

DIPARTIMENTO DI TECNICA E GESTIONE DEI SISTEMI
INDUSTRIALI
CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA
DELL' INNOVAZIONE DEL PRODOTTO

**Caratterizzazione Microstrutturale e Meccanica
di un Bimateriale - Lega di Alluminio/Acciaio -**

Relatore: Prof. Paolo Ferro

Laureando: Malacarne Giuliano

Anno accademico 2019/2020

Ringraziamenti

Un sentito grazie a tutte le persone che mi hanno permesso di arrivare fin qui e di portare a termine questo percorso di studi.

In primis, un doveroso ringraziamento al Prof. Paolo Ferro per avermi dato la possibilità di sviluppare questo lavoro di Tesi sperimentale.

Ringrazio di cuore i miei genitori, i miei nonni e mio fratello. Grazie per avermi sempre sostenuto e per avermi permesso di portare a termine gli studi universitari. Ci tengo a ringraziare anche i miei compagni di viaggio con i quali ho condiviso l'intero percorso: Martino, Riccardo, Luca e Francesco.

Infine, vorrei dedicare questo piccolo traguardo a mio nonno, il quale era sempre capace di farmi sorridere anche nei giorni più tristi.

Vicenza, 10 Dicembre 2020

Giuliano Malacarne

SOMMARIO

Con questo elaborato si sono analizzate due leghe appartenenti alla famiglia Al-Si con l'aggiunta in fase di colata una rete metallica in acciaio INOX. In questa tesi si è cercato di definire due aspetti principali di questa tipologia di materiali ibridi ovvero, cosa accade all'interfaccia fra i due materiali e se l'inserimento del rinforzo aiuta in termini di resistenza meccanica. L'analisi viene effettuata su due leghe di alluminio differenti per poter valutare se la composizione chimica favorisce o meno l'aggiunta di un inserto. La caratterizzazione meccanica è stata eseguita tramite prove di trazione eseguite su un numero tale da poter validare i risultati ottenuti.

L'elaborato è suddiviso in quattro capitoli principali:

Nel primo capitolo si affrontano le leghe di alluminio, in particolare leghe da fonderia. Si analizzano inoltre le principali differenze fra acciaio e alluminio. Infine, ci sarà un cenno ai trattamenti termici delle leghe di alluminio.

Con il secondo capitolo si vanno a raccogliere gli studi effettuati i quali rappresentano il punto di partenza di questo lavoro di Tesi. Infine, saranno definiti gli obiettivi e quindi il punto di arrivo di questo elaborato.

Il terzo capitolo riassume tutta la procedura sperimentale seguita, quindi, la progettazione dello stampo, la definizione della dimensione della rete, la preparazione dei lingotti, la colata, fino ad arrivare alle prove di caratterizzazione microstrutturali e meccaniche.

Nel quarto capitolo si raccolgono i dati delle prove effettuate, si riportano le immagini più significative dei risultati ottenuti, sia della parte metallografica che per la caratterizzazione meccanica. Sempre nel quarto capitolo si vanno a confrontare tali risultati al fine di trarne una conclusione univoca.

INDICE

| | |
|--|----|
| LISTA DELLE FIGURE | i |
| LISTA DELLE TABELLE | iv |
| INTRODUZIONE..... | 1 |
| CAPITOLO 1 | 3 |
| 1.1 - L'alluminio | 3 |
| 1.2 - Caratteristiche dell'alluminio | 4 |
| 1.3 – Principali alliganti | 5 |
| 1.4 – Classificazione delle leghe | 6 |
| 1.5 – Leghe Al-Si | 7 |
| 1.6 – Leghe in esame..... | 8 |
| 1.7 – Trattamenti termici..... | 9 |
| 1.8 – L'acciaio AISI 304..... | 11 |
| CAPITOLO 2 | 13 |
| 2.1 - Stato dell'arte | 13 |
| 2.2 – Obiettivi della Tesi..... | 26 |
| CAPITOLO 3 | 27 |
| 3.1 – Progettazione e realizzazione dello stampo | 27 |
| 3.2 – Preparazione materiale | 30 |
| 3.3 - Colata delle leghe..... | 31 |
| 3.4 – Analisi chimica e preparazione dei provini..... | 33 |
| 3.5 – Raggi X | 33 |
| 3.6 – Preparazione provini | 34 |
| 3.7 - Analisi al microscopio | 36 |
| 3.7.1 – Prelievo immagini campioni | 36 |
| 3.7.2 – Misurazione SDAS | 37 |

