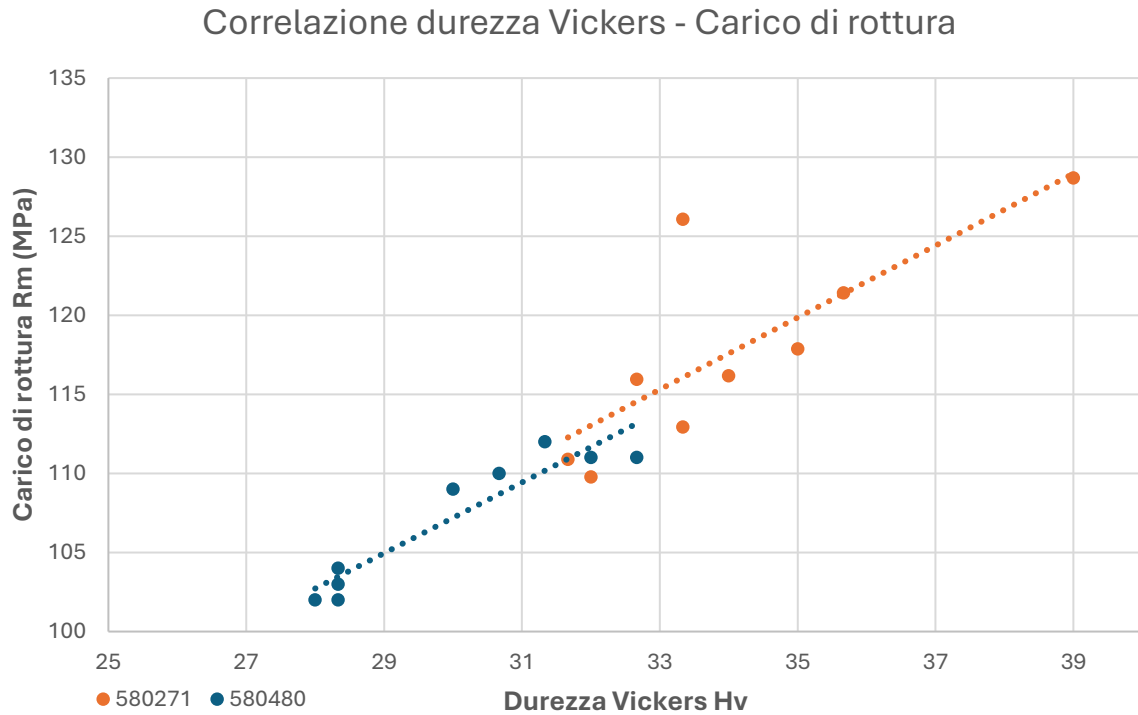


Figura 3.17 - correlazione sperimentale con evidenza sulla costanza data dal valore empirico pari a 0,3 HV/MPa. In questo caso la pendenza della curva equivale a $1/0,3 = 3,33 \text{ MPa/HV}$.

3.3 Analisi dei risultati microstrutturali

In questo paragrafo vengono riportate le principali evidenze microstrutturali ottenute mediante le analisi metallografiche. Lo scopo di questo paragrafo è quello di caratterizzare la microstruttura del materiale e validare i risultati meccanici ottenuti, dando motivazione di questi ultimi. L'analisi si pone l'obiettivo di spiegare e di caratterizzare il comportamento microstrutturale di entrambe le composizioni chimiche al variare della temperatura di omogeneizzazione, rispetto ai provini As Cast, per poi mettere in luce le differenze tra le due serie di provini. Alla fine di questo paragrafo sarà dunque ben nota la soluzione ottimizzata, descritta in modo approfondito da un confronto tra i vari provini. Nel condurre questa analisi sono evidenti due principali caratteristiche oggetto di studio: le fasi intermetalliche formatesi, che costituiscono anche la segregazione centrale; i grani cristallini ed il loro cambiamento di forma e dimensione al variare della temperatura, composizione chimica e posizione lungo la sezione. In questo paragrafo verrà dapprima trattato lo studio dei provini con composizione chimica standard, con codice seriale 580480, per poi descrivere i provini con composizione chimica arricchita (580271) ed infine si effettuerà il confronto tra tali risultati. Tali provini sono stati analizzati nel verso longitudinale al senso di colata e di laminazione a caldo in seguito al processo di Twin-Roll Casting.

3.3.1 Analisi microstruttura al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580480

L'analisi microstrutturale di tale composizione chimica ha ben messo in evidenza la presenza di una linea di segregazione centrale. Dalla carta sinottica riportata in *Figura 3.18* è possibile mostrare l'evoluzione della sezione della bobina al variare della temperatura di omogeneizzazione. Dalle considerazioni che si possono effettuare in merito a questa immagine, si può evincere come l'aumento della temperatura di omogeneizzazione ha la tendenza a diminuire lo spessore della segregazione, riducendone i suoi effetti. Si registra una variazione più significativa a partire dalla temperatura di 540 °C (*Figura 3.18 (d)*). Infatti, dopo questa temperatura si nota una quasi totale scomparsa a 590 °C di fenomeni di segregazione centrale. Tali sezioni sono state selezionate in seguito all'analisi di tutto il provino, in cui è stata mostrata la parte più critica, in quanto più impattante, in modo da garantire un corretto confronto tra tutti i campioni.

Dall'analisi metallografica risulta inoltre evidente la presenza di un forte gradiente nella taglia dei precipitati tra il bordo del campione, che durante il processo di Twin-Roll Casting ha solidificato in seguito al diretto contatto con i rulli, rispetto al centro (*Figura 3.19*). È inoltre apprezzabile la presenza di una micro-segregazione interdendritica, soprattutto se la si osserva nella regione centrale, la cui immagine è riportata in *Figura 3.19 (a)*. In tale immagine viene riportata la microstruttura del provino As Cast, in cui questa differenza risulta essere accentuata, in quanto non ha effettuato alcun processo di omogeneizzazione microstrutturale. Questa variazione microstrutturale ha l'effetto di alterare il comportamento rispetto alla temperatura di omogeneizzazione delle varie parti del campione.

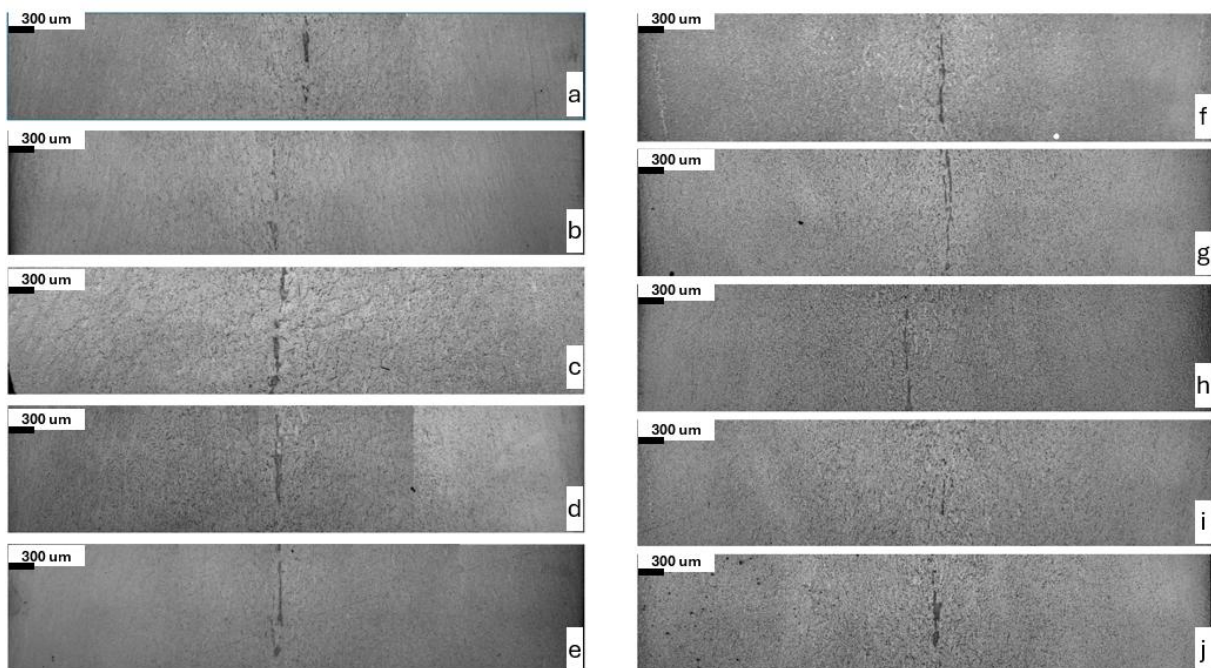


Figura 3.18 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica standard, con codice seriale 580480, ingrandimento 50x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540 °C (d), 550 °C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600 °C (j).

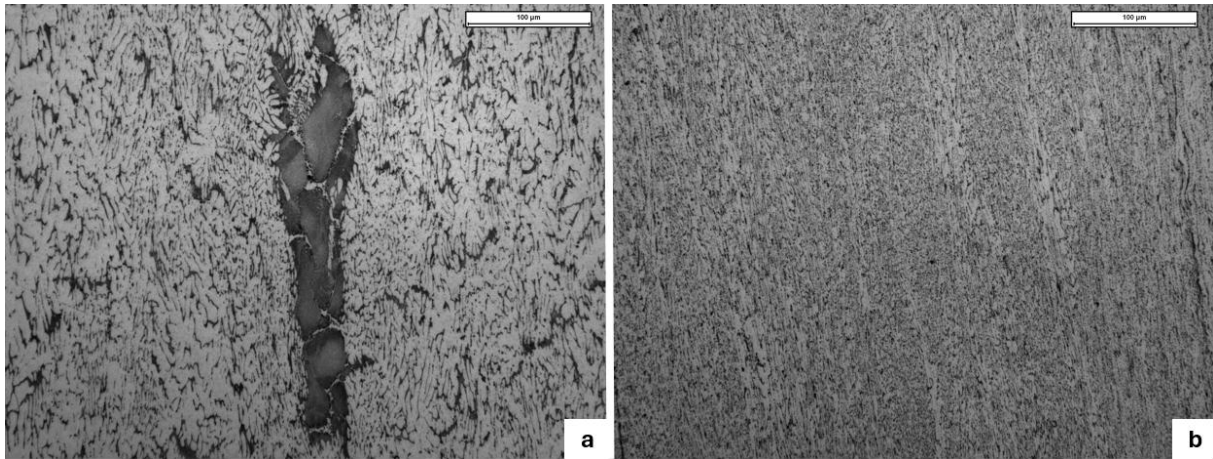


Figura 3.19 - Immagine rappresentante la differente distribuzione, forma e dimensione dei precipitati e della micro-segregazione nel campione As Cast, con composizione standard, codice seriale 580480. Ingrandimento 200x. Centro (a), Superficie (b).

È possibile osservare in *Figura 3.19* una grande variazione della taglia delle dendriti, che risultano più grosse nella zona centrale, la quale ha solidificato più lentamente, rispetto al bordo. Questo implica che vi è inoltre una differenza nel valore che lo SDAS assume, mettendo proprio in relazione la variazione microstrutturale rispetto alla velocità di solidificazione. Da questa immagine è possibile inoltre osservare una direzionalità preferenziale della distribuzione dei precipitati. Nella zona centrale, come nel bordo (*Figura 3.19 (b)*), i precipitati hanno la tendenza ad orientarsi lungo la direzione longitudinale, corrispondente al senso di colata e laminazione. In particolare, si evince una differenza: nella zona centrale i precipitati presentano un angolo di inclinazione nullo rispetto alla direzione longitudinale, mentre la zona di bordo, assume una direzione spostata di un certo angolo rispetto alla direzione longitudinale stessa. Questo scostamento è stato valutato e corrisponde a circa 17° . Tale valore è in accordo con la letteratura scientifica, che ha registrato un valore intorno ai 20° (Jin, et al., 2023). Questo fenomeno è stato spiegato in letteratura e ricollegato alla pressione esercitata dai rulli. In generale, altri articoli in letteratura permettono di confermare l'allineamento dei precipitati nella direzione di colata (Bajenaru, et al., 2008) (Stanica, et al., 2008).

Segue ora un'analisi di dettaglio della segregazione dei vari provini, mediante un ingrandimento 500x, con l'obiettivo di dar spiegazione alla variazione di tale parte centrale rispetto alla temperatura di omogeneizzazione. Per semplicità di indagine si suddividono i provini in due sottocategorie: verranno inizialmente analizzati i provini As Cast, 500 °C, 520 °C e 540 °C, per poi analizzare i successivi a 550 °C, 560 °C, 570 °C, 580 °C, 590 °C e 600 °C. In questo modo possono essere ben descritte le variazioni all'aumentare della temperatura di trattamento termico.

In *Figura 3.20* è possibile apprezzare le differenze per i primi quattro provini citati. Si osserva dall'immagine in *Figura 3.20 (a)*, in cui si mostra il provino As Cast, la predominante struttura dendritica in cui si visualizza la divisione tra bracci dendritici primari e secondari. Inoltre, ben si sottolinea ciò che viene definito dal fenomeno di micro-segregazione. Infatti, si può evincere la presenza di precipitati e liquido inter-dendritico solidificato proprio tra i bracci delle dendriti primarie, ricche in alluminio. Questa netta divisione composizionale fa riferimento proprio al processo di colata, la cui velocità di solidificazione fa sì che il primo liquido formato sia povero di soluti, i quali rimangono in modo preferenziale nella fase liquida che deve ancora solidificare. Nell'immagine sono presenti anche le microstrutture dei trattamenti termici a 500 °C (*Figura 3.20 (b)*), 520 °C (*Figura 3.20 (c)*) e 540 °C (*Figura 3.20 (d)*). Quel che si nota è che all'incrementare della temperatura di omogeneizzazione, la zona centrale in cui è presente la segregazione cambia la forma dei precipitati e la loro grandezza, mediante fenomeni di coalescenza delle fasi. Si osserva, infatti, che a partire da 520 °C alcune fasi intermetalliche accrescono in dimensione, e si riducono in concentrazione le fasi fini, con un conseguente fenomeno di accrescimento e accorpamento delle fasi intermetalliche. Un'evidenza sperimentale degna di nota è possibile osservarla ad una temperatura di omogeneizzazione di 540 °C. Si nota, infatti, la diminuzione di una struttura dendritica prevalente. Questo fa presupporre l'efficacia del trattamento termico nella riorganizzazione della struttura cristallina, diminuendo dunque l'effetto del processo di colata. È stato dunque possibile rimuovere almeno in parte la disomogeneità visibile nel prodotto As Cast.

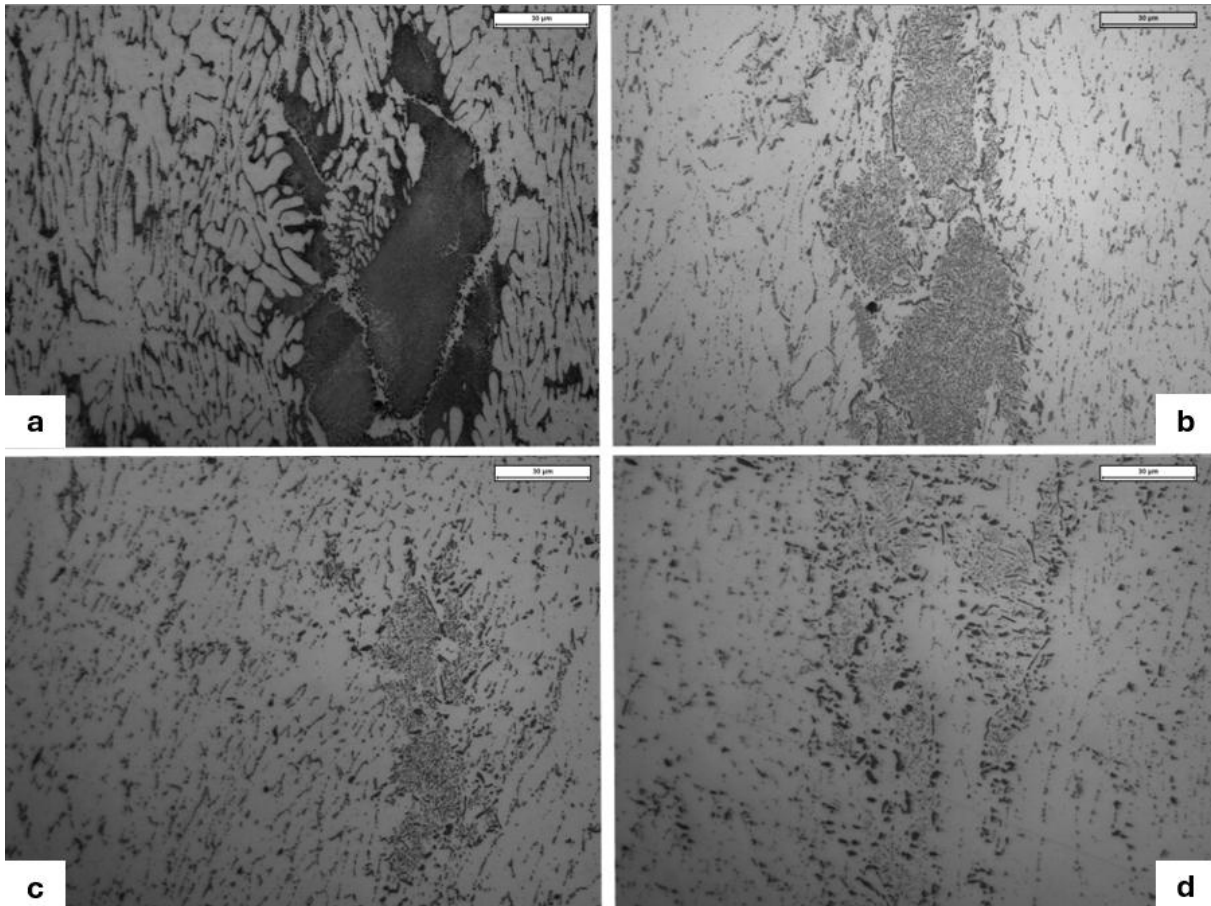


Figura 3.20 - Rappresentazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580480: As Cast (a), 500 °C (b), 520°C (c), 540°C (d).

Dall'analisi dell'immagine riportata in *Figura 3.21* si possono constatare le microstrutture della zona centrale dei provini con un ingrandimento 500x. In questo caso si analizzano le microstrutture dei campioni a 550 °C (*Figura 3.21 (a)*), 560 °C (*Figura 3.21 (b)*), 570 °C (*Figura 3.21 (c)*), 580 °C (*Figura 3.21 (d)*), 590 °C (*Figura 3.21 (e)*) e 600 °C (*Figura 3.21 (f)*). Da tale analisi si evince l'incremento della taglia dei precipitati ed un loro cambiamento di forma. Infatti, risulta evidente la presenza di fasi più aciculari e allungate, con un alto rapporto di forma. Questo meccanismo assume un effetto negativo sulle proprietà meccaniche in quanto, una forma più allungata, permette di concentrare gli sforzi nelle zone di estremità delle fasi in questione e offrire un punto preferenziale di innesco per le cricche. Tali fasi risultano essere presenti in tutte le micrografie, ma la loro concentrazione aumenta in modo significativo alle alte temperature di trattamento termico, come ben visibile a 570 °C, 580 °C e 600 °C.