| | |
|--|----|
| 3.7.3 – Misurazione delle porosità | 37 |
| 3.7.4 – Analisi al microscopio elettronico a scansione (SEM) | 38 |
| 3.7.5 - Dimensione del grano | 39 |
| 3.8 – Prove di trazione..... | 40 |
| CAPITOLO 4 | 43 |
| 4.1 – Raggi X | 43 |
| 4.2 – Analisi delle fasi presenti | 45 |
| 4.3 – Confronto SDAS | 46 |
| 4.4 – Porosità..... | 47 |
| 4.5 – Interfaccia Alluminio-Acciaio (AS CAST)..... | 50 |
| 4.5.1 – Microscopio ottico..... | 50 |
| 4.5.2 – Microscopio elettronico..... | 51 |
| 4.6 – Interfaccia Alluminio-Acciaio (Post TT 550°C 10h)..... | 52 |
| 4.6.1 – Microscopio ottico..... | 52 |
| 4.6.2 – Microscopio elettronico..... | 54 |
| 4.7 – Confronto qualitativo dimensione del grano | 56 |
| 4.8 – Prove meccaniche di trazione..... | 57 |
| 4.8.1 – Risultati Lega A..... | 57 |
| 4.8.2 – Risultati Lega B | 60 |
| 4.8.3 – Confronto Lega A e Lega B | 63 |
| 4.9– Analisi superfici di frattura | 66 |
| CONCLUSIONI..... | 71 |
| BIBLIOGRAFIA..... | 74 |

LISTA DELLE FIGURE

| | |
|--|----|
| Figura 1.1: Diagramma di stato Al-Si [4]. | 7 |
| Figura 1.2: Rete utilizzata. Diametro filo 0,6mm interasse 2.3mm | 11 |
| Figura 2.1: Disegno del provino realizzato [5]. | 14 |
| Figura 2.2: Legame Al/Steel [5]. | 14 |
| Figura 2.3: Diagramma σ/ϵ e provini arrivati a rottura [5]. | 15 |
| Figura 2.4: Processo di aggiunta rete nella matrice.[6]. | 15 |
| Figura 2.5: Analisi chimica due materiali utilizzati [6]. | 16 |
| Figura 2.6: Macrostruttura della lega alle diverse orientazioni [6]. | 16 |
| Figura 2.7: Analisi EDS interfaccia [6]. | 16 |
| Figura 2.8: Linescan EDS [6]. | 17 |
| Figura 2.9: Curve di trazione in funzione dell'orientazione della rete [6]. | 17 |
| Figura 2.10: Tabella risultati [7]. | 19 |
| Figura 2.11: illustrazione schematica fase intermetallica [7]. | 20 |
| Figura 2.12: Percentuale Al - distanza acciaio [7]. | 20 |
| Figura 2.13: As cast interfaccia [8]. | 21 |
| Figura 2.14: Interfaccia post T-T [8]. | 22 |
| Figura 2.15: Si nota la zona impoverita in silicio nella zona adiacente al layer di intermetallico [8]. | 23 |
| Figura 2.16: Intermetallico formatosi alla temperatura di 550°C. a)1h; b)2h; c)5h; d)10h; e)20h [9]. | 24 |
| Figura 2.17: Diagramma Tempo - Spessore IMC. Trattamento a 550°C. [9]. | 25 |
| Figura 2.18: Intermetallico formatosi alla temperatura di 610°C. a)1h; b)2h; c)5h; d)10h; e)20h [9]. | 25 |
| Figura 2.19: Analisi EDS del composto [9]. | 25 |
| Figura 3.1: Piastre modellate. 1)due piastre simmetriche esterne; 2)piastra liscia; 3)piastra con scavo per rete | 27 |
| Figura 3.2: Disegno stampo 3D completato | 28 |
| Figura 3.3: Rete in acciaio tagliate | 28 |
| Figura 3.4: Stampo realizzato | 29 |
| Figura 3.5: Stampo pronto all'uso | 29 |