Di interesse risulta il provino analizzato a 590 °C, infatti la microstruttura non mostra evidenti fasi allungate in una direzione preferenziale. Inoltre, l'immagine presente in *Figura 3.18*, la quale raffigurava le sezioni di tutti i provini, ha evidenziato una riduzione di fenomeni di macro-

segregazione centrali per tale temperatura. In base a queste evidenze sperimentali si è dedotta una possibile correlazione con i risultati meccanici anomali rispetto alla tendenza mostrata dalle altre temperature.

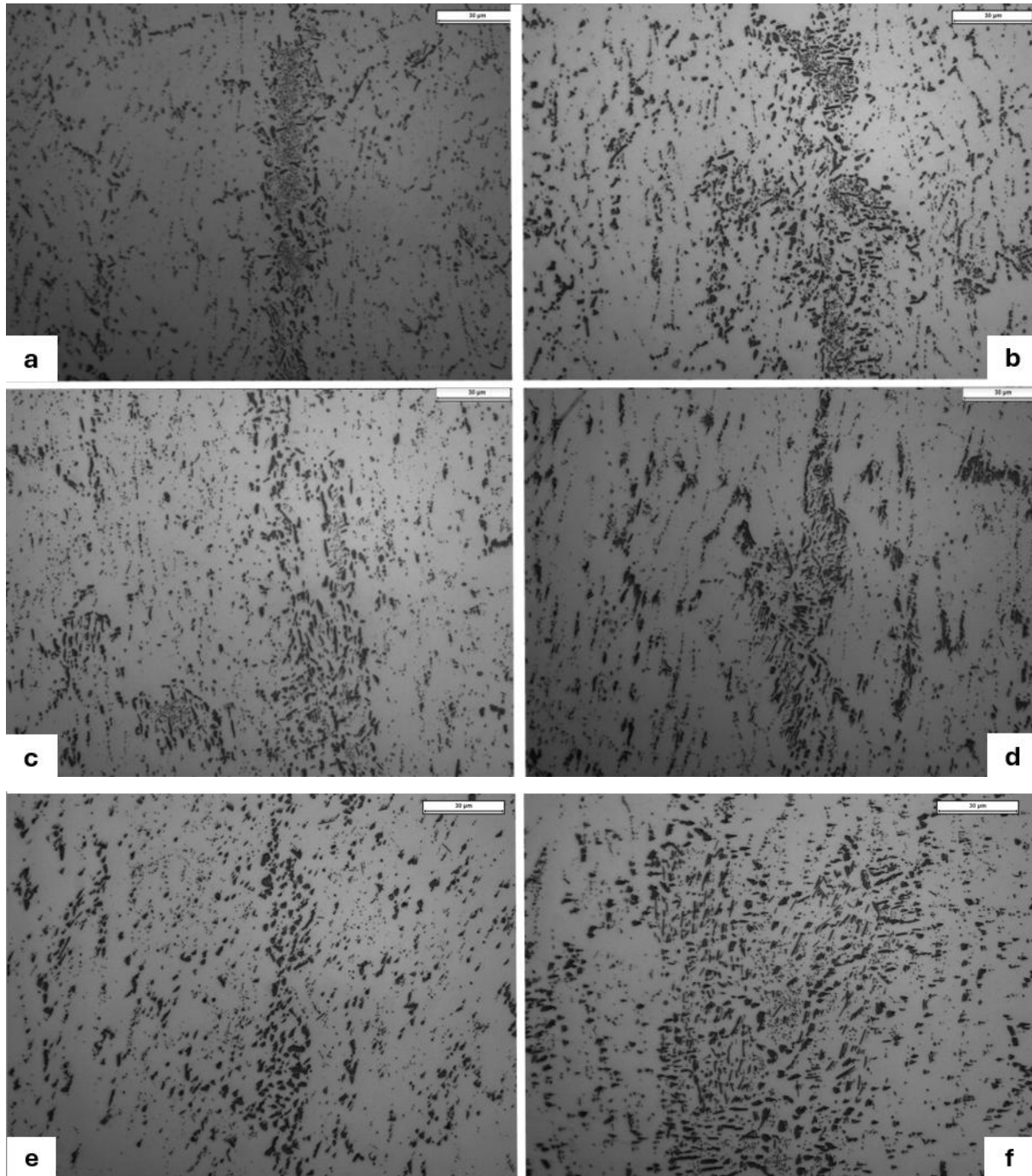


Figura 3.21 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580480: 550 °C (a), 560 °C (b), 570 °C (c), 580 °C (d), 590 °C (e), 600 °C (f).

In *Figura 3.22* sono mostrate le micrografie delle zone di bordo con un ingrandimento pari a 200x. In tale raffigurazione è possibile evidenziare, come fatto per la zona di segregazione, la variazione della taglia e forma dei precipitati. È possibile mostrare come nel caso del provino As Cast (*Figura 3.22 (a)*), la taglia dei precipitati sia fine e vi sia una fitta distribuzione di questi ultimi. Nell'omogeneizzare a più alte temperature, si può evidenziare una crescita della taglia dei precipitati, come mostrato nell'immagine (*Figura 3.22 (b)*) in cui è presente il provino con temperatura pari a 560 °C, ed una loro coalescenza, come mostrato anche nell'immagine (*Figura 3.22 (c)*), in cui è raffigurato il provino a 600 °C. Dunque, è possibile sottolineare come la variazione di taglia, distribuzione e forma dei precipitati avvenga sia nella parte centrale del provino, che nella zona di bordo.

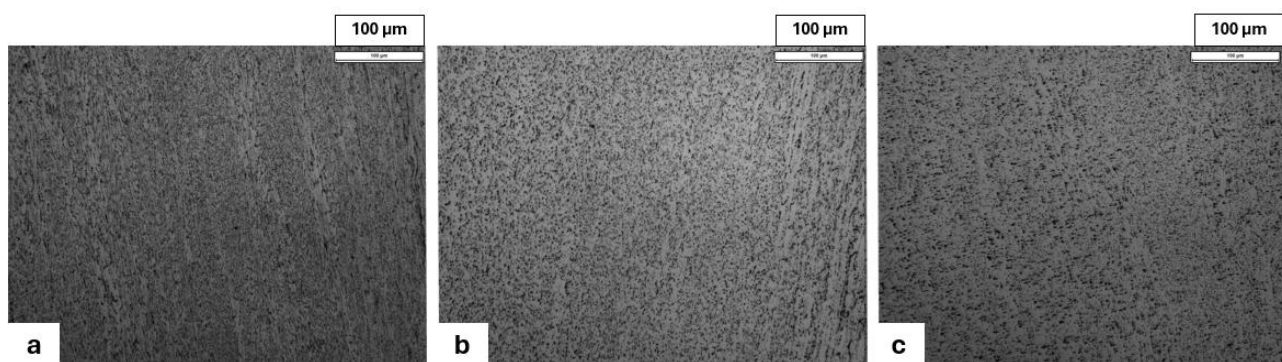


Figura 3.22 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 200x la zona di bordo dei provini con codice seriale 580480: As Cast (a), 560 °C (b), 600 °C (c).

Con l'obiettivo di approfondire l'analisi di tali precipitati intermetallici, è stata proposta un'analisi mediante utilizzo di SEM con sonda EDS. Tale analisi ha permesso di aumentare il grado di dettaglio delle illustrazioni precedenti. In *Figura 3.23* è possibile visualizzare la zona di segregazione centrale relativa al campione As Cast. In particolare, nell'immagine (*Figura 3.23 (a)*) è disponibile un ingrandimento 15000x effettuato mediante utilizzo di elettroni secondari. Tale meccanismo di analisi permette di mettere in risalto i precipitati, che risultano in evidenza in quanto non attaccati dall'agente basico NaOH, il quale ha corrosivo selettivamente la matrice di alluminio. Gli elettroni secondari sono infatti utilizzati per mettere in risalto la morfologia superficiale del campione. Da tale immagine è possibile osservare una struttura lamellare dei precipitati formati. Queste strutture, in accordo con il diagramma di stato *Figura 1.10*, si originano in seguito alla trasformazione eutettica, la quale prevede la formazione di α -Al in alternanza a fasi intermetalliche di Al_xFe . Tale composto intermetallico all'equilibrio corrisponde a Al_3Fe . Questa evidenza sperimentale è in accordo con la letteratura (Pan, et al., 2016). Nell'immagine in *Figura 3.23 (a)* si apprezza l'alternanza di lamelle di precipitati (grigio chiaro)

alternati ad una matrice di alluminio (grigio scuro). Sono inoltre visibili dei precipitati di forma più tondeggiante rispetto ai precedenti citati. Nell'illustrazione presente in *Figura 3.23 (b)*, è possibile osservare un'immagine ottenuta mediante elettroni retro-diffusi della medesima zona di segregazione. Tale immagine permette di sottolineare la differenza composizionale che vi è tra la matrice di alluminio (grigio scura) e i precipitati (grigio chiari). Questo contrasto visivo è dato in questo caso dalla differenza composizionale tra le due fasi e dunque dal differente peso atomico degli elementi osservati. Da questa immagine si può ben apprezzare il fenomeno di solidificazione dendritica del provino As Cast. Essa, inoltre, mette ben in evidenza entrambi i fenomeni di segregazione descritti. È infatti presente una micro-segregazione interdendritica ed una forte macro-segregazione centrale che ha portato alla formazione di precipitati intermetallici lamellari eutettici. Dalla comparazione con il marker pari ad $1\text{ }\mu\text{m}$ (*Figura 3.23 (a)*) è possibile constatare come la dimensione di tali precipitati sia nell'ordine di tale valore. Ciò è legato all'elevata velocità di solidificazione ottenuta durante il processo.

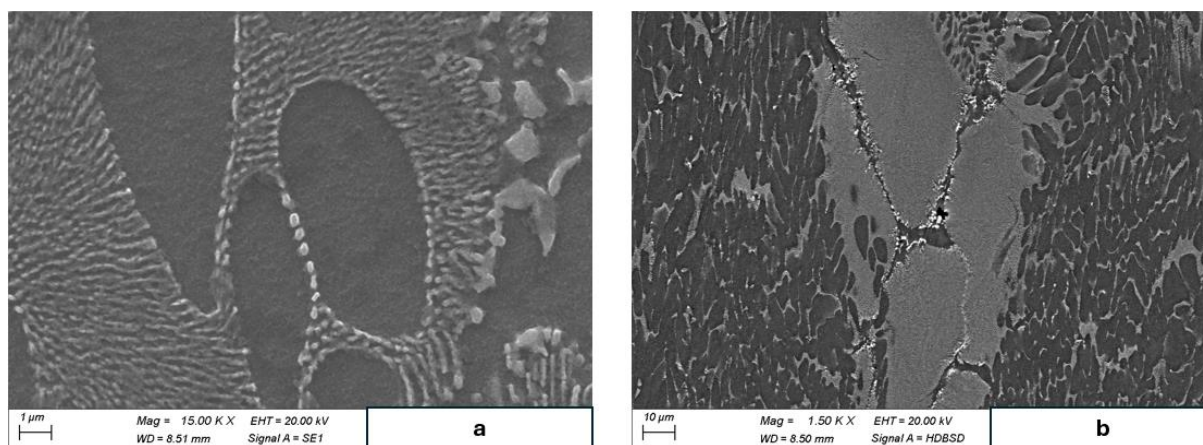


Figura 3.23 - Immagine rappresentante il provino As Cast 580480. immagine con elettroni secondari con 15000x di ingrandimento nella zona della segregazione (a). Immagine 1500x con elettroni retro-diffusi (b).

In *Figura 3.24* è possibile effettuare una comparazione dell'evoluzione della microstruttura della zona di segregazione centrale con un ingrandimento pari a 15000x al variare della temperatura di omogeneizzazione (540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 590 °C (d)). Questo permette di visualizzare la forma dei precipitati, alcuni dei quali assumono forme needle-like: ovvero aghiformi. In particolare, è possibile distinguere due principali precipitati, alcuni con un alto rapporto di forma ed altri con struttura più tondeggiante. Ciò che è possibile constatare da tali raffigurazioni è un progressivo aumento della taglia dei precipitati, che rimangono comunque nell'ordine dei micrometri. Nelle immagini in *Figura 3.24 (a-b-c-d)* si possono osservare alcune dimensioni caratteristiche di tali precipitati. Si può spiegare in modo accurato il fenomeno della crescita e

coalescenza delle fasi intermetalliche se si osserva la distribuzione di particelle fini: al progredire della temperatura di omogeneizzazione le fasi rotonde e fini, i cosiddetti dispersoidi, hanno la tendenza ad agglomerarsi in più grosse fasi intermetalliche. Questa illustrazione permette inoltre di sottolineare quanto notato durante l'analisi delle micrografie ottenute con microscopio ottico metallografico, ovvero che alla temperatura pari a 590 °C è constatabile una diminuzione della presenza di fasi aghiformi. Nella *Figura 3.24* vengono inoltre rappresentate delle misure caratteristiche di alcune particelle presenti nella zona di segregazione. Si evince che la taglia delle particelle più grosse visibili non supera i 5 µm di lunghezza se si considera la direzione principale di estensione della fase intermetallica analizzata. Si evidenzia inoltre da tale confronto la presenza di particelle sub-micrometriche, riconducibili ai cosiddetti dispersoidi, i quali apportano i maggiori benefici nelle proprietà meccaniche del prodotto ottenuto. Dal confronto di tali valori si deduce che la principale variazione della taglia dei precipitati la si osserva quando si passa dal campione As Cast (*Figura 3.23 (a)*), in cui sono presenti estesi sviluppi di lamelle sub – micrometriche, ai campioni omogeneizzati. Questi ultimi subiscono variazioni più contenute, ciò che varia è la presenza e distribuzione dei dispersoidi.

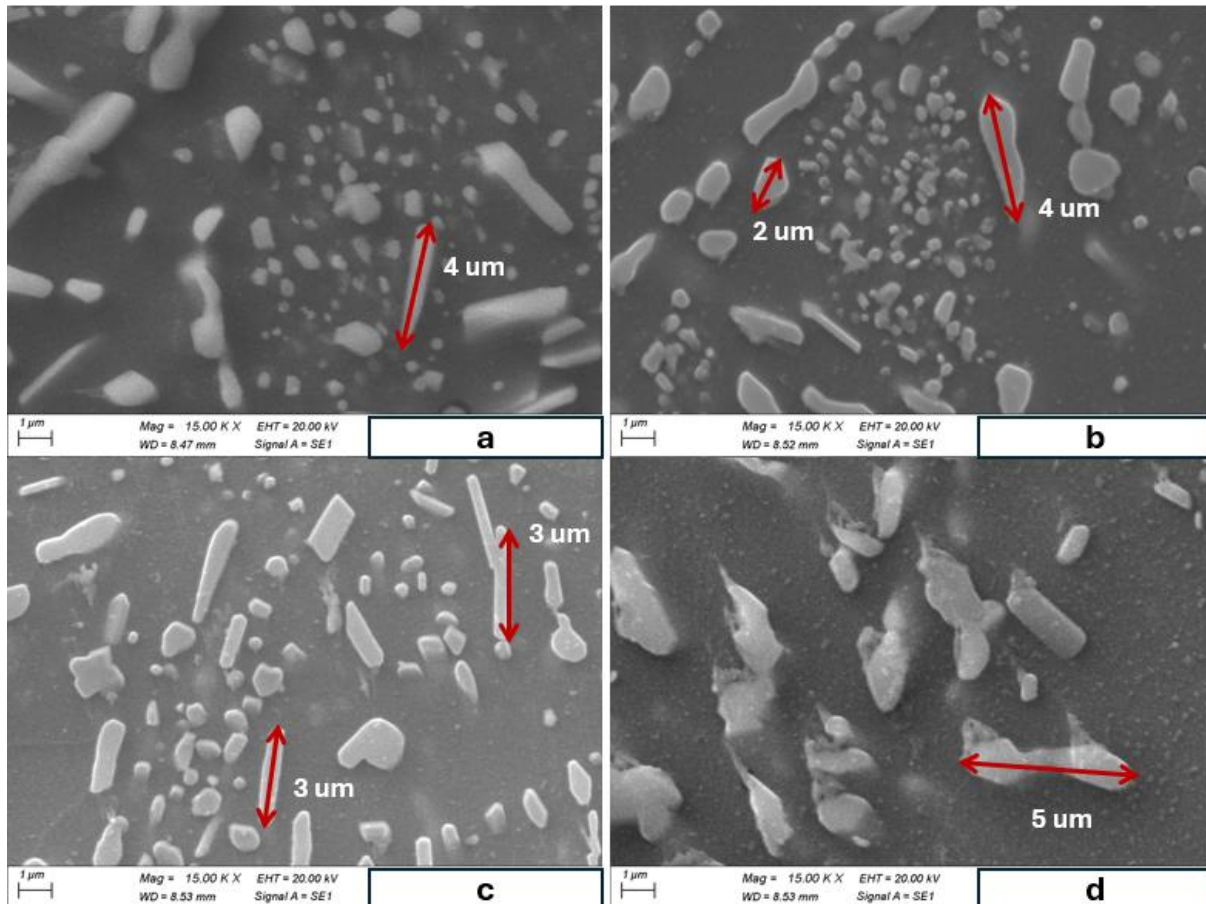


Figura 3.24 - Immagine rappresentante il provino 580480. immagine con elettroni secondari con 15000x di ingrandimento nella zona della segregazione: 540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 590 °C (d).

Con l'obiettivo di provare a fornire una stima sul valore medio generale relativo alla taglia dei precipitati, è stato utilizzato un software per l'analisi di immagine che ha permesso di fornire un valore statistico della dimensione media dei precipitati. Occorre precisare però che tale valore vuole essere semi-quantitativo in quanto la forma dei precipitati non permette di ottenere un vero e proprio diametro. Dunque, questo valore fittizio ha lo scopo di fornire dei dati su cui basare le indagini al fine di confermare ciò che è stato apprezzato visivamente.

L'analisi è stata condotta partendo da immagini SEM con elettroni retro diffusi con un ingrandimento pari a 5000x. Le immagini in questione sono state riportate nella carta sinottica in *Figura 3.25*. I risultati di tale indagine sono riportati nel grafico ad istogramma in *Figura 3.26*. Tale grafico permette di sottolineare tramite dati quantitativi la differenza di taglia delle particelle tra cuore, ovvero nella zona di segregazione, e bordo. L'analisi permette di confermare come le fasi siano più grandi nella zona centrale rispetto al cuore. Tale grafico permette inoltre di evidenziare come la taglia media dei precipitati si aggiri intorno a valori pari ad 1 µm nella zona centrale, mentre il valore si dimezza se si fa riferimento alla zona superficiale.