| | |
|--|----|
| Figura 3.6: Stampo per analisi chimica..... | 30 |
| Figura 3.7: Prima colata | 31 |
| Figura 3.8: Forni utilizzati e primi getti colati | 32 |
| Figura 3.9: Strumentazione raggi X ed esempio di immagine..... | 34 |
| Figura 3.10: Provino grezzo | 34 |
| Figura 3.11: Lappatrice utilizzata in laboratorio..... | 35 |
| Figura 3.12: Provino grezzo e porzioni di provino inglobati | 36 |
| Figura 3.13: Le due micrografie (1) a 100X e (2) a 200X. | 36 |
| Figura 3.14: Microscopio ottico utilizzato | 37 |
| Figura 3.15: Rete. Da sinistra a destra le sezioni analizzate per il calcolo della porosità | 38 |
| Figura 3.17: Microscopio elettronico a scansione..... | 39 |
| Figura 3.18: Materiale attaccato chimicamente e materiale non attaccato | 40 |
| Figura 3.19: Disegno provino 2D..... | 40 |
| Figura 3.20: Provini ricavati per asportazione di truciolo..... | 41 |
| Figura 3.21: Macchina di trazione..... | 41 |
| Figura 3.22: Misurazione con calibro dei provini | 42 |
| Figura 4.1: Confronto Lega A (primi tre provini) e Lega B | 43 |
| Figura 4.2: Provino con rete spostata e provino con rete centrata | 44 |
| Figura 4.3: Micrografie delle due leghe. In alto la lega A a 100x e 200x. In basso la lega B..... | 45 |
| Figura 4.4: Dettaglio analisi SDAS Lega A..... | 46 |
| Figura 4.5: Diagramma confronto porosità delle leghe..... | 48 |
| Figura 4.6: Sezioni metallografiche. Panoramica delle zone analizzate | 48 |
| Figura 4.7: Analisi porosità con il software LAS, aree colorate | 49 |
| Figura 4.8: Interfacce a diversi ingrandimenti | 50 |
| Figura 4.9: Immagini al SEM dell'interfaccia | 51 |
| Figura 4.10: Panoramica post trattamento termico | 52 |
| Figura 4.11: Micrografie dell'interfaccia..... | 53 |
| Figura 4.12: Microstruttura post trattamento termico | 53 |
| Figura 4.13: Immagini SEM post trattamento..... | 54 |
| Figura 4.14: Grana cristallina con e senza rete di entrambe le leghe e trattata termicamente | 56 |
| Figura 4.15: Effetto T-T senza rete | 57 |

| | |
|---|----|
| Figura 4.16: Differenze trattamento con la rete | 58 |
| Figura 4.17: Lega as cast con e senza rete | 58 |
| Figura 4.18: Diagramma confronto lega A post T-T con rete..... | 59 |
| Figura 4.19: Lega B TT senza rete..... | 60 |
| Figura 4.20: Trattamento termico con rete..... | 61 |
| Figura 4.21: Differenze as cast aggiunta rete..... | 61 |
| Figura 4.22: Differenze della rete su lega trattata | 62 |
| Figura 4.23: Confronto diagramma leghe As cast senza rete..... | 64 |
| Figura 4.24: Confronto diagramma Leghe base post T-T..... | 65 |
| Figura 4.25: Confronto diagramma leghe as cast con la rete..... | 65 |
| Figura 4.26: Provini arrivati a rottura | 66 |
| Figura 4.27: Immagini SEM materiale base | 66 |
| Figura 4.28: Analisi al SEM delle superfici trattate..... | 67 |
| Figura 4.29: Immagini a bassi ingrandimenti delle superfici di frattura delle leghe trattate..... | 68 |
| Figura 4.30: Dettagli della lega A al SEM..... | 68 |

LISTA DELLE TABELLE

| | |
|---|----|
| Tabella 3.1: Analisi chimica lingotti | 30 |
| Tabella 3.2: Temperature colata..... | 32 |
| Tabella 3.3: Analisi chimica getti | 33 |
| Tabella 4.1: SDAS leghe..... | 46 |
| Tabella 4.2: Porosità delle due leghe nelle varie sezioni | 47 |
| Tabella 4.3: Effetto T-T senza rete..... | 57 |
| Tabella 4.4: Differenze trattamento con la rete..... | 58 |
| Tabella 4.5: Lega A as cast con e senza rete | 58 |
| Tabella 4.6: Differenze della rete su lega trattata..... | 59 |
| Tabella 4.7: Lega B TT senza rete | 60 |
| Tabella 4.8: Trattamento termico con rete | 61 |
| Tabella 4.9: Differenze as cast aggiunta rete | 61 |
| Tabella 4.10: Differenze della rete su lega trattata..... | 62 |
| Tabella 4.11: Prove di trazione Lega A..... | 63 |
| Tabella 4.12: Prove di trazione Lega B | 64 |

INTRODUZIONE

Le leghe di alluminio al giorno d'oggi, grazie alle loro caratteristiche fisiche e meccaniche, stanno sempre prendendo più piede nel mercato, associando una lavorabilità ottima ad una buona resistenza meccanica e leggerezza strutturale. Questo porta ad una continua ricerca di leghe sempre più innovative così da poter rispondere alla domanda del mercato in forte crescita.

Le due leghe analizzate in questo elaborato sono le principali utilizzate nei processi di fonderia e quindi aventi come elemento principale il silicio. Le leghe di alluminio in generale sono sempre più presenti nelle applicazioni dove la leggerezza risulta un aspetto critico andando a sostituire, ove possibile, l'acciaio come elemento strutturale. L'aspetto che rende le leghe di alluminio molto interessanti nel campo industriale è proprio la versatilità d'uso. Modificando la composizione chimica, il trattamento termico è possibile produrre un materiale con caratteristiche cucite su misura per l'applicazione in esame. Il principale punto debole di queste leghe, invece, è associato al modulo elastico il quale è tre volte inferiore rispetto ad un comune acciaio da costruzione. Questo aspetto si concretizza nella rigidità strutturale; a parità di geometria e di carico applicato una lega di alluminio si deformerà tre volte in più rispetto all'acciaio.

Con questa analisi preliminare e sperimentale si è cercato di creare un materiale ibrido tramite l'aggiunta di una rete di acciaio INOX all'interno del getto di alluminio. Le proprietà meccaniche di una lega di alluminio dipendono fortemente dalla macrostruttura quindi dimensione del grano ma anche dalla microstruttura ovvero dalla morfologia del silicio eutettico dalle fasi intermetalliche che si vengono a creare. Tutti questi meccanismi sono funzione della chimica della lega, dei parametri di processo utilizzati e di eventuali trattamenti termici post-produzione.

In questo elaborato si è cercato di analizzare come l'inserimento di una eterogeneità nel bagno di fusione vada a modificare o meno tutti gli aspetti sopra citati. Inoltre, si è voluto definire se una composizione chimica differente possa comportare differenti comportamenti della lega nei confronti della rete metallica. Infine, si è scelto di

caratterizzare il comportamento meccanico delle due leghe con e senza rinforzo in acciaio, con e senza trattamento termico.

Questa tesi non è finalizzata al solo incremento delle proprietà meccaniche ma è utile soprattutto come punto di partenza per una analisi più approfondita di questa tipologia di leghe. Modificando la composizione chimica, agendo sui parametri di processo, modificando la geometria della rete utilizzata, il materiale della rete è possibile trovare la soluzione ottimale e quindi avere un effettivo incremento prestazionale delle leghe ibride multimateriale.

CAPITOLO 1

1.1 - L'alluminio

L'alluminio è uno degli elementi più diffusi sulla terra, essendo secondo solamente all'ossigeno ed al silicio nella composizione generale della litosfera, con circa l'8% [1]. Il minerale più importante, che è quello utilizzato per la produzione di alluminio, prende il nome di bauxite ed è composto per circa il 50% da allumina [2]. Nonostante esso sia molto presente in natura, i processi di estrazione e di trasformazione in materiale metallico vero e proprio sono onerosi in termini di consumo energetico. Basti pensare che per la produzione di 1kg di alluminio puro al 99,5% sono necessari circa 2kg di Bauxite e 10 kWh di energia elettrica. Tramite questo processo di elettrolisi si ottiene l'alluminio puro il quale in termini di resistenza meccanica è scadente e quindi non utilizzabile nell'ambito dell'ingegneria meccanica. Ciò che viene utilizzato nei più svariati settori sono le leghe di alluminio, chiamate anche leghe leggere, le quali grazie alla capacità dell'alluminio di legarsi ad altri materiali danno luogo a materiali diversi fra loro ed è possibile "creare" un materiale che risponde direttamente alle specifiche richieste della applicazione in esame.