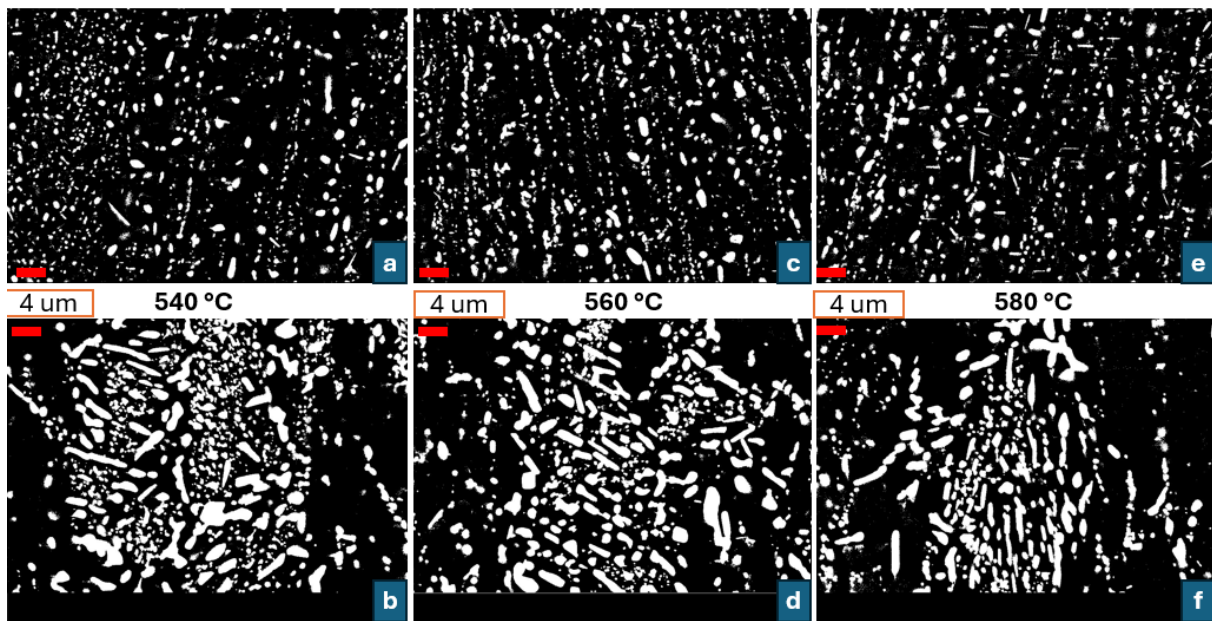


Figura 3.25 - Carta sinottica raffigurante il provino 580480 a diverse temperature: 540 °C, bordo (a), superficie (b); 560 °C, bordo (c), superficie (d); 580 °C, bordo (e), superficie (f).

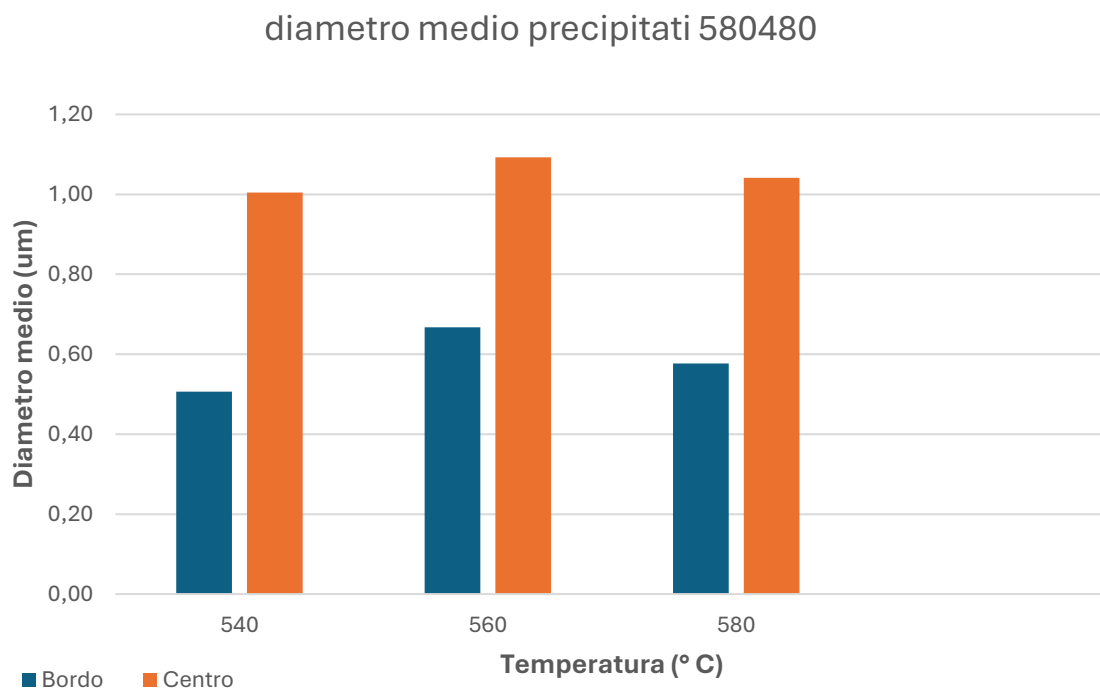


Figura 3.26 – Istogramma raffigurante le dimensioni relative al diametro medio dei precipitati in μm per il provino 580480 al variare della temperatura e posizione lungo la sezione.

Sul campione testato alla temperatura di omogeneizzazione pari a 540 °C è stata effettuata un'analisi EDS su un'area corrispondente alla segregazione centrale, come raffigurato in *Figura 3.27*. Tale analisi ha permesso di individuare in modo qualitativo la distribuzione dei principali alliganti all'interno del campione preso in analisi. Da tale immagine è possibile evincere come la zona di segregazione centrale risulti essere ricca in ferro, come confermato dalla letteratura (Pan, et al., 2016). È possibile inoltre constatare una differenza sostanziale nella distribuzione del ferro e del manganese all'interno di tale lega. Infatti, sebbene anche il manganese possa essere presente all'interno delle fasi intermetalliche, anche in sostituzione dello stesso ferro, la sua distribuzione è meno concentrata in singole zone del campione. Ciò è relazionato alla differente solubilità di tali elementi chimici all'interno della matrice di alluminio. Infatti, come sottolineato nello stato dell'arte, il ferro ha una solubilità massima pari allo 0,05% in peso, e tale valore è costante a partire dalla temperatura ambiente fino ai 655 °C, dunque esso si presenterà nella sua combinazione sottoforma di fase intermetallica con l'alluminio. Invece, il manganese può raggiungere una solubilità maggiore, fino all' 1,82 % in peso a 577 °C (Yakubu, et al., 2016) (Mamala & Sciezor, 2014). Ciò implica la possibilità di avere manganese in soluzione solida nell'alluminio, come si evince in *Figura 3.27*. per quanto riguarda il contenuto di silicio, è possibile vedere una distribuzione più omogenea, come nel caso del manganese, dove però è visibile qualche maggiore concentrazione in prossimità di alcune fasi intermetalliche.

Da un'analisi EDS puntuale è stato possibile identificare il contenuto di tali elementi all'interno delle fasi intermetalliche formatesi. In particolare, sono stati osservati i campioni a 540 °C e 580 °C. I punti selezionati, oggetto dell'analisi EDS, sono riportati in *Figura 3.28 (a)* per i campioni testati a 540 °C e *Figura 3.28 (b)* per quelli testati a 580 °C . I risultati di tale analisi sono stati riportati in *Tabella 3.6* per quanto riguarda il provino omogeneizzato ad una temperatura pari a 540 °C ed in *Tabella 3.7* per quello omogeneizzato a 580 °C. Dalla consultazione di tali valori è possibile confermare l'alta presenza di ferro nelle fasi intermetalliche con valori, come nel caso del punto 3, che possono raggiungere fino al 23,5 % in peso, i quali confermano la presenza di fasi intermetalliche in cui gli elementi principali sono alluminio e ferro, come da diagramma di stato.

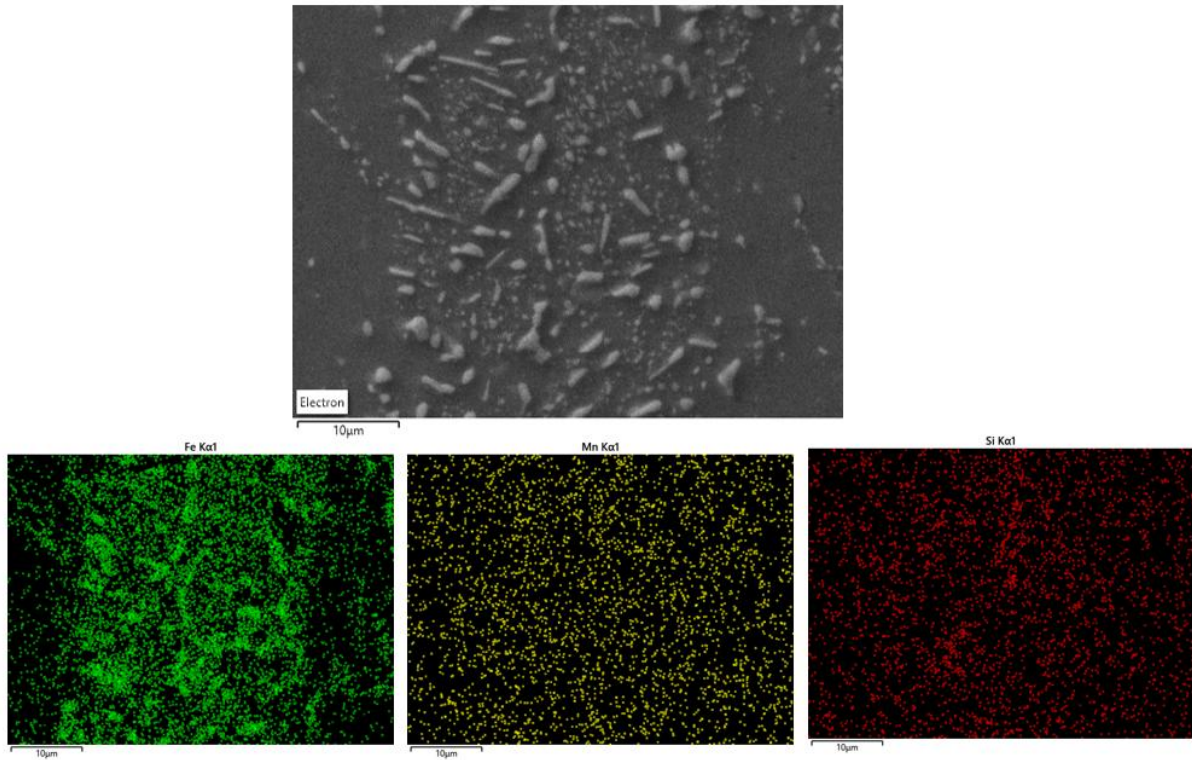


Figura 3.27 - Analisi EDS su un'area corrispondente alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C.

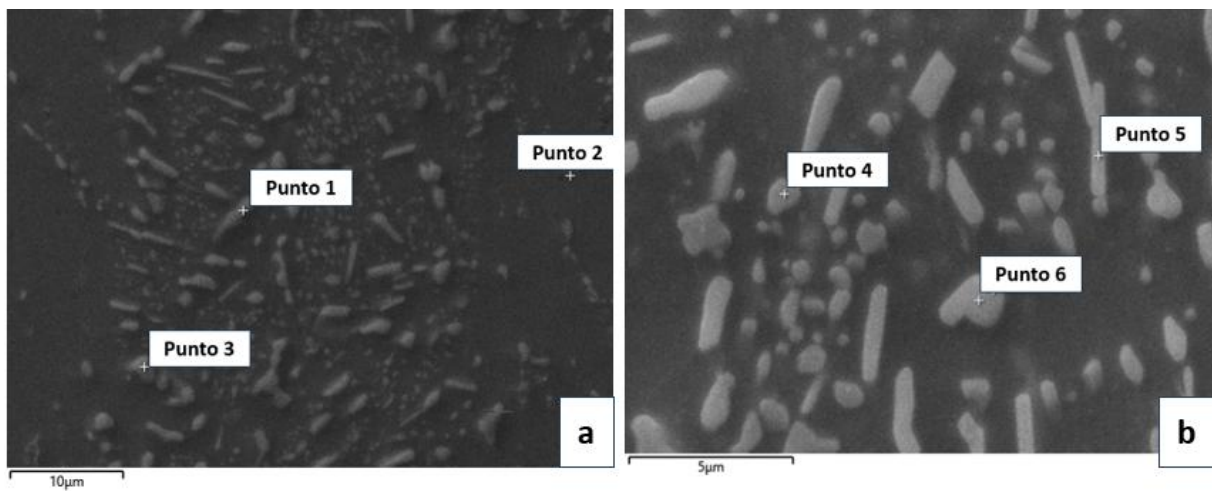


Figura 3.28 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C (a) e 580 °C (b).

Tabella 3.6 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C.

	Punto 1		Punto 2		Punto 3	
Elementi	% peso	σ	% peso	σ	% peso	σ
Al	84,6	0,2	100,0	0,0	75,0	0,2
Fe	14,6	0,2	/	/	23,5	0,2
Mn	0,8	0,1	/	/	1,1	0,1
Si	/	/	/	/	0,4	0,1

Tabella 3.7 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580480, omogeneizzato alla temperatura di 580 °C.

	Punto 4		Punto 5		Punto 6	
Elementi	% peso	σ	% peso	σ	% peso	σ
Al	86,2	0,2	85,9	0,2	80,2	0,2
Fe	8,2	0,2	12,8	0,2	18,9	0,2
Mn	2,6	0,1	0,7	0,1	0,9	0,1
Si	3,0	0,1	0,5	0,1	/	/

Dall'analisi della *Tabella 3.7*, in particolare il punto di analisi 4 e 5, è possibile constatare una differenza sostanziale nel contenuto di manganese, con un contenuto di manganese fino al 2,6 % in peso, rispetto allo 0,7 % in peso del punto 5. Questo dato risulta essere significativo nell'impatto che esso assume nella forma data alla particella intermetallica formata. Infatti, è possibile osservare una forma tondeggiante all'aumentare del contenuto di manganese e silicio, rispetto a forme più aghiformi, caratteristiche delle fasi intermetalliche formate da solo ferro e alluminio. Esse sono note nella forma stabile FeAl_3 se in equilibrio, o nella fase metastabile $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$. È inoltre possibile constatare come, a più basse temperature di omogeneizzazione, il livello di manganese nelle fasi intermetalliche sia ridotto, non superando il valore di 1,1 % in peso. Questo è relazionato alla possibilità per il manganese, grazie ad una maggiore temperatura di omogeneizzazione, di passare dalla matrice di alluminio verso il reticolo delle fasi intermetalliche,

in sostituzione del ferro. Inizialmente, infatti, il manganese ha la tendenza a restare in soluzione solida a causa dell'alta velocità di solidificazione presentata durante il processo di Twin-Roll Casting (TRC).

Tale descrizione microstrutturale, insieme ai risultati ottenuti dalle analisi EDS risultano essere in accordo con i risultati proposti in letteratura (Vončina, et al., 2020) (Jin, et al., 2023).

In seguito all'analisi dei precipitati intermetallici, è stata presentata un'analisi sui grani cristallini, in particolare sulla loro variazione lungo la sezione del provino, al variare della temperatura di omogeneizzazione. Questa analisi, combinata alla precedente, permette di comprendere il miglior efficientamento raggiungibile mediante trattamento termico, al fine di migliorare la microstruttura del campione oggetto di studio. In particolare, riportata in *Figura 3.29* vi è la carta sinottica che permette di visualizzare la sezione dei campioni testati. Tale immagine permette di apprezzare la variazione della taglia dei grani, i quali sono stati messi in risalto mediante attacco elettrochimico con HBF_4 . Partendo dal campione As Cast (*Figura 3.29 (a)*), si nota un forte gradiente microstrutturale al variare della sezione. Sono infatti ben visibili i grani fortemente orientati nel senso di laminazione, ed inoltre si può notare come la forma vari lungo la sezione. Infatti, nella parte centrale, pur essendo orientati, essi presentano forme più arrotondate rispetto al bordo, dove sono visibili alti rapporti di forma. Dall'immagine (*Figura 3.29 (b)*), raffigurante il provino testato alla più bassa temperatura di omogeneizzazione, ovvero 500 °C, non è apprezzabile una evidente differenza rispetto alla microstruttura del campione As Cast. Le temperature in cui risulta essere evidente una migliore omogeneizzazione dei grani risultano essere presenti nell'intervallo che va dalla temperatura pari a 520 °C (*Figura 3.29 (c)*) fino a 550 °C (*Figura 3.29 (e)*). A partire dalla temperatura di 520 °C, è possibile evidenziare la presenza di fenomeni di crescita dei grani superficiali. Essi, infatti, risultano essere più reattivi dei grani interni, e manifestano le maggiori variazioni in termini di forma e dimensione. Aumentando la temperatura di omogeneizzazione si nota un deterioramento della microstruttura, a partire dal valore pari a 560 °C (*Figura 3.29 (f)*) fino alla temperatura di 600 °C (*Figura 3.29 (j)*). In queste raffigurazioni si può evidenziare una crescita eccessiva dei grani, la quale spiega la caduta drastica di proprietà meccaniche registrate mediante i test di trazioni su questa serie di provini. È noto, infatti, dalla legge di Hall – Petch (*equazione 1.2*) che l'incremento della taglia del grano comporta una conseguente diminuzione del carico di snervamento, ovvero della resistenza che il materiale oppone al moto delle dislocazioni all'interno del suo reticolo cristallino dovuto alla presenza dei bordi di grano. Si nota infatti dalla consultazione della *Tabella 3.2* che vi è una caduta del valore di carico di rottura e di snervamento proprio quando si passa dal provino testato a 550 °C rispetto a quello testato a 560 °C. Questo comportamento viene spiegato proprio dal

deterioramento delle caratteristiche microstrutturali del campione. Inoltre, dalla correlazione con l'immagine in *Figura 3.21*, dove era stato notato un aumento delle fasi intermetalliche aciculari all'interno della linea di segregazione centrale, si evince come questo fattore possa aver avuto un effetto sulle proprietà meccaniche del campione. Dalle immagini presentate in *Figura 3.29* è possibile sottolineare come anche per i grani vi sia un'orientazione preferenziale nel senso di laminazione, e come sia evidente la presenza di un'inclinazione dei grani laterali rispetto a quelli centrali. Questo è stato dunque notato sia per i precipitati che per i grani cristallini formatisi. Si può concludere affermando che per ragioni microstrutturali ed in accordo con i dati sperimentali dei test meccanici, la temperatura di trattamento non può eccedere i 560 °C, e che il range ottimale risulta presente intorno alla temperatura di 540 °C.