Un aspetto da evidenziare riguarda la possibilità di essere riciclato più e più volte senza perdere le proprietà intrinseche possedute. Questa peculiarità porta oltretutto un risparmio energetico di circa il 90% rispetto alla produzione partendo dalla Bauxite. Infatti, a partire da vecchio rottame arrivato a fine vita si può pervenire a una lega di alluminio secondaria riutilizzabile. Chiaramente la qualità della lega ottenuta è strettamente legata alla qualità del rottame utilizzato e dalla presenza di elementi chimici deleteri per la lega stessa. Per esempio, una lega di alluminio ottenuta con del rottame ricco di ferro ha più possibilità di formare precipitati intermetallici che risultano essere dannosi in termini di resistenza meccanica. Il ferro è una delle più dannose impurità che si trovano nelle leghe da fonderia secondarie. A causa della sua bassa solubilità con l'alluminio durante la fase di solidificazione si vengono a creare delle segregazioni che, a seconda della morfologia, possono risultare più o meno pericolose all'interno del materiale.

1.2 - Caratteristiche dell'alluminio

Di seguito un breve elenco delle caratteristiche che rendono l'alluminio un materiale unico e versatile:

- ❖ Struttura cristallina cubica a facce centrate (CFC).
- ❖ Densità di 2.7g/cm^3 , circa un terzo quella di un normale acciaio da costruzione.
- ❖ L'affinità con l'ossigeno crea uno strato superficiale di ossido che lo protegge dalla corrosione. In linea di massima possiede un buon comportamento a corrosione.
- ❖ Temperatura di fusione di circa 660°C , ottima temperatura per quanto riguarda il processo industriale ma fortemente limitante per applicazioni ad alta temperatura.
- ❖ L'alluminio è molto malleabile il che risulta fondamentale nel mondo industriale. Infatti, malleabilità è sinonimo di facile lavorazione meccanica e quindi ottimo alla produzione di componenti ricavati dal pieno.
- ❖ La resistenza meccanica dell'alluminio è scarsa ma facilmente migliorabile fino ad incrementarla anche di tre volte con l'aggiunta di elementi in lega e trattamento termico.
- ❖ Conduttività elettrica buona, inferiore a quella del rame, ma ciò non limita l'applicazione dell'alluminio anche negli ambiti elettrici come la distribuzione della corrente elettrica

Seguono le caratteristiche dell'alluminio paragonato ad altri materiali metallici (Tabella 1.1).

| | <i>Unità di misura</i> | <i>Alluminio primario</i> | <i>Al-Si</i> | <i>Acciaio AISI 304</i> | <i>Leghe di magnesio</i> |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------------|--------------|-------------------------|--------------------------|
| <i>Densità</i> | g/cm ³ | 2,6 | 2,7 | 7,8 | 1,8 |
| <i>Allungamento</i> | % | 50 | 1÷2,5 | 40 | 3 |
| <i>Carico di rottura</i> | MPa | 70 | 200÷260 | 500 | 230 |
| <i>Carico di snervamento</i> | MPa | 30÷40 | 100÷160 | 200 | 180 |
| <i>Modulo elastico E</i> | GPa | 67,5 | 74 | 210 | 42 |
| <i>Resistenza specifica (Rm / D)</i> | - | 27 | 90 | 64 | 127 |

Tabella 1.1: Confronto delle caratteristiche di alcuni materiali.

1.3 – Principali alliganti

L'alluminio puro non presenta caratteristiche tali da sopportare carichi importanti, come si vede dalla *Tabella 1.1* le differenze fra l'alluminio e le leghe Al-Si (da fonderia) sono notevoli, basti guardare la resistenza specifica espressa come il rapporto fra R_m e Densità del materiale. Questa tabella mette in mostra il principale punto di forza delle leghe di alluminio, la resistenza specifica, paragonato al più comune acciaio INOX utilizzato.

L'aggiunta di elementi chimici in quantità ben definite può portare all'incremento delle proprietà meccaniche.

Di seguito si riportano i principali elementi in lega e le proprietà associati ad essi:

- ❖ **Magnesio:** Si è riscontrato che le leghe di alluminio con Mg presentano caratteristiche migliori anche dell'alluminio puro, in presenza di ambienti marini o alcalini [2]. Solitamente il livello massimo di magnesio da inserire in una lega è del 10% oltre al quale si rischia di ottenere una ossidabilità maggiore del bagno fuso con conseguente presenza di ossidi all'interno del getto che ne pregiudicano la resistenza meccanica.
- ❖ **Rame:** come il magnesio il rame presenta proprietà positive per percentuali inferiori al 12%. Al di sotto di questa quantità il rame aumenta la resistenza meccanica della lega e anche la sua durezza. Al di sopra di tale valore si manifesta un decadimento delle prestazioni. Circa intorno a 100°C il materiale tende a perdere le proprietà conferite dal rame.
- ❖ **Silicio:** il silicio ha come aspetto principale quello di far aumentare la fluidità del bagno fuso, così facendo si ha una maggiore probabilità di riempimento dello stampo soprattutto nel caso di colata in gravità. Inoltre, il silicio aumenta le proprietà meccaniche di resistenza e di durezza.
- ❖ **Zinco:** lo zinco di per sé è ritenuto un materiale infragilente, però con l'aggiunta del magnesio si promuove la formazione di composti che favoriscono l'aumento delle prestazioni del materiale e lo rendono autotemprante.
- ❖ **Ferro:** questo elemento è sempre presente nelle leghe secondarie di alluminio, in linea generale aumenta le prestazioni della lega soprattutto ad elevata temperature, inoltre, il ferro dà benefici sulla riduzione della dimensione media

del grano. L'aspetto negativo principale è il decadimento della resistenza a corrosione.

- ❖ **Manganese:** questo elemento in generale apporta dei benefici alla lega nonostante favorisca l'ingrossamento del grano. Questo elemento è definito come "correttivo" in quanto aiuta a stabilizzare la resistenza a corrosione formando degli intermetallici e favorisce la formazione dei precipitati ricchi in ferro dalla morfologia tondeggianti che non infragiliscono il materiale.
- ❖ **Titanio:** il titanio solitamente viene introdotto in piccoli quantitativi e favorisce l'affinazione del grano, rendendo dunque il materiale più resistente

1.4 – Classificazione delle leghe

Una volta ottenuta la lega di alluminio questa può seguire due strade ben distinte. Infatti, la classificazione delle leghe di alluminio prevede una netta separazione fra leghe da fonderia e leghe da deformazione plastica.

- Le leghe da deformazione plastica come dice la parola stessa derivano da un processo di modifica della geometria e sono quindi il risultato delle varie operazioni del ciclo tecnologico. Le leghe di questo tipo vengono definite tramite codifica a quattro cifre che varia in funzione del tipo di alligante presente (*Tabella 1.2*)

Leghe da deformazione plastica

| | Serie | Lega |
|--|--------------|-------------|
| | 1XXX | Al 99% |
| | 2XXX | Al-Cu |
| | 3XXX | Al-Mn |
| | 4XXX | Al-Si |
| | 5XXX | Al-Mg |
| | 6XXX | Al-Mg-Si |
| | 7XXX | Al-Zn |
| | 8XXX | Altri elem. |

Tabella 1.2: Classificazione leghe da deformazione plastica.

- Le leghe da fonderia sono definite in questo modo in quanto la geometria primaria è definita da un processo di fonderia che può essere di svariati tipi: colata in sabbia, colata in gravità, pressocolata, colata in bassa pressione ecc. In questo caso non essendoci dei processi di deformazione del materiale le proprietà saranno direttamente associate alla composizione chimica del getto.

Agendo quindi sugli elementi in lega, citati nel paragrafo 1.3 è possibile andare a definire le proprietà finali del componente. La normativa europea a cui fanno riferimento queste leghe è la EN 1780, dove ogni lega presenta delle lettere e dei numeri che identificano la normativa (EN), il materiale principale (A-Alluminio), la tipologia della lega (B-Ingot, C-Casting, M-Master alloy) e un numero di cinque cifre che indica gli elementi in lega (*Tabella 1.3*) [3].

| <i>Leghe da fonderia</i> | <i>Serie</i> | <i>Maggior elemento alligante</i> |
|--------------------------|--------------|-----------------------------------|
| <i>EN AB-</i> | 1XXX0 | Al 99% |
| | 2XXX0 | Cu |
| | 4XXX0 | Si |
| <i>EN AC-</i> | 5XXX0 | Mg |
| | 7XXX0 | Zn |
| <i>EN AM-</i> | 8XXX0 | Sn |
| | 9XXX0 | Master Alloys |

Tabella 1.3: Classificazione leghe da fonderia.

1.5 – Leghe Al-Si

Nella famiglia delle leghe da fonderia il principale elemento in lega è il silicio il quale grazie alla sua capacità di fluidificare la lega senza abbassare le proprietà meccaniche del materiale risulta fondamentale.