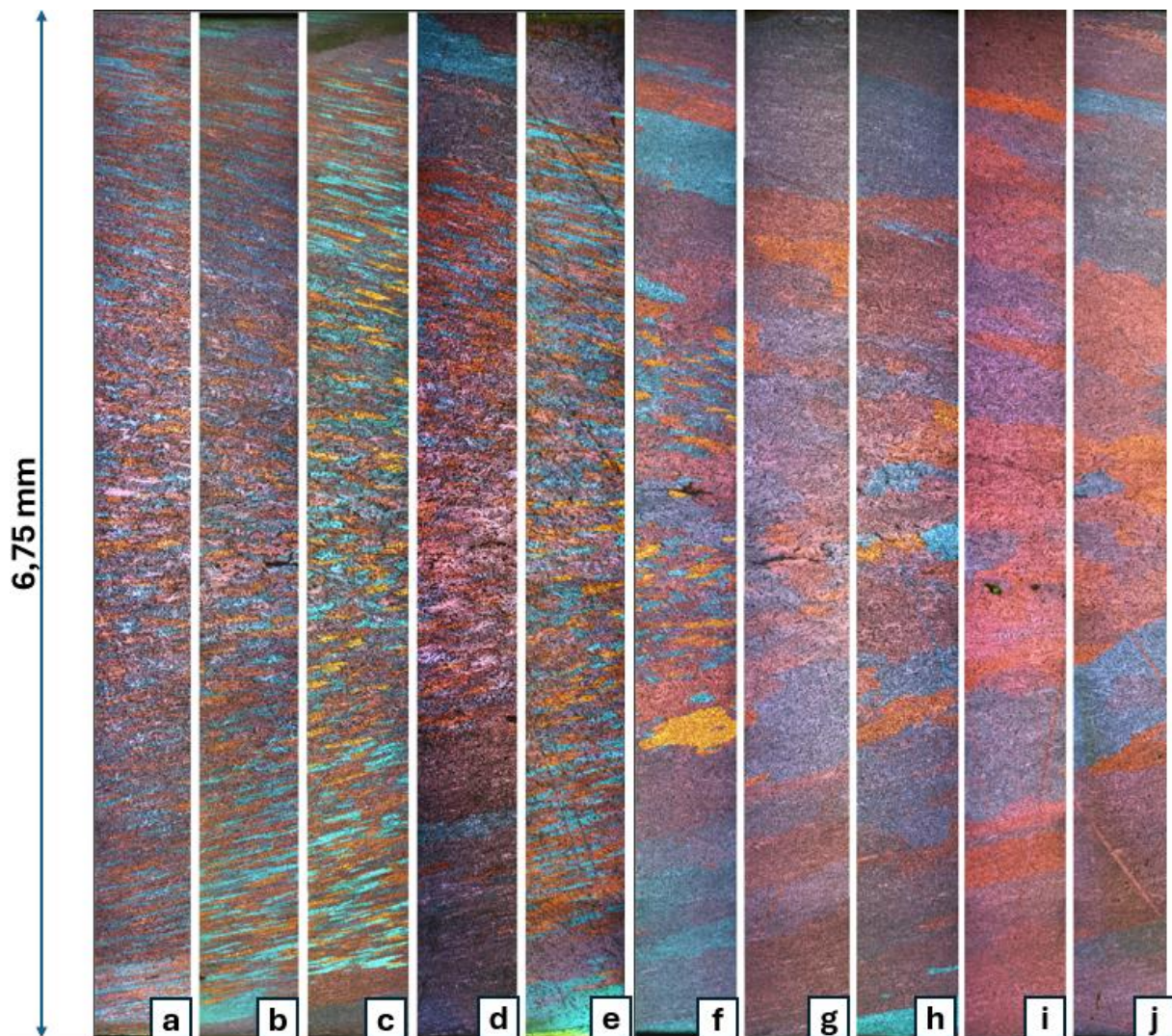


Figura 3.29 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica standard, con codice seriale 580480, ingrandimento 100x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540 °C (d), 550 °C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600 °C (j).

3.3.2 Analisi microstruttura al variare della temperatura di omogeneizzazione: 580271

Analogamente al paragrafo precedente, vengono messi in evidenza i risultati microstrutturali ottenuti in seguito alle analisi condotte sui provini con codice seriale 580271, i quali presentano un maggior contenuto di ferro e manganese. Dalla carta sinottica riportata in *Figura 3.30* si evince una marcata presenza di una segregazione centrale. In tale raffigurazione sono riportati i 10 provini testati, in particolare è mostrata la sezione di ogni provino nel punto di maggior criticità, ovvero nella parte del provino in cui la segregazione risulta essere più marcata. Risulta evidente come in questa serie di provini, contenendo un maggior numero di elementi alliganti, la segregazione centrale risulti maggiore rispetto a quanto visto per i provini della serie 580480 *Figura 3.18*. Un particolare che risulta ben apprezzabile in questa raffigurazione in *Figura 3.30* è la presenza marcata della macro-segregazione fino a temperature di 560 °C (*Figura 3.30 (f)*) compresa. Ciò implica che questa tipologia di lega selezionata necessita di più alte temperature ed energia affinché sia possibile ottenere omogeneità all'interno del prodotto. Si può apprezzare come ad una temperatura di 570 °C (*Figura 3.30 (g)*) e 580 °C (*Figura 3.30 (h)*) la linea di segregazione risulti avere un impatto inferiore rispetto allo spessore del provino, se la si confronta con le altre temperature in analisi. Nonostante ciò, la segregazione risulta impossibile da rimuovere del tutto mediante trattamento termico di omogeneizzazione.

In *Figura 3.31* è possibile osservare il campione As Cast con un ingrandimento 200x. Dalla raffigurazione (*Figura 3.31 (a)*) risulta ben evidente la presenza di un elevato dendritismo in cui sono presenti grossi bracci dendritici primari. Si osserva un forte gradiente strutturale se confrontato con la *Figura 3.31 (b)*, la quale raffigura il bordo del campione osservato. Tale gradiente è giustificato dalla diversa velocità di solidificazione che impatta sulla grandezza dei precipitati.

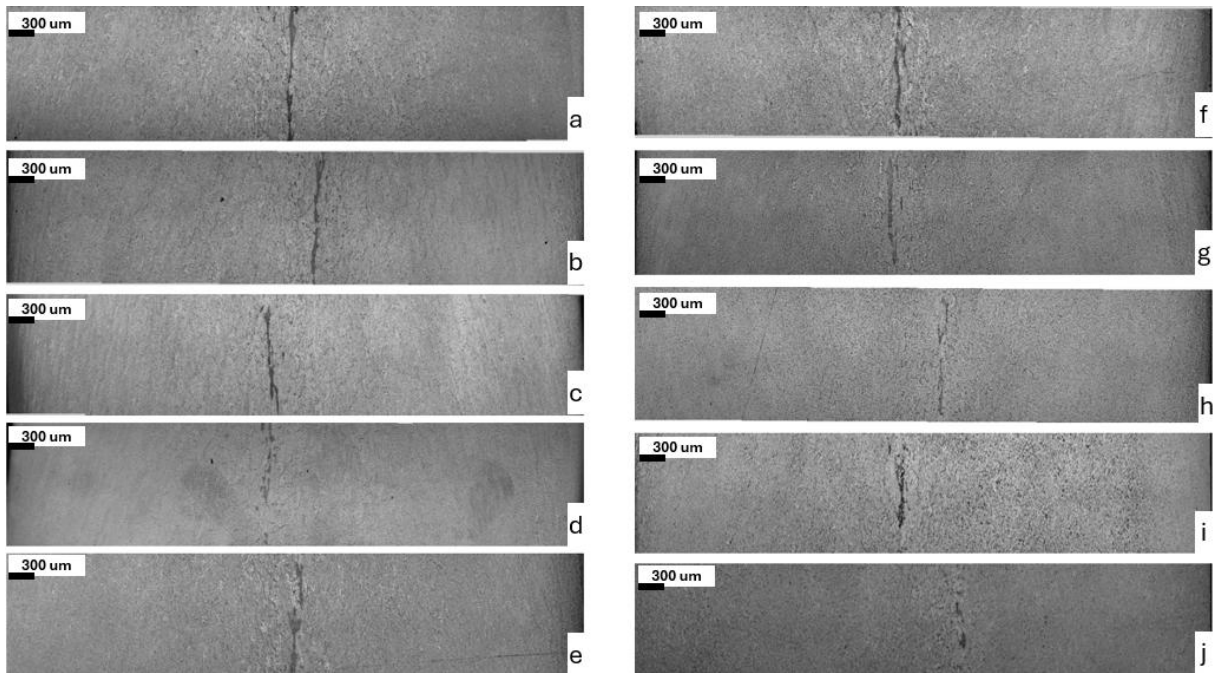


Figura 3.30 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica standard, con codice seriale 580271, ingrandimento 50x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540°C (d), 550°C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600°C (j).

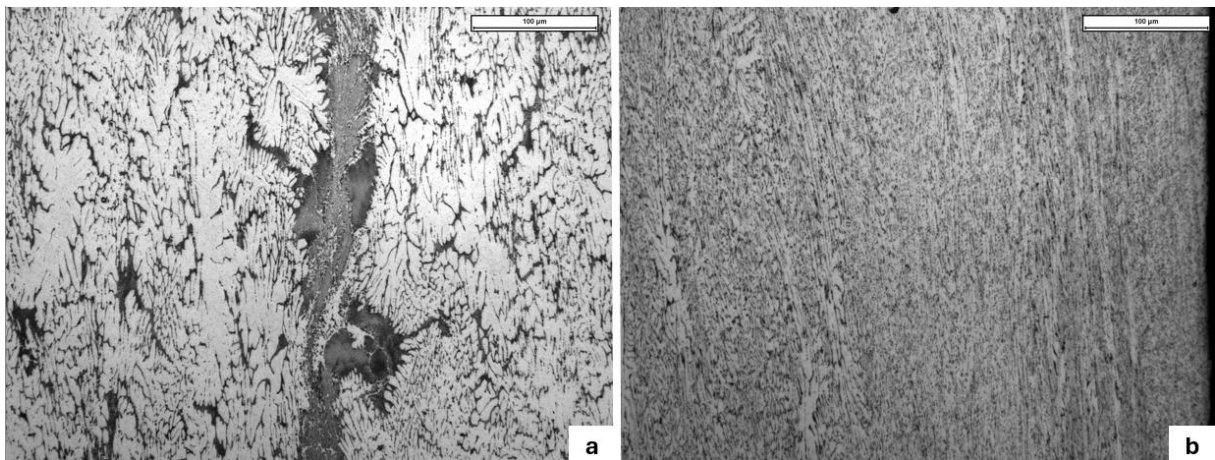


Figura 3.31 - Immagine rappresentante la differente distribuzione, forma e dimensione dei precipitati e della micro-segregazione nel campione As Cast, con composizione standard, codice seriale 580271. Ingrandimento 200x. Centro (a), Superficie (b).

Con il fine di approfondire l'evoluzione della segregazione centrale all'interno di tali campioni osservati, si riporta nella *Figura 3.32* la zona di segregazione con un ingrandimento 500x per i campioni: As Cast (*Figura 3.32 (a)*), 500 °C (*Figura 3.32 (b)*), 520 °C (*Figura 3.32 (c)*), 540 °C (*Figura 3.32 (d)*). Si evidenzia come vi sia una zona di precipitazione marcata di fasi dispersoidi e che ad una temperatura di 540 °C sia ancora visibile una evidente microstruttura dendritica.

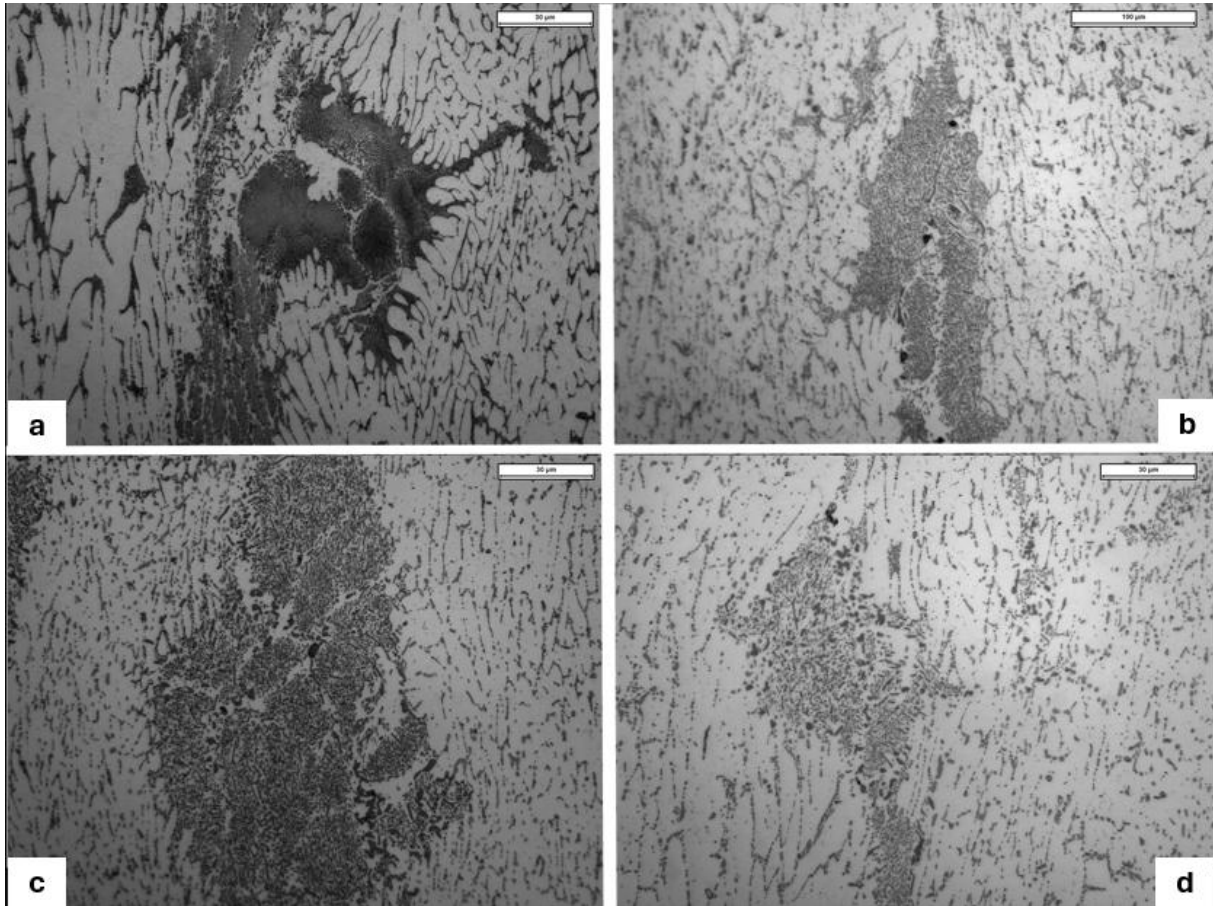


Figura 3.32 - Raffigurazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580271: As Cast (a), 500 °C (b), 520°C (c), 540°C (d).

Nell'immagine in *Figura 3.33* sono riportate le zone di segregazione dei provini: 550 °C (*Figura 3.33 (a)*), 560 °C (*Figura 3.33 (b)*), 570 °C (*Figura 3.33 (c)*), 580 °C (*Figura 3.33 (d)*), 590 °C (*Figura 3.33 (e)*), 600 °C (*Figura 3.33 (f)*). La riduzione della presenza di dendriti si manifesta ad una temperatura di 570 °C (c). Si evidenzia un'anomalia nel comportamento microstrutturale del campione testato ad una temperatura di 590 °C (*Figura 3.33 (e)*). A differenza delle altre temperature risulta evidente l'assenza delle fasi più fini in favore della formazione di fasi con spigoli vivi accentuati.

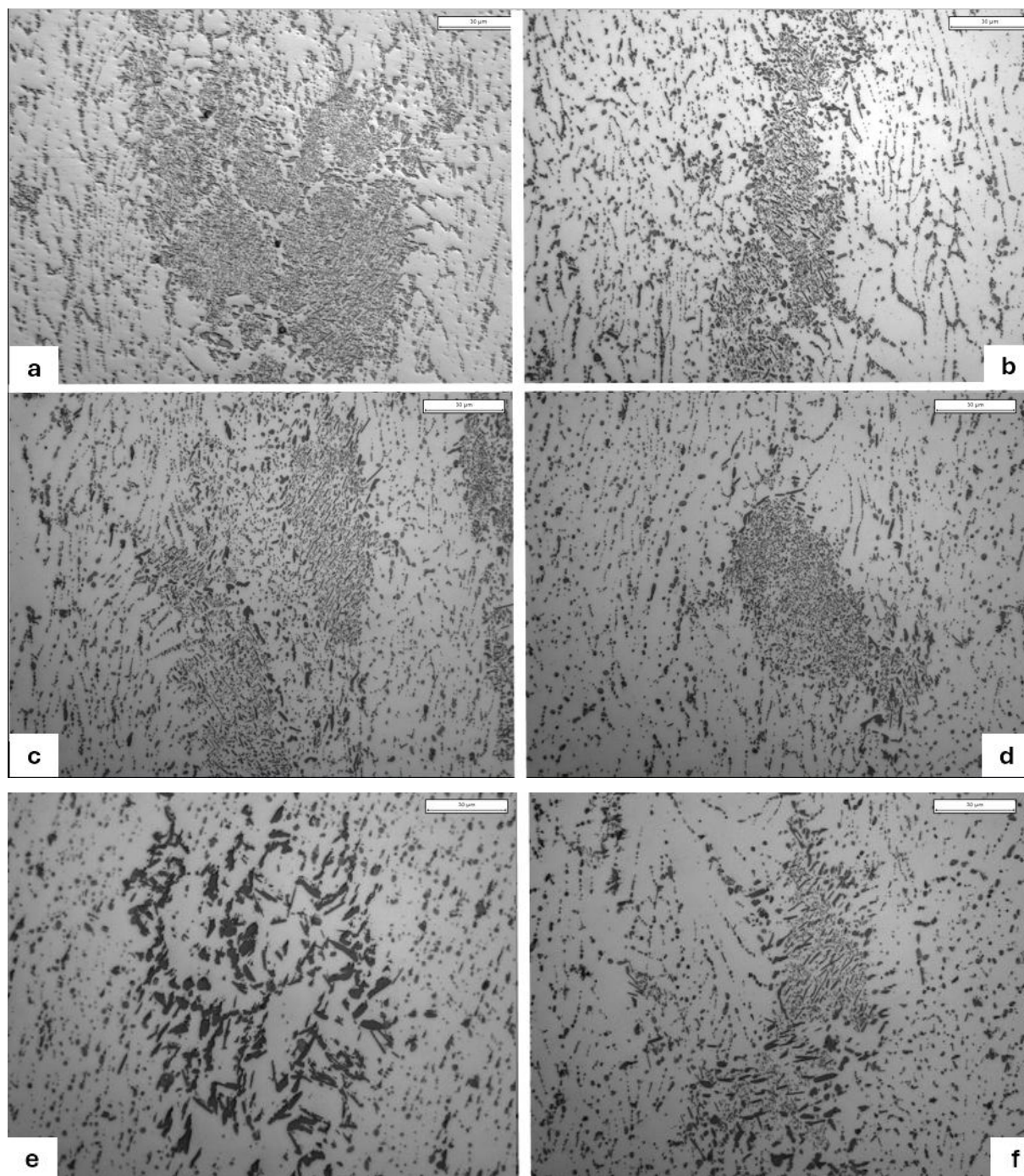


Figura 3.33 - Rappresentazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di segregazione centrale dei provini con codice seriale 580271: 550 °C (a), 560 °C (b), 570 °C (c), 580 °C (d), 590 °C (e), 600 °C (f).