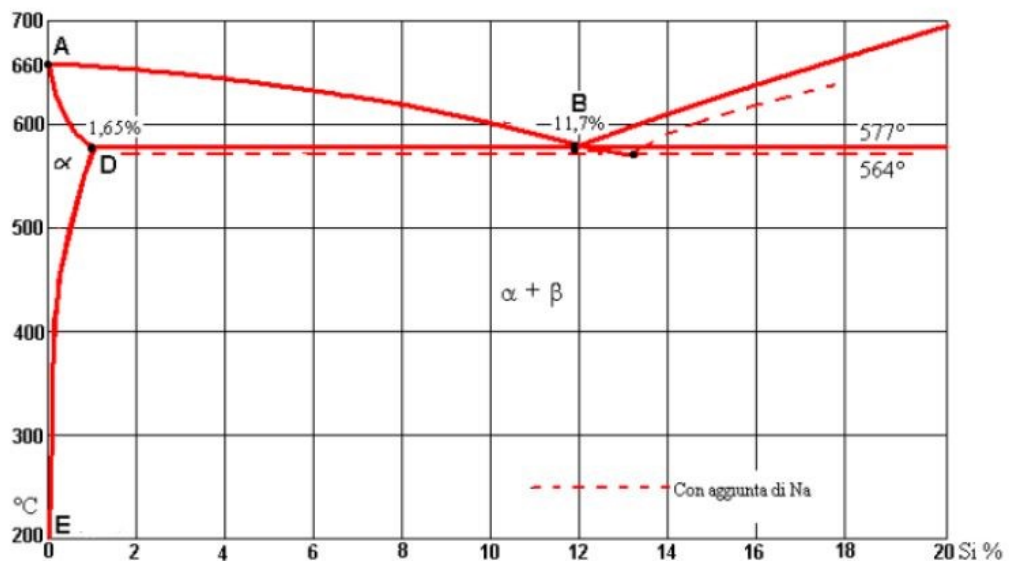


Figura 1.1: Diagramma di stato Al-Si [4].

Dal diagramma si nota come allo stato liquido ci sia piena solubilità di silicio nell'alluminio che però cala bruscamente al calare della temperatura andando a formare delle soluzioni solide di Si nel Al(α) e soluzioni solide di Al in Si(β). Le microstrutture tipiche delle leghe Al-Si da fonderia dipendono dal tenore di Si presente, suddividendo le varie leghe in ipoeutettiche (Si<12,7%), eutettiche (Si=12,7%), ipereutettiche (Si>12,7%).

A livello di microstruttura e macrostruttura sono fondamentali i seguenti parametri:

- SDAS: distanziamento fra i rami secondari delle dendriti, esso è funzione del tempo di solidificazione e segue la seguente formula empirica

$$SDAS = K * t^n$$

Dove n e k dipendono dal tipo di materiale. A piccoli valori di SDAS con conseguente microstruttura fine, corrispondono buoni valori di duttilità e resistenza a trazione.

- Dimensione della grana: secondo la legge di Hall-Petch minore è la dimensione media del grano cristallino maggiori saranno le prestazioni che la lega sarà in grado di fornire. Ciò che influenza la dimensione del grano è principalmente la composizione chimica.
- Intermetallici: la presenza di elementi come il silicio, il rame, il ferro riescono a formare dei precipitati intermetallici in grado di aumentare la resistenza meccanica del materiale. L'attenzione principale sta nella morfologia con la quale si vengono a formare i precipitati, se essi nucleano e accrescono in forma aciculare sono da evitare oppure da modificare inserendo degli elementi come il magnesio che tendono a sferoidizzare i vari precipitati.

1.6 – Leghe in esame

- A. AlSi7Mg (42100)** Questa tipologia di lega possiede come elemento principale dopo il silicio il magnesio in quantità massima 0,35%. È una lega adatta alle geometrie complesse e offre buone proprietà meccaniche, è adatta a successivi trattamenti termici.
- B. AlSi9Cu (46400)** Questa lega ha oltre alla presenza in quantità superiore alla lega A di silicio, la presenza del rame fino ad un massimo di 1,3%. Oltre ad

una migliore fluidità della lega ci si aspetta una migliore resistenza meccanica dovuta alla presenza del rame.

La principale differenza sta nella percentuale di silicio che passa da 6,5% al 9% questo implica a livello di processo avere più fluidità per quanto riguarda la lega 46400. Inoltre, la presenza del ferro è differente nelle due leghe, questo potrebbe avere un impatto sulla formazione o meno di intermetallico nell'interfaccia alluminio/acciaio.