Dall'analisi del bordo del campione su 3 provini, in particolare il provino As Cast (*Figura 3.34 (a)*), 560 °C (*Figura 3.34 (b)*) e 600 °C (*Figura 3.34 (c)*) ad un ingrandimento di 500x si può osservare la forte direzionalità superficiale dei precipitati nel provino As Cast (*Figura 3.34 (a)*), la quale tende a diminuire nel campione mostrato a 600 °C (*Figura 3.34 (c)*). Questo fattore è da ricollegare alla ridistribuzione dovuta al trattamento termico.

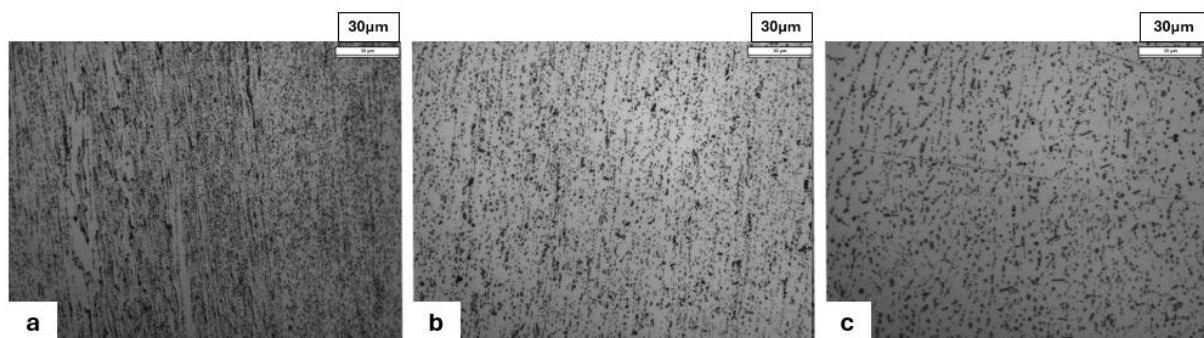


Figura 3.34 - Rappresentazione che mostra con un dettaglio pari a 500x la zona di bordo dei provini con codice seriale 580271: As Cast (a), 560 °C (b), 600 °C (c).

In *Figura 3.35* si riportano le immagini ottenute mediante analisi SEM sui campioni 540 °C (*Figura 3.35 (a)*), 560 °C (*Figura 3.35 (b)*), 580 °C (*Figura 3.35 (c)*), 590 °C (*Figura 3.35 (d)*). In tali rappresentazioni è possibile osservare la distribuzione, forma e dimensione dei precipitati nella zona di segregazione. Il campione testato a 580 °C (*Figura 3.35 (c)*) presenta delle particelle con una forte direzionalità ed un elevato rapporto di forma, con valori dimensionali, che raggiungono i 9 μm di estensione nella direzione di sviluppo principale della particella. È osservabile, inoltre, la presenza di dispersoidi, ovvero fasi fini sub-micrometriche nonostante le alte temperature di trattamento termico. In seguito a tali analisi la microstruttura a 580 °C (*Figura 3.35 (c)*) risulta presentare delle criticità, mentre appare migliore la struttura presentata dal campione a 560 °C (*Figura 3.35 (b)*). Questo fa ben comprendere le difficoltà nella scelta di una temperatura singola come ottimale per il processo di omogeneizzazione a cui tale lega andrà incontro.

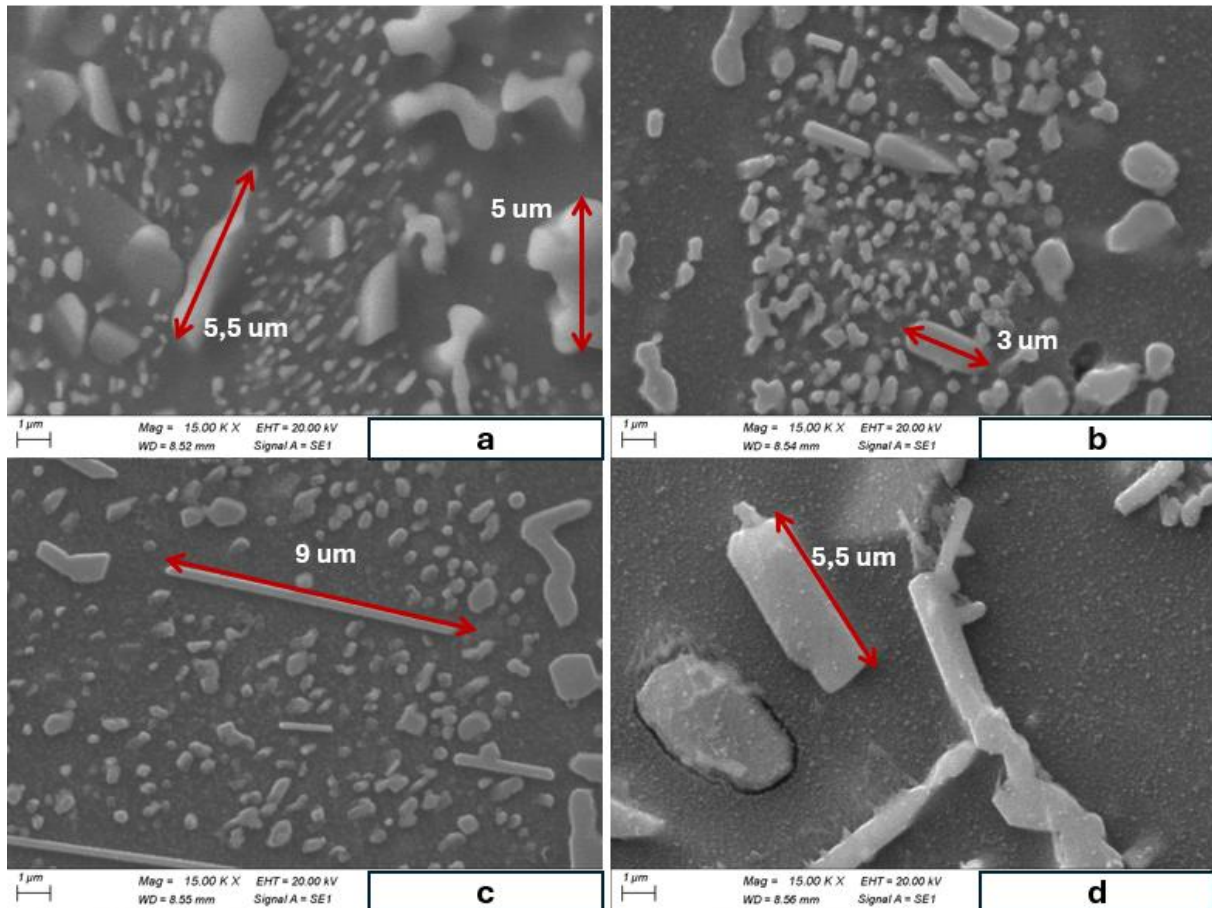


Figura 3.35 - Immagine rappresentante il provino 580271. Immagine con elettroni secondari con 15000x di ingrandimento nella zona della segregazione: 540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 590 °C (d).

Con l'obiettivo di fornire una statistica sulla grandezza delle particelle intermetalliche formatesi, si valuta la dimensione media del diametro delle fasi intermetalliche mostrate nella carta sinottica rappresentata in *Figura 3.36*. I risultati relativi a tale indagine statistica sono riportati nell'istogramma mostrato in *Figura 3.37*. Si evince come il risultato statistico conferma le differenze microstrutturali tra bordo e zona centrale, evidenziando un aumento della taglia delle fasi intermetalliche nella zona centrale. Il valor medio nella zona centrale non supera il valore pari ad 1 µm, raggiunto a 560 °C. Un dato interessante da evidenziare prevede il rapporto che vi è tra la zona superficiale e quella centrale. In particolare, esso corrisponde al 56 % ad una temperatura pari a 540 °C, 62 % a 560 °C e 78 % a 580 °C. Si evince dunque come la più alta variazione della taglia dei precipitati sia localizzata nella zona superficiale rispetto alla zona di segregazione centrale. Questo ragionamento è in linea con la maggiore reattività superficiale del campione al trattamento termico rispetto alla zona di cuore.

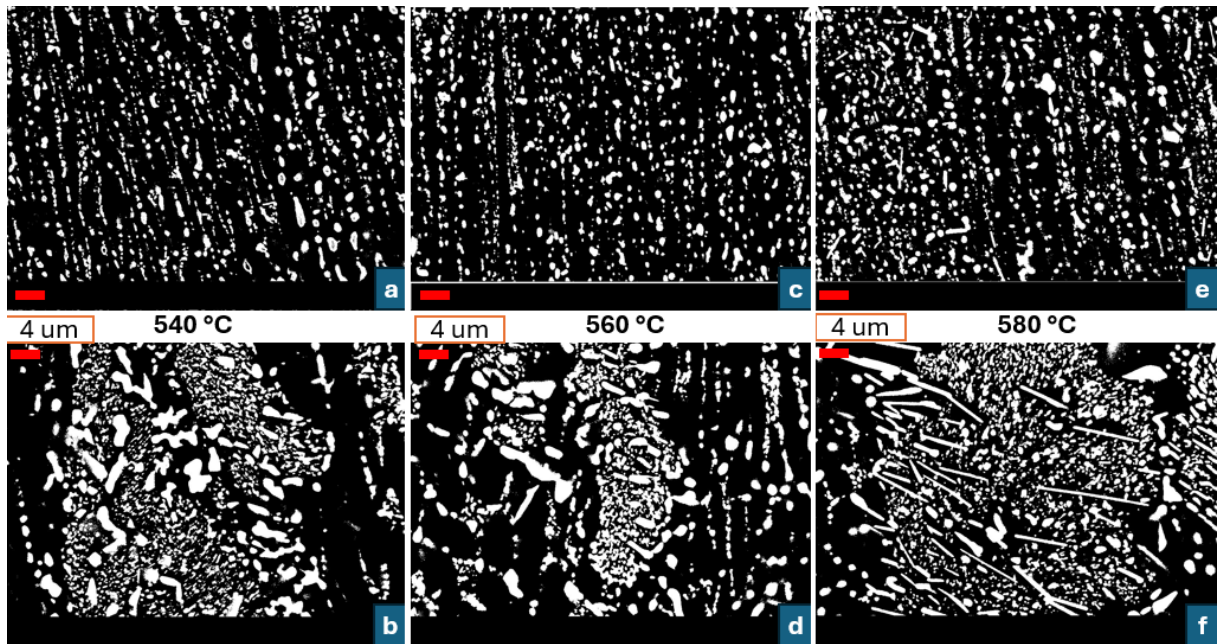


Figura 3.36 - Carta sinottica raffigurante il provino 580271 a diverse temperature: 540 °C, bordo (a), superficie (b); 560 °C, bordo (c), superficie (d); 580 °C, bordo (e), superficie (f).

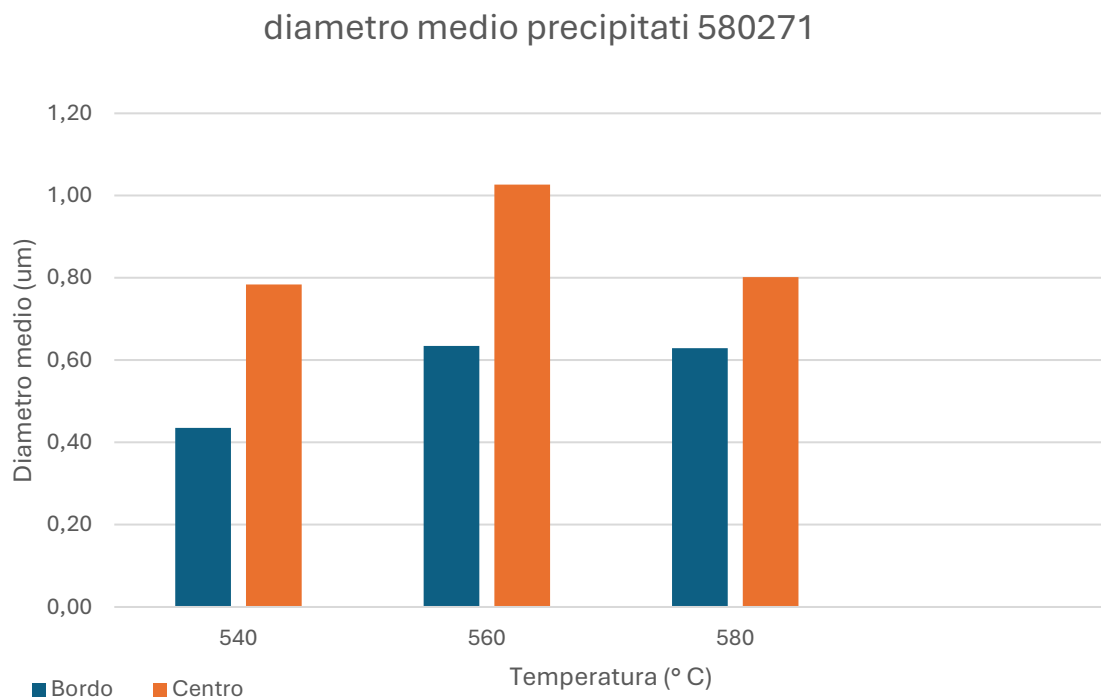


Figura 3.37 - Istogramma raffigurante le dimensioni relative al diametro medio dei precipitati in μm per il provino 580271 al variare della temperatura e posizione lungo la sezione.

Sui campioni osservati è stata inoltre condotta un'analisi EDS, come fatto per i provini della serie precedente. Tale analisi ha permesso di evidenziare la composizione chimica delle fasi. I punti selezionati per effettuare la valutazione sono riportati in *Figura 3.38*. In questa figura si possono trovare le analisi EDS condotte sui provini omogeneizzati: 540 °C (*Figura 3.38 (a)*), 580 °C (*Figura 3.38 (b)*) e *Figura 3.38 (c)*) e 590 °C (*Figura 3.38 (d)*).

I risultati dell'analisi EDS sono riportati nelle tabelle: *Tabella 3.8*, in cui sono presenti i risultati relativi alle immagini in *Figura 3.38 (a-b)*; e la *Tabella 3.9*, in cui sono presenti i risultati relativi alle immagini in *Figura 3.38 (c-d)*. Dalla loro consultazione è possibile osservare un incremento del contenuto di manganese nelle fasi intermetalliche all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione, che conferma la tendenza verificata per la serie di provini precedenti. Questo fenomeno è posto in evidenza se si analizzano i punti di analisi 8,9 e 10 in *Tabella 3.9*. Essi corrispondono a zone del provino omogeneizzato a 590 °C e registrano valori di manganese che spaziano dal 2,9 – 6,9 % in peso. Questi valori non si registrano nelle analisi precedenti, dove il valore massimo raggiunge il 2,0 % in peso. È possibile evidenziare inoltre che l'aumento del contenuto di manganese corrisponde, come anche osservato nei provini della serie 580480, ad una forma più arrotondata delle particelle.

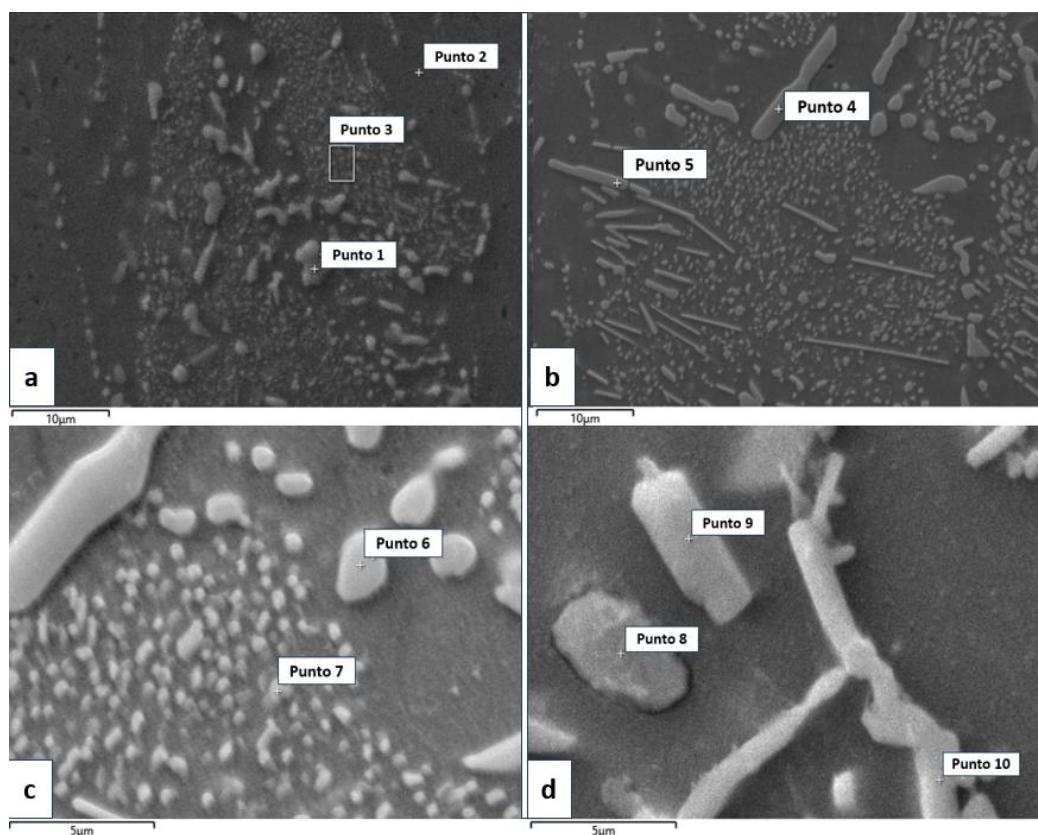


Figura 3.38 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580271, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C (a), 580 °C (b) e (c) e 590 °C (d).

Tabella 3.8 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580271, omogeneizzato alla temperatura di 540 °C (Figura 3.38 (a)) e 580 °C (Figura 3.38 (b)).

	Punto 1		Punto 2		Punto 3		Punto 4		Punto 5	
Elementi	%peso	σ	%peso	σ	%peso	σ	%peso	σ	%peso	σ
Al	88,0	0,3	100,0	0,0	90,6	0,2	94,5	0,2	94,5	0,2
Fe	10,4	0,2	/	/	6,0	0,2	4,9	0,2	4,8	0,2
Mn	1,2	0,1	/	/	2,0	0,1	0,6	0,1	0,6	0,1
Si	0,4	0,1	/	/	1,4	0,1	/	/	/	/

Tabella 3.9 - Analisi EDS puntuale in zone corrispondenti alla linea di segregazione centrale per il campione con codice seriale 580271, omogeneizzato alla temperatura di 580 °C (Figura 3.38 (c)) e 590 °C (Figura 3.38 (d)).

	Punto 6		Punto 7		Punto 8		Punto 9		Punto 10	
Elementi	%peso	σ	%peso	σ	%peso	σ	%peso	σ	%peso	σ
Al	80,5	0,3	92,4	0,2	76,6	0,2	70,0	0,2	72,3	0,3
Fe	17,5	0,3	4,5	0,2	15,9	0,2	26,4	0,2	24,7	0,3
Mn	1,5	0,1	2,0	0,1	6,9	0,2	2,9	0,1	3,0	0,1
Si	0,5	0,1	1,1	0,1	0,6	0,1	0,7	0,1	/	/

L'analisi del punto 8 risulta emblematica, in quanto in *Figura 3.38 (d)* si osserva come tale particella analizzata risulti maggiormente scavata nei suoi confini con la matrice di alluminio dall'attacco. È stato osservato come tali particelle contengano un contenuto maggior di manganese. Dalle analisi microscopiche è stato registrato un aumento di tali particelle all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione, che permette di fornire una ulteriore conferma riguardo un aumento di manganese nelle particelle intermetalliche all'aumentare della temperatura. Dall'analisi dei punti 4 e 5 in *Figura 3.38 (b)*, i cui dati sono riportati in *Tabella 3.8*, si osserva come le due particelle prese in analisi osservino una composizione chimica simile. In

base a questa evidenza sperimentale si deduce come queste due particelle siano tra loro confrontabili e appartenenti alla stessa specie chimica. Tale risultato conferma come particelle con forme allungate e aciculari contengano valori alti di ferro e una pressoché totale assenza di manganese e silicio. Tale considerazione è in accordo con i risultati dei punti 1-6-7 in *Tabella 3.8* e *Tabella 3.9*, dove vi è un contenuto di manganese maggiore rispetto ai valori dei punti 4 e 5.

Dall'analisi condotta mediante microscopio ottico con luce polarizzata è stato possibile mettere in evidenza la forma, dimensione dei grani cristallini al variare della temperatura di omogeneizzazione come riportato in *Figura 3.39*: As Cast (*Figura 3.39 (a)*), 500 °C (*Figura 3.39 (b)*), 520 °C (*Figura 3.39 (c)*), 540 °C (*Figura 3.39 (d)*), 550 °C (*Figura 3.39 (e)*), 560 °C (*Figura 3.39 (f)*), 570 °C (*Figura 3.39 (g)*), 580 °C (*Figura 3.39 (h)*), 590 °C (*Figura 3.39 (i)*), 600 °C (*Figura 3.39 (j)*). Da tale immagine è possibile evidenziare la presenza della direzionalità dei grani cristallini, tendenza che diminuisce solo alle temperature di 590 °C (*Figura 3.39 (i)*), 600 °C (*Figura 3.39 (j)*). Si può sottolineare come in questo caso la microstruttura non degradi all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione, evitando fenomeni di ingrossamento dei grani, con conseguente caduta delle proprietà meccaniche e di allungamento a rottura. Da questa immagine in *Figura 3.39* si può dunque relazionare l'efficacia del trattamento termico alle più alte temperature. Infatti, se ad un aumento di temperatura di omogeneizzazione corrisponde una riduzione della segregazione centrale, per questa serie di provini corrisponde inoltre ad una maggiore stabilità della dimensione dei grani. Dunque, si registra una crescita dell'allungamento a rottura all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione, come riportato in *Figura 3.8*, dove a temperature superiori ai 580 °C, si raggiungono valori di allungamento a rottura prossimi al 40 %. La caratteristica osservata per cui vi sia una minor tendenza alla crescita del grano rispetto alla serie di provini 580480, soprattutto nelle regioni superficiali del provino, fa sì che si possa raggiungere una corretta omogeneizzazione sull'intero spessore del campione, abbattendo il gradiente microstrutturale presente inizialmente.

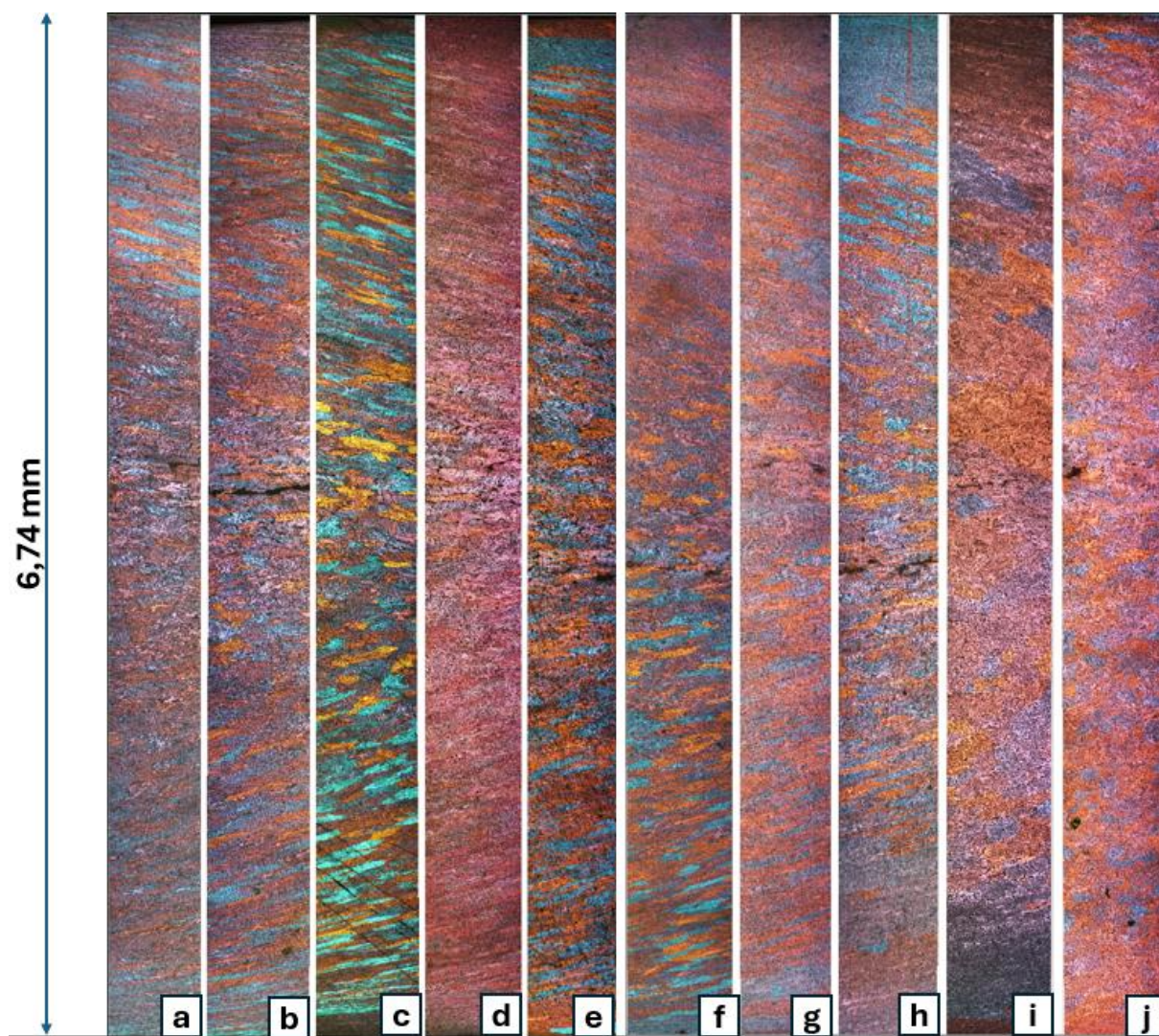


Figura 3.39 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei 10 provini testati per la composizione chimica nuova, con codice seriale 580271, ingrandimento 100x. As Cast (a), 500 °C (b), 520 °C (c), 540 °C (d), 550 °C (e), 560 °C (f), 570 °C (g), 580 °C (h), 590 °C (i), 600 °C (j).

3.3.3 Confronto microstrutturale tra serie 580480 e 580271

Con l'obiettivo di evidenziare le differenze e le similarità microstrutturali che vi sono tra le due diverse composizioni chimiche, si propone un'analisi di confronto tra i provini della serie 580480 e 580271. In questo modo risulta possibile comprendere gli effetti microstrutturali che un maggior contenuto di manganese e ferro apportano.

Un primo confronto degno di nota risulta essere quello dell'analisi dei provini As Cast. Tale analisi si basa sull'osservazione della linea di segregazione lungo l'interno provino osservato tramite microscopio metallografico. Tale confronto può essere osservato in *Figura 3.40*. Dalla sua consultazione si evince come la linea di segregazione risulti molto più evidente sul provino con un maggior contenuto di ferro e manganese. L'evidenza sperimentale mostrata in *Figura 3.40 (b)* permette di evincere una presenza costante lungo l'intera area del provino osservato, rispetto alla *Figura 3.40 (a)*, raffigurante il provino As Cast 580480, in cui la segregazione centrale presenta una più bassa intensità.

Questa osservazione empirica ha modo di dare una giustificazione ai risultati meccanici dei test a trazione riportati in *Figura 3.1* e *Figura 3.2*, i quali rappresentano i grafici sforzo deformazione dei provini As Cast. L'interpretazione che si vuol dare è che una più evidente linea di segregazione possa aver portato ad ottenere dei provini ad osso di cane con forti disomogeneità nel caso della composizione dei provini 580271, con un conseguente scostamento dal raggiungimento di una ripetibilità del risultato, come mostrato in *Figura 3.1*, i cui risultati sono stati raccolti in *Tabella 3.1*. Essi mostrano infatti una più alta deviazione standard sui risultati sperimentali di carico di rottura, carico di snervamento e allungamento a rottura, rispetto ai provini della serie 580480.

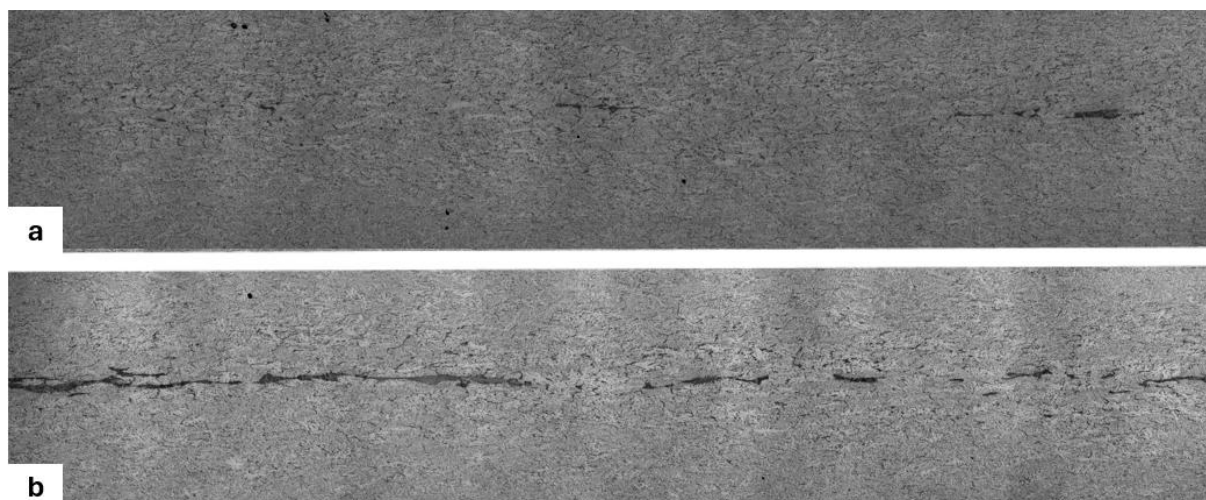


Figura 3.40 - Immagine raffigurante la linea di segregazione nei provini As Cast con ingrandimento 50x mediante microscopio ottico metallografico: 580480 (a), 580271 (b).

In merito a tali considerazioni, risulta evidente la richiesta di una maggiore temperatura di omogeneizzazione per la lega che presenta un maggior tenore di elementi leganti.

Dall'immagine riportata in *Figura 3.41* si può osservare la zona di bordo dei campioni As Cast, rispettivamente il provino con composizione standard (*Figura 3.41 (a)*), e con composizione nuova (*Figura 3.41 (b)*). Da tali raffigurazioni si evince una similarità nel comportamento microstrutturale della zona di bordo, dove però si apprezza un maggior sviluppo di più grosse dendriti primarie nel caso del provino As Cast 580271 (*Figura 3.41 (b)*).

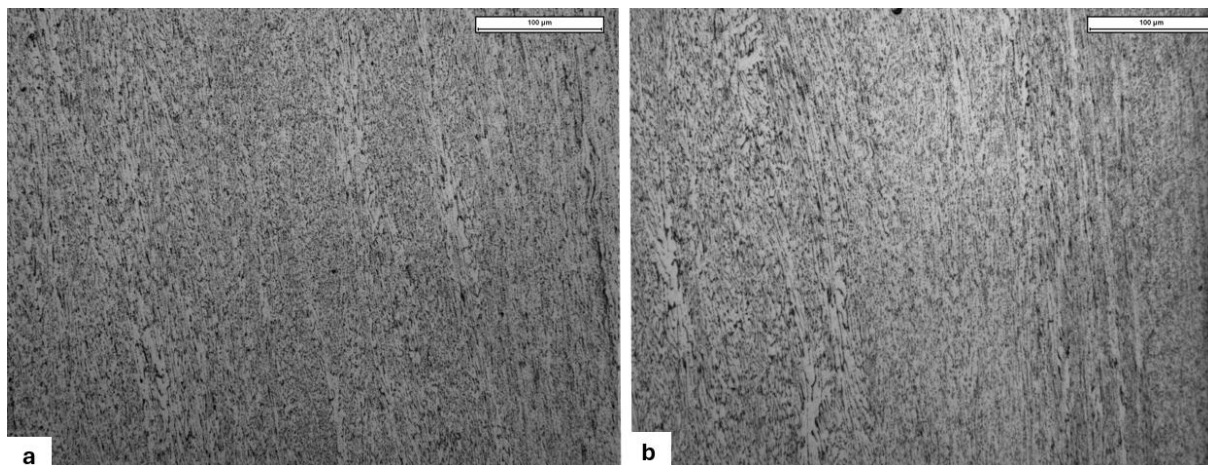


Figura 3.41 - Immagine raffigurante la zona di bordo nei provini As Cast con ingrandimento 200x mediante microscopio ottico metallografico: 580480 (a), 580271 (b).

Nell'immagine SEM con ingrandimento 15000x riportata in *Figura 3.42* viene mostrata la zona intermedia che vi è tra il bordo ed il centro del provino, per il campione con codice seriale 580480 (*Figura 3.42 (a)*), e 580271 (*Figura 3.42 (b)*). In entrambi i casi è possibile osservare come anche nelle zone più lontane dal bordo vi sia un'inclinazione preferenziale dei precipitati rispetto alla direzione di laminazione longitudinale. Inoltre, tale immagine mette ben in evidenza come i precipitati in entrambi i casi si dispongano in zone specifiche del provino, in particolare proprio nelle zone interdendritiche, ovvero quegli spazi lasciati vuoti dalla solidificazione dei primi bracci dendritici, ricchi in alluminio primario. Nello spazio interdendritico sarà presente un liquido ricco in soluto, il quale faciliterà la precipitazione di fasi intermetalliche, come raffigurato in *Figura 3.42*.

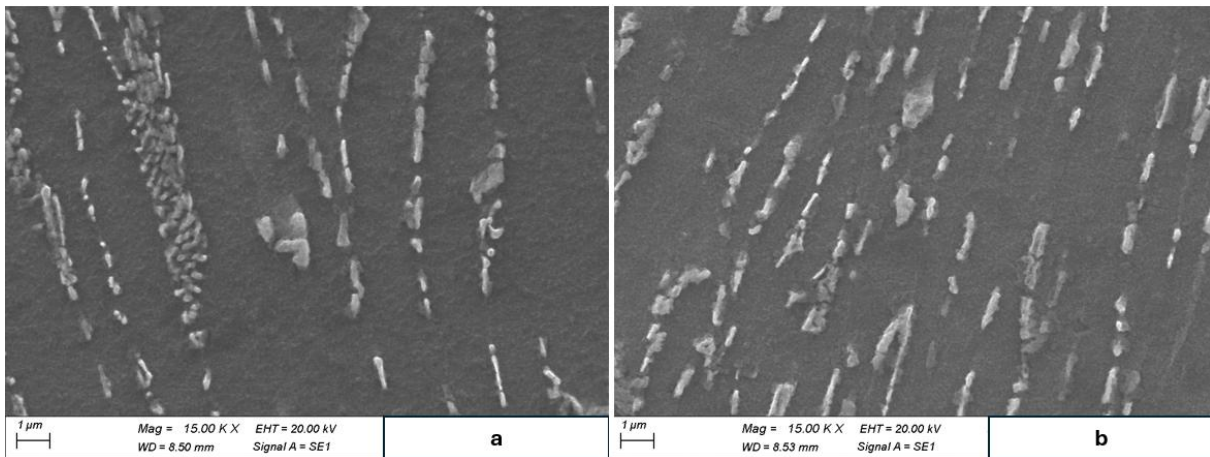


Figura 3.42 - Immagine raffigurante la zona intermedia tra centro e bordo nei provini As Cast con ingrandimento 15000x mediante SEM, con elettroni secondari: 580480 (a), 580271 (b).

Nell'immagine riportata in *Figura 3.43* è possibile portare all'attenzione la differenza morfologica delle fasi intermetalliche presenti nella zona di segregazione centrale, con un dettaglio 5000x mediante elettroni retro diffusi, per i provini omogeneizzati alla temperatura di 540 °C, la quale risulta essere una delle migliori temperature per quanto riguarda la composizione standard, ovvero 580480. È possibile osservare in *Figura 3.43 (a)*, raffigurante il provino 580480, la presenza di fasi aciculari ed un aumento delle dimensioni dei precipitati fini, se confrontati con la *Figura 3.43 (b)*, in cui la dispersione delle fasi è maggiore. Si evidenzia da questa analisi come la temperatura di omogeneizzazione abbia effetto diverso sui provini aventi le due differenti composizioni chimiche, con una maggiore inerzia strutturale per quanto riguarda i provini della serie 580271. In base a tale osservazione si comprende l'impossibilità di ottenere risultati adeguati nel caso di omogeneizzazioni a temperature più elevate nel caso dei campioni 580480.