Entrambe le leghe sono utilizzate in svariati settori, il principale è l'automotive dove queste leghe da fonderia sono spesso utilizzate per testate e basamenti di motori a combustione interna. I processi più utilizzati industrialmente sono: colata per gravità in conchiglia, pressocolata, colata in bassa pressione. La colata in conchiglia per gravità che ha come proprietà principali una qualità superficiale ottima - funzione della lavorazione eseguita sullo stampo – una grana mediamente più fine e quindi una solidificazione più rapida della colata in sabbia; l'efficienza è del 65% e il tempo ciclo mediamente si attesta dai 4 ai 6 minuti. Questa tecnologia essendo la più semplice è stata scelta per la creazione dei componenti in questo lavoro di Tesi.

1.7– Trattamenti termici

I trattamenti termici sono dei cicli termici che hanno predeterminate temperature e velocità di riscaldamento/raffreddamento della lega aventi lo scopo di modificare la struttura cristallina del materiale andando a conferire caratteristiche meccaniche differenti in funzione dei parametri di processo scelti.

In particolare, nelle leghe di alluminio i principali trattamenti termici applicati sono:

- O: ricottura
- T2: è un raffreddamento da elevate temperature ed un invecchiamento naturale
- T4: solubilizzazione e invecchiamento naturale
- T5: raffreddamento a valle di un processo di deformazione a caldo e invecchiamento artificiale in forno.
- T6: solubilizzazione e invecchiamento artificiale. È il trattamento termico più utilizzato nel mondo industriale
- T8: solubilizzazione, lavorazione a freddo e invecchiamento

Il principio alla base di questi trattamenti è la presenza di una variazione di solubilità allo stato solido ad alte temperature. Quindi se riscaldate ad un'opportuna temperatura la fase secondaria si scioglie nella matrice solubilizzandosi. A questo punto un brusco raffreddamento va a formare una soluzione sovrassatura, non avendo la possibilità di attivare i fenomeni diffusivi. Questa soluzione solida sovrassatura è instabile e tenderà tramite invecchiamento naturale (temperatura ambiente) o artificiale (150°/250°) a far precipitare la seconda fase. Questo precipitato può essere:

- Coerente: è metastabile, tenderà ad evolversi. È la configurazione che genera un maggior incremento delle proprietà meccaniche
- Semi-coerente: alcuni legami si rompono riducendo l'effetto di rinforzo per la lega. In questo caso però si nota un rapido incrudimento della lega.
- Incoerente: se il precipitato passa da coerente ad incoerente si entra nella zona di overaging dove decadono le proprietà meccaniche ottenute tramite trattamento termico.

Di seguito un confronto fra proprietà della lega 46400 as cast e della stessa lega trattata 46400 T6.

| | 46400 | 46400 T6 |
|------------------------------------|--------------|-----------------|
| CARICO DI ROTTURA [MPa] | 135 | 310 |
| CARICO DI SNERVAMENTO [MPa] | 90 | 270 |
| ALLUNGAMENTO [%] | 1 | 1,6 |
| DUREZZA BRINELL | 60 | 120 |

Tabella 1.3: Confronto lega 46400 as cast e trattata

Un altro aspetto legato indirettamente ai trattamenti termici riguarda la crescita di eventuali intermetallici venutisi a formare durante la fase di colata. Si è visto tramite studio della letteratura come un trattamento termico effettuato ad una lega bi-materiale, come quella in esame, possa far crescere e a volte degradare l'intermetallico che si forma a cavallo fra i due materiali. Questo fenomeno sarà descritto nel capitolo seguente che riguarda i principali studi analizzati.

1.8 – L'acciaio AISI 304

Essendo il materiale della rete utilizzata (*Figura 1.2*) a diretto contatto con la matrice di alluminio, seguirà una breve descrizione della tipologia di acciaio.

Gli acciai inossidabili sono una famiglia di leghe aventi la peculiarità di essere resistenti all'ossidazione. Questa particolarità è dovuta alla presenza del cromo in percentuali superiori al 12%, in questo modo il materiale genera un piccolissimo strato di ossido di cromo sulla superficie che lo protegge dagli attacchi esterni.

In particolare, l'acciaio AISI 304 fa parte della macro-famiglia degli acciai inossidabili austenitici più precisamente della famiglia degli acciai