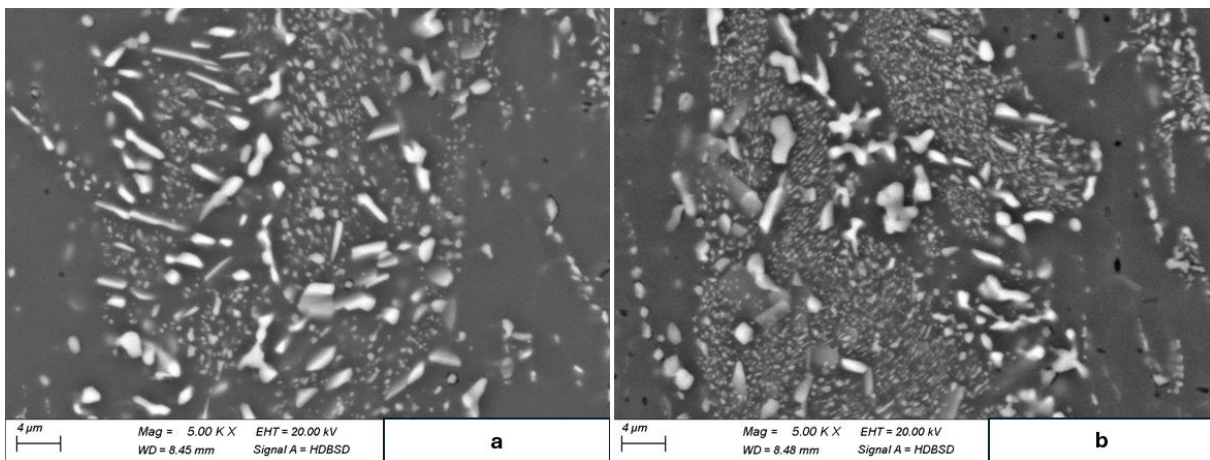


Figura 3.43 - Immagine raffigurante la zona di segregazione centrale nei provini omogeneizzati a 540 °C, con ingrandimento 5000x mediante SEM, con elettroni retro diffusi: 580480 (a), 580271 (b).

Tale analisi discussa in *Figura 3.43* è in accordo con l'immagine proposta in *Figura 3.44* in cui è possibile avere un confronto semi-quantitativo con la dimensione delle particelle intermetalliche. Se si osserva la particella con dimensione pari ad 1 μm , presente nel campione 580480, raffigurato in *Figura 3.44 (a)*, si evince come le particelle sub-micrometriche siano più diffuse nel campione 580271, *Figura 3.44 (b)*, rispetto a quello con composizione standard, a parità di temperatura testata.

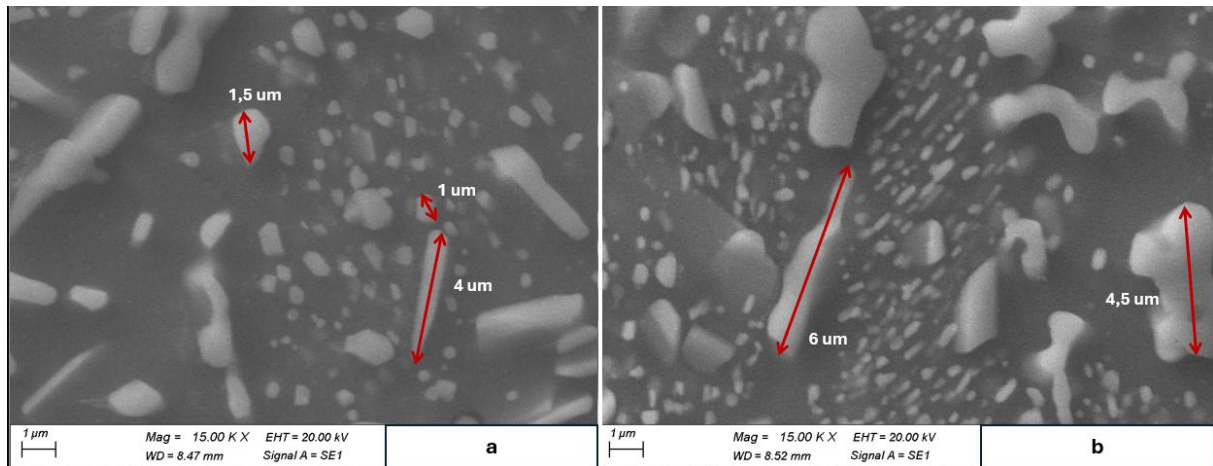


Figura 3.44 - Immagine raffigurante la zona di segregazione centrale nei provini omogeneizzati a 540 °C, con ingrandimento 15000x mediante SEM, con elettroni secondari: 580480 (a), 580271 (b).

Il concetto discusso risulta esprimersi ulteriormente se si aumenta la temperatura di omogeneizzazione, come nel caso dei provini a 560 °C. Nell'immagine in *Figura 3.45*, la quale raffigura i provini 580480 (*Figura 3.45 (a)*) e 580271 (*Figura 3.45 (b)*) nella loro zona di segregazione centrale con un ingrandimento 5000x mediante elettroni retro diffusi, si evince la presenza maggiore di fasi aciculari nel campione 580480, le quali hanno progressivamente aumentato la loro presenza in seguito alla combinata riduzione delle fasi più fini, definite in letteratura come dispersoidi. Tali confronti permettono di porre in risalto l'efficacia presentata dall'aggiunta di un maggior contenuto di elementi alliganti in peso. Essi, infatti, hanno garantito una effettiva migioria sia per quanto riguarda i risultati meccanici esposti nel lavoro di tesi che nelle analisi microstrutturali effettuate.

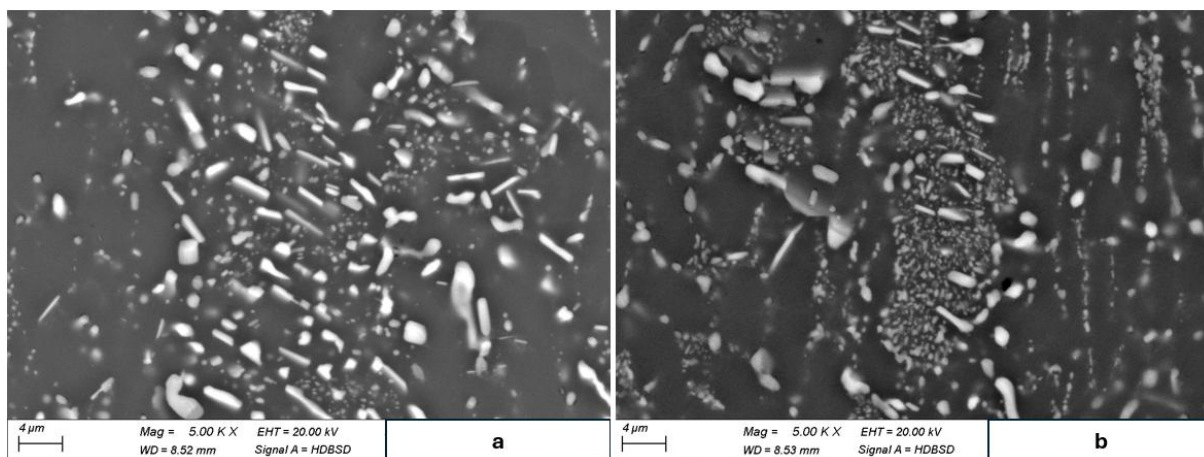


Figura 3.45 - Immagine raffigurante la zona di segregazione centrale nei provini omogeneizzati a 560 °C, con ingrandimento 5000x mediante SEM, con elettroni retro diffusi: 580480 (a), 580271 (b).

Se si tengono in considerazioni le indagini statistiche condotte sui provini mediante software di analisi di immagine (*Figura 3.25*, *Figura 3.36*) si possono trarre delle conclusioni. Il commento si basa sui dati riportati in *Tabella 3.10*. Dalla loro consultazione si evince come la tendenza che si ha corrisponda a quella di presentare una taglia di precipitati più fini per i provini con codice seriale 580271, quindi con un tenore più elevato di ferro e manganese.

Tabella 3.10 - Tabella riassuntiva sulle dimensioni relative al diametro medio dei precipitati in μm per il provino 580271 al variare della temperatura e posizione lungo la sezione.

	580271		580480	
Temperatura (°C)	Bordo (μm)	Centro (μm)	Bordo (μm)	Centro (μm)
540	0,44	0,78	0,51	1,00
560	0,63	1,03	0,67	1,09
580	0,63	0,80	0,58	1,04

Dall'analisi condotta mediante microscopio ottico con luce polarizzata, si vuole mettere in evidenza il diverso comportamento che i grani cristallini delle due serie di provini assumono al variare della temperatura di omogeneizzazione.

Per rendere efficace il confronto sono state selezionate due temperature principalmente: 560 °C e 580 °C. Tale confronto è mostrato in *Figura 3.46 (a-b)* in cui sono presenti le sezioni dei provini testati a 560 °C, 580480 (*Figura 3.46 (a)*), 580271 (*Figura 3.46 (b)*) e *Figura 3.46 (c-d)*, in cui sono presenti le sezioni dei provini testati a 580 °C, 580480 (*Figura 3.46 (c)*), 580271 (*Figura 3.46 (d)*).

In seguito ad un'accurata osservazione si evince come a parità di temperatura, i grani cristallini osservati nei campioni con codice seriale 580480, ovvero con minor tenore di alliganti, risultino possedere dimensioni maggiori rispetto a quelli con un maggior contenuto di ferro e manganese in percentuale in peso. Si osserva inoltre come lo sviluppo dei grani parta dalla superficie, come evidente nella in *Figura 3.46 (a)* per poi assumere importanza anche nella zona centrale *Figura 3.46 (c)*. La differenza della taglia del grano a parità di temperatura, ma con diversa composizione chimica è da ricondursi all'analisi condotta nella *Figura 3.45*, la quale mostra la zona di segregazione dei provini omogeneizzati a 560 °C.

È risaputo in letteratura, infatti, che i meccanismi di indurimento per precipitazione e di pinning dei bordi di grano, che ne limitano il movimento e di conseguenza anche la crescita, sono da ricondursi alle particelle con taglia inferiore, mentre quelli che presentano taglie più grossolane agiscono come siti di difettosità. Dunque, la progressiva diminuzione nei campioni con codice seriale 580480 delle fasi fini dispersoidi presenti comporta una maggiore tendenza allo sviluppo e ingrandimento dei grani cristallini. Tale fenomeno non viene evidenziato con la stessa intensità nei campioni con un maggior tenore di ferro e soprattutto manganese. L'incremento di alliganti, infatti, ha stabilizzato i precipitati fini di forma arrotondata, come è stato confermato dalle analisi EDS. La correlazione tra la dimensione dei grani e l'aumento del contenuto di alliganti è proposta anche in letteratura (Pan, et al., 2016), la quale mostra come un aumento del contenuto di ferro comporti la diminuzione della taglia dei grani cristallini, a conferma di quanto ottenuto dalle analisi condotte in questo studio di tesi.

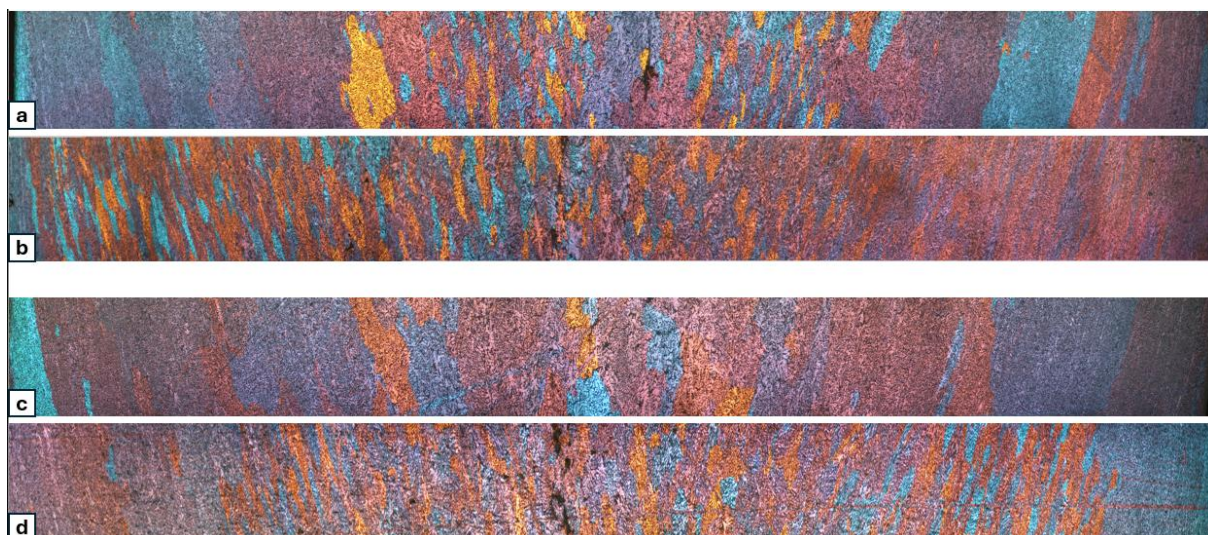


Figura 3.46 - Carta sinottica raffigurante la sezione dei provini omogeneizzati ad una temperatura di 560 °C, 580480 (a) e 580271 (b), e ad una temperatura di 580 °C, 580480 (c) e 580271 (d), ingrandimento 100x.

3.4 Analisi dei risultati della prova DSC

In questo paragrafo vengono discussi i dati derivanti dall'analisi DSC effettuata sui campioni As Cast per le due diverse composizioni chimiche testate, condotte ad una velocità di 10 °C/min. Tali analisi sono state riportate nel grafico in *Figura 3.47*.

Dalla sua consultazione è possibile evincere come le due curve, rappresentanti i due diversi test, risultino simili nel loro andamento. È possibile sottolineare come i principali eventi termici siano presenti in un range di temperatura che va dai 600 °C ai 700 °C. Tale intervallo è coerente con le trasformazioni legate principalmente al punto di fusione della matrice di alluminio, intorno ai 660 °C e con la possibile dissoluzione di fasi intermetalliche. Si sottolinea che il picco a valori negativi di flusso termico corrisponde a quello fusorio, viceversa, il picco presente a valori positivi di flusso, corrisponde a quello di solidificazione.

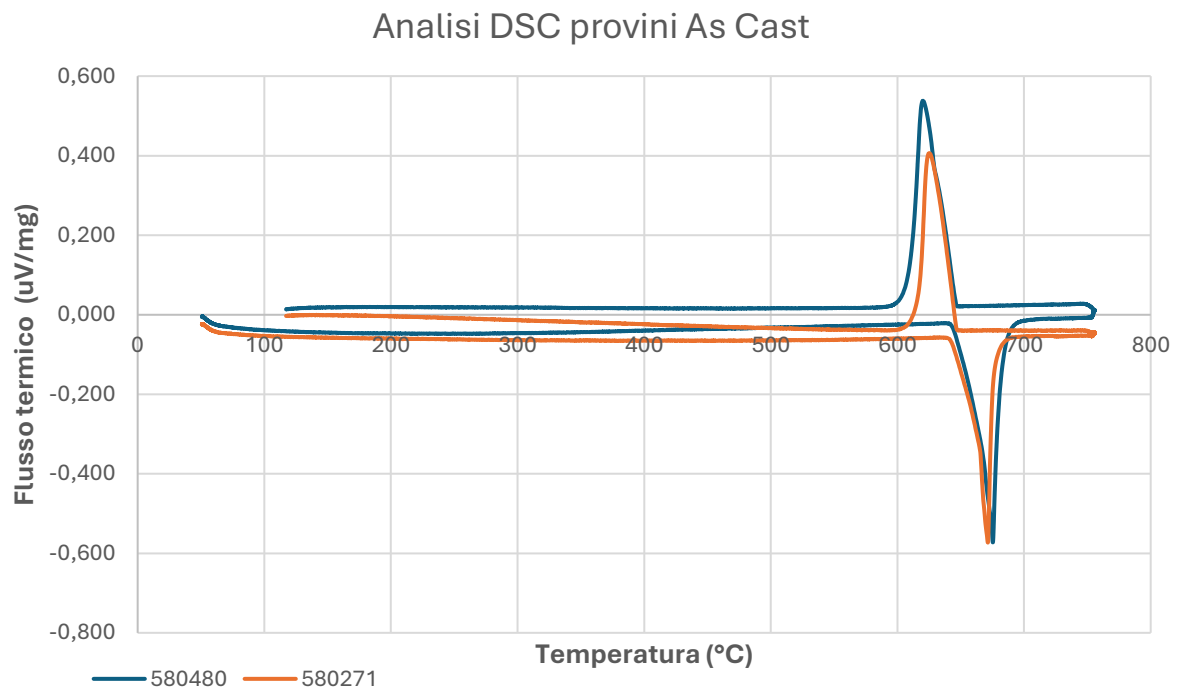


Figura 3.47 - Grafico rappresentante l'analisi DSC condotta sui campioni As Cast per le due diverse composizioni chimiche (580480 - 580271) in cui è visibile il confronto del flusso termico (uV/mg) in funzione della temperatura (°C).

Da tale grafico è possibile ricavare dei valori caratteristici di temperatura per le due diverse composizioni chimiche, i quali sono stati riportati in *Tabella 3.11*. La temperatura di Onset, ovvero di inizio trasformazione, si attesta intorno ai 646 °C per la composizione 580480, mentre assume il valore di 642 °C per il campione 580271. Il picco si raggiunge ad una temperatura di 675 °C per la composizione a minor contenuto di leganti, mentre pari a 671 °C per quella a maggior contenuto di ferro e manganese. La trasformazione si conclude ad un valore di temperatura pari a 700 °C per la bobina 580480 e 692 °C per la bobina 580271. È possibile evincere lievi scostamenti di temperatura tra le due composizioni chimiche, dove la bobina con maggior contenuto di alluminio assume una maggiore inerzia termica, con un picco fusorio spostato verso le più alte temperature.

Questo comportamento si osserva anche nel caso del picco di solidificazione; infatti, la temperatura di Onset per la bobina 580271 è di 647 °C, rispetto ai 644 °C della bobina 580480, così come la temperatura di picco - 626 °C rispetto a 619 °C – e per la temperatura di fine – 603 °C rispetto a 596 °C -. In base a tali informazioni è possibile affermare che un maggior contenuto di elementi leganti abbia ridotto il contenuto della matrice di alluminio e alterato dunque le temperature caratteristiche dei picchi termici relativi ad essa. Dunque, è possibile confermare una maggior presenza di fasi intermetalliche che non fondono alla stessa temperatura della matrice.

Un dato importante da considerare è la presenza, in entrambi i test effettuati, di un'inerzia termica dovuta ai comportamenti cinetici delle diverse fasi. Tale inerzia ha l'effetto di spostare i picchi rispetto alle temperature caratteristiche osservate nei diagrammi di stato. Si sottolinea che non sono stati osservati altri fenomeni termici al di fuori del picco di fusione e di solidificazione. È possibile, dunque, che eventuali fenomeni relazionati alla dissoluzione e precipitazione delle fasi siano convoluti all'interno di tali picchi.

Tabella 3.11 - Tabella rappresentante i valori caratteristici dell'analisi DSC condotta sui campioni As Cast per le due diverse composizioni chimiche (580480 - 580271) in cui sono osservabili le temperature di Onset, di peak ed end dei relativi picchi fusori e di solidificazione.

	picco di fusione		
	T Onset (°C)	T Peak (°C)	T End (°C)
580480	646	675	700
580271	642	671	692
	picco di solidificazione		
	T Onset (°C)	T Peak (°C)	T End (°C)
580480	644	619	596
580271	647	626	603

I valori riportati in *Tabella 3.11* sono stati confrontati con la letteratura ed è stata osservata una forte correlazione. Secondo tale fonte (Vončina, et al., 2020), ad una temperatura di circa 649 °C avviene la fusione dell'eutettico con la fase contenente manganese, che è possibile ricollegare alla temperatura di Onset, e la presenza di un valore di picco intorno ai 680 °C. La correttezza del valore di picco della solidificazione è anch'esso confermato, in quanto in letteratura è stato trovato un valore pari a 621 °C, corrispondente alla solidificazione della fase eutettica $\alpha\text{-Al} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (Vončina, et al., 2020).

4 Conclusioni

Il lavoro di tesi proposto ha avuto l'obiettivo di caratterizzare la lega di alluminio per deformazione plastica EN AW 8006, ottenuta mediante processo di produzione per Twin-Roll Casting (TRC) e di ottimizzare il ciclo termico di omogeneizzazione. Il fine ultimo di tale studio è quello di garantire le performance meccaniche richieste al prodotto di *fin-stock coil*, il quale trova applicazione all'interno della produzione di superfici di scambio termico secondarie in scambiatori di calore. Tali prestazioni sono atte a soddisfare il bisogno di un prodotto con ottime proprietà di scambio termico e di resistenza alla corrosione, tipiche dell'alluminio ed in particolare di questa lega, alle quali si aggiungono le proprietà meccaniche di carico di rottura e di allungamento a rottura, necessario in processi di formatura complessa come quelli effettuati nella produzione di tali componenti. Con questo scopo, è stata richiesta l'individuazione della temperatura di trattamento termico di omogeneizzazione che ottimizzasse la microstruttura in termini di: forma, dimensione e distribuzione dei precipitati fini formati, distribuzione della segregazione centrale e forma e dimensione dei grani cristallini. L'individuazione di tale parametro di processo ha compreso lo studio di due diverse composizioni chimiche all'interno della forcella composizionale data dalla norma sulla composizione chimica della lega EN AW 8006, ovvero la UNI EN 573-3:2013. La prima composizione è stata definita come standard, identificata dal codice seriale 580480, la seconda ha presentato all'interno variazioni composizionali riguardanti l'aumento del contenuto percentuale in peso di ferro e manganese, identificata come nuova, con codice seriale 580271.

L'approccio sperimentale adottato in tale lavoro di tesi ha previsto lo studio e l'analisi di 20 provini, divisi in base alla temperatura di omogeneizzazione, la quale ha studiato un intervallo di temperature comprese tra i 500 °C – 600 °C, comprendendo 9 provini omogeneizzati a diverse temperature ed il provino in forma As Cast, ed in base alla composizione chimica. Il tempo di trattamento è stato mantenuto costante e pari a quattro ore.

Sui provini in analisi sono state condotte prove atte a caratterizzare in modo completo il loro comportamento ed hanno compreso: prove meccaniche di trazione e di durezza Vickers, analisi di microscopia ottica e SEM-EDS, per identificare la morfologia, la distribuzione e la composizione chimica dei precipitati intermetallici, l'evoluzione della segregazione centrale e la

variazione della grana cristallina in funzione della temperatura ed analisi DSC con l'obiettivo di descrivere il comportamento termico del materiale con l'evoluzione microstrutturale.

Questo approccio integrato ha permesso di stabilire delle correlazioni tra i principali risultati ottenuti, i quali sono riportati schematicamente nel seguente elenco puntato:

- **Caratterizzazione microstrutturale:** dall'analisi delle microstrutture è stato possibile confermare la presenza di una linea di segregazione centrale su tutti i provini con una distribuzione dei precipitati orientati nel senso di laminazione, in cui le zone laterali mostrano un angolo di inclinazione pari a circa 20 ° rispetto alla direzione longitudinale a causa della pressione dei rulli, fenomeno non osservato nella zona centrale dove vi è un perfetto allineamento con la direzione longitudinale. Si osserva una evidente micro-segregazione interdendritica ed un notevole sviluppo in bracci dendritici nei provini As Cast, la quale può portare alla formazione di fasi intermetalliche, caratteristica che viene ridotta in intensità all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione.

È stato possibile confermare che l'omogeneizzazione ha l'effetto di ridurre la segregazione centrale, modificare la forma, dimensione e distribuzione dei precipitati e dei grani cristallini. Tra le fasi intermetalliche è stata verificata la presenza di precipitati ricchi in ferro, concentrati soprattutto sulla linea di segregazione centrale, riconducibili alle forme Al_3Fe o $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. Tali fasi mostrano struttura aciculare e allungata, mentre le particelle con un maggior contenuto di manganese e silicio mostrano strutture più tondeggianti, quindi preferibili nel miglioramento delle proprietà meccaniche.

È stato possibile evidenziare l'anisotropia dei grani cristallini, specie quelli in prossimità della superficie, e la variazione di forma e dimensioni all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione, con maggior reattività mostrata dalle zone superficiali del provino rispetto al cuore, che presenta una maggiore inerzia termica.

- **Proprietà dei provini As Cast:** è stato evidenziato dalla correlazione delle due diverse composizioni chimiche come la lega con più alto tenore di elementi leganti (580271) presenti valori di carico di rottura e di snervamento rispettivamente di 174 MPa e 127 MPa, superiori ai valori di 149 MPa e 108 MPa inerenti ai provini 580480, incrementi che sono da attribuire ad una maggiore quantità di fasi intermetalliche formatesi. Tuttavia, è presente una più evidente segregazione centrale ed un maggior disordine microstrutturale, caratteristiche che richiedono un trattamento termico di omogeneizzazione a più alte temperature rispetto alla lega 580480. La struttura centrale dei precipitati è stata ricollegata ad una microstruttura lamellare eutettica in cui vi si mostra l'alternanza tra

precipitati intermetallici riconducibili ad Al_3Fe / $Al_{13}Fe_4$ e fase $\alpha-Al$. Si è evidenziata, inoltre, la differenza microstrutturale tra bordo e centro del campione derivante dalla diversa solidificazione ottenuta durante il processo di colata, confermando la necessità di effettuare un trattamento termico di omogeneizzazione.

- **Effetto del trattamento termico di omogeneizzazione:** i campioni trattati termicamente hanno mostrato una diminuzione del valore di carico di rottura e di carico di snervamento all'aumentare della temperatura di trattamento termico. L'allungamento a rottura ha presentato una discrepanza, caratteristica di queste due leghe; infatti, nel caso della lega a minor contenuto di alliganti, esso ha mostrato un valore massimo pari circa al 40 % in un range di temperature compreso tra i 540 °C – 560 °C. Dopo tale valore si registra una caduta drastica delle proprietà di allungamento a rottura e di carico di rottura e snervamento. Tale fenomeno è stato correlato alle analisi microstrutturali, le quali hanno evidenziato una crescita eccessiva del grano cristallino a temperature pari e superiori ai 560 °C, con la perdita di prestazioni da parte di tale materiale. Il fenomeno descritto è in parte anche dovuto alla crescita ed alla coalescenza dei precipitati, che si verifica all'aumentare della temperatura, i quali dunque perdono il loro effetto di pinning del bordo di grano. Nel caso della lega con un maggior contenuto di elementi alliganti, questa tendenza non si è verificata, infatti, è stato osservato un incremento costante dell'allungamento a rottura all'aumentare della temperatura di omogeneizzazione. Le analisi microstrutturali hanno evidenziato, alle alte temperature di omogeneizzazione, una distribuzione più uniforme dei precipitati, in cui risulta presente una minore formazione di fasi aciculari rispetto a quanto osservato, a parità di temperatura nei campioni della serie 580480. È stata inoltre verificata la presenza, anche alle temperature più elevate, di particelle fini e tondeggianti, in cui vi è registrato un incremento del contenuto di manganese all'interno di esse all'aumentare della temperatura di trattamento termico. Tale confronto ha permesso di delineare il prodotto che meglio soddisfa le caratteristiche richieste in partenza. È stata selezionata come composizione chimica ottimale per l'applicazione quella che ha visto un incremento nel contenuto di ferro e manganese, ovvero quella definita dal codice seriale **580271**, in quanto presenta migliori caratteristiche meccaniche e microstrutturali. Tra le temperature di trattamento termico è stata delineata come ottimale quella effettuata a **580 °C**, alla quale vi è un carico di rottura pari a 110 MPa ed un valore di allungamento a rottura pari al 40 %, pur riconoscendo miglie già presenti a partire dai **560 °C**.

- **Correlazione durezza–carico di rottura:** è stata riscontrata la presenza di una relazione empirica lineare tra i valori di durezza Vickers (HV) e carico di rottura (Rm), il cui valore sperimentale può essere approssimato al dato quantitativo di $0,3 \frac{HV}{MPa}$, valida per entrambe le composizioni e per tutte le temperature studiate. Ciò può permettere, in un contesto di progettazione industriale, di proporre una rapida stima di tali valori, una volta conosciuto uno dei due dati sperimentali. Questo inoltre ha messo in evidenza come un aumento del contenuto di alliganti quali ferro e manganese all'interno della lega EN AW 8006 ne determini un aumento della durezza.
- **Analisi termica DSC:** l'analisi DSC ha messo in evidenza come per entrambe le composizioni i principali eventi termici siano presenti tra i 600 °C – 700 °C, in accordo con le temperature caratteristiche dell'alluminio. Si è osservato un comportamento simile tra le due composizioni, evidenziando però come nel caso della composizione chimica 580480 vi sia una maggiore inerzia termica alla fusione ed alla solidificazione. Dai confronti con la letteratura è stato possibile confermare i risultati termici ottenuti per quanto riguarda i valori caratteristici di temperatura di Onset, Peak ed End, riportati in *Tabella 3.11*.

Bibliografia

- Bajenaru, o., Petru, M. & Dionezie, B., 2008. deffects in the AA8006 aluminum alloy sheets. *U.P.B. Sci. Bull. Series B*, 70(4).
- Bazhin, V., Hieu, T., Makushin, D. & Krylov, K., 2024. Influence of temperature regime of the combined process of casting and rolling of strips from high-alloy aluminium alloys. *Non-ferrous Metals*, pp. 45-51.
- Benjamin, A., Szajewski, J. C. & Crone, J. K., 2020. Analytic model for the Orowan dislocation-precipitate bypass mechanism. *Materialia*, Volume 11.
- CHEN, Z.-w., LI, S.-s. & ZHAO, J., 2012. Homogenization of twin-roll cast A8006 alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(6), pp. 1280-1285.
- Chen, Z., Shen, L. & Zhao, J., 2015. Microtextural evolution of different TRC AA8006 alloy sections with homogenization. *Int J Miner Metall Mater*, Volume 22, pp. 292-301.
- Davis, J., 2001. Aluminum and Aluminum alloys. In: *Alloying: Understanding the Basics*. s.l.:ASM International, pp. 351-416.
- Drezet, J. & Rappaz, M., 1996. Modeling of Ingot Distortions During Direct Chill Casting. *metallurgical and materials transactions a*, October, Volume 27A, pp. 3214-3225.
- Dung, V. B. & Nguyen, B. H., 2016. Dynamic Simulation of Backward Diffusion based on random walk theory. *Journal of Physics: Conference Series*, Volume 726.
- Eken, T., Sarioglu, C. & Kucuk, I., 2021. Corrosion behaviour of twin-roll cast 8006 aluminium alloy foil with different thicknesses for the food packaging industry. *Journal of Engineering, Design and Technology*.
- Grandfield, J. F., Eskin, D. G. & Bainbridge, I. F., 2013. *Direct-Chill Casting of Light Alloys: Science and Technology*. s.l.:John Wiley & Sons.
- Hatch, J., 1984. *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*. 1 a cura di s.l.:ASM International.
- Hatič, V., Mavrič, B. & Šarler, B., 2020. Simulation of macrosegregation in direct-chill casting—A model based on meshless diffuse approximate method. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, Volume 113, pp. 191-203.
- Haydar, K., 2018. *design and analysis of industrial heat treatment furnace*. Turkey, 3rd International Energy & Engineering Congress Proceedings Book.
- Jakóbczak, K. & Kowalik, R., 2023. Corrosion Protection of Selected Aluminum Wrought Alloys applied in the Automotive Industry. *Archives of Metallurgy and Materials*, 68(1), pp. 287-293.

- Jin, T. et al., 2023. Effect of homogenization temperature on microstructural homogeneity and mechanical properties of twin-roll casted 8006 aluminum alloy. *Materials Characterization*, 200(112857).
- Katsas, S. & Gras, C., 2009. *The effect of recrystallization phenomena during annealing on the final forming properties of TRC AA8006*. s.l., TMS Annual Meeting.
- Kawahara, A., Niikura, A. & Doko, T., 2003. Development of aluminum alloy fin stock for heat exchangers using twin-roll continuous casting method.. *Furukawa Review*, Issue 24, pp. 81-87.
- Kim, M.-S., Kim, H.-W., Kim, S.-H. & Kumai, S., 2019. Role of Roll Separating Force in High-Speed Twin-Roll Casting of Aluminum Alloys. *Metals*, 9(645), pp. 1-7.
- KRÁLÍK, R. et al., 2019. Fe-rich precipitates in twin-roll cast 8006 aluminum alloy and their evolution during high temperature annealing. *METAL 2019*, January, pp. 1572-1577.
- Lachowicz, M., Lachowicz, M. & Gertruda, A., 2022. Assessment of the Possibility of Galvanic Corrosion in Aluminum Microchannel Heat Exchangers. *Crystals*, 12(10)(1439).
- Leontiou, T. & Fyrrillas, M. M., 2015. Critical thickness of an optimum extended surface characterized by uniform heat transfer coefficient. *arXiv preprint arXiv1503.05148*.
- Liu, Z.-T. et al., 2020. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si alloy fabricated by a short process based on sub-rapid solidification. *Journal of Materials Science & Technology*, Volume 41, pp. 178-186.
- Maleki, A., Taherizadeh, A. & Hosseini, N., 2017. Twin Roll Casting of Steels: An Overview. *ISIJ International*, 57(1), pp. 1-14.
- Mamala, A. & Sciezor, W., 2014. evaluation of the effect of selected alloying elements on the mechanical and electrical aluminium properties. *Archives of metallurgy and materials*, 59(1).
- Manzoor, A. et al., 2018. Entropy contributions to phase stability in binary random solid solutions. *Computational Materials*, Volume 4.
- Nabarro, F., 1997. Fifty-year study of the Peierls-Nabarro stress. *Materials science & Engineering*, Volume A234-236, pp. 67-76.
- Nallathambi, A., Tyagi, M., Specht, E. & Bertram, A., 2011. Thermal Analysis of Direct Chill Casting. *ASME/JSME 2011 8th Thermal Engineering Joint Conference, AJTEC*, 13-17 March.
- Nam, S. W. & Lee, D. H., 2000. The Effect of Mn on the Mechanical Behavior of Al Alloys. *Metals and Materials*, 6(1), pp. 13-16.
- Pan, L., Kun Liu, F. B. & Chen, X. -G., 2016. Effect of Fe on Microstructure and Properties of 8xxx Aluminum Conductor alloys. *J. of Materi Eng and Perform*, Volume 25, pp. 5201-5208.
- Pázmán, J., Fehér, J., Gonda, V. & Verő, B., 2021. The Effect of Chemical Composition and Production Technology on the Mechanical Properties of EN AW-8006 Alloy. *Acta Materialia Transylvanica*, 4(1), pp. 45-50.
- Quan, Y., Yue, S. & Liao, B., 2021. Impact of Electron-Phonon Interaction on Thermal Transport: A Review. *Nanoscale and Microscale Thermophysical Engineering*, 25(2), p. 73-90.

- Ramesh, K. S. & Dusan, P. S., 2003. *Fundamentals of heat exchanger design*. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc..
- Robson, J. et al., 2020. Advances in Microstructural Understanding of Wrought Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, Volume 51, pp. 4377-4389.
- Rodrigues, C. M. G. et al., 2019. On the Modelling of Macrosegregation during Twin-Roll Casting. *Conference Series: Materials Science and Engineering*, Volume 529.
- Rooy, E. L., 1990. Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Volume 2, pp. 3-14.
- Sanders, R. E., 2012. Continuous Casting for Aluminum Sheet: a Product Perspective. *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, 64(2), pp. 291-301.
- Sathish, T. et al., 2021. Weldability Investigation and Optimization of Process Variables for TIG-Welded Aluminium Alloy (AA 8006). *Advances in Materials Science and Engineering*, p. 17 pages.
- Singh, G., Goyal, S., Sharma, N. & Sharma, P., 2017. A comprehensive study on aluminium alloy series – a review. *Recent Advances in Mechanical Engineering*, Volume 1, pp. 11-27.
- Stanica, C. et al., 2008. Characterization of the microstructure of the AA8006 alloy sheets and foils. *TMS Light Metals*, pp. 703-707.
- Stefanescu, D. & Ruxanda, R., 2004. Fundamentals of Solidification. In: *Metallography and Microstructures*. s.l.:ASM International, pp. 71-92.
- Sun, K. et al., 2017. A new approach to control centerline macrosegregation in Al-Mg-Si alloys during twin roll continuous casting. *Materials letters*, Volume 190, pp. 205-208.
- Talebi, M., Eivani, A. & Boutorabi, S., 2023. Effect of Heat Treatment and Rolling on the Microstructure and Tensile Behavior of Twin-Roll Cast AA8006 Aluminum Foils. *Iranian Journal of Materials Forming*, 10(4), pp. 25-33.
- Tenzer, F. M., Hofmann, J., Roisman, I. V. & Tropea, C., 2020. Leidenfrost temperature in sprays: role of the substrate and liquid properties. *Institute for Fluid Mechanics and Aerodynamics, Technische Universität at Darmstadt*.
- Vončina, M., Kresnik, K., Volšak, D. & Medved, J., 2020. Effects of Homogenization Conditions on the Microstructure Evolution of Aluminium Alloy EN AW 8006. *Metals*, 10(3)(419).
- Vukelja, E., I, D. & Lela, B., 2010. Continuous roll casting of aluminium alloys – casting parameters analysis. *Metalurgija*, 49(2), pp. 115-118.
- Witry, A., Al-Hajeri, M. & Bondok, A., 2005. Thermal performance of automotive aluminium plate radiator. *Applied Thermal Engineering*, Volume 25, pp. 1207-1218.
- Wu, X. et al., 2024. Sub-rapid solidification microstructure characteristics and control mechanisms of twin-roll cast aluminum alloys: A review. *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 32, pp. 874-914.

- Yadav, A. & Panchal, J., 2016. Influences of Alloying Element on the Mechanical Properties of Aluminum Alloy- a Review. *International Journal of Advance Research and Innovation*, 4(4), pp. 96-102.
- Yakubu, O., Usman, I., Aliyu, A. & Emmanuel, O., 2016. Influence of Iron content and plastic deformation on the mechanical properties of 8011-Type Al-Fe-Si alloy. *Nigerian Journal of Technology (NIJOTECH)*, January, 35(1), pp. 122-128.
- Zhang, A. & Li, Y., 2023. Thermal Conductivity of aluminium alloy - a review. *Materials*, 16(8)(2972).
- Zhang, P., Li, S. & Zhang, Z., 2011. General relationship between strength and hardness. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 529, pp. 62-73.
- Zhang, Y., Yang, S. & Evans, J., 2008. Revisiting Hume-Rothery's Rules with artificial neural networks. *Acta Materialia*, Volume 56, pp. 1094-1105.
- Zhou, B., Liu, B. & Zhang, S., 2021. The Advancement of 7XXX Series Aluminum Alloys for Aircraft Structures: A Review. *Metals*, 11(718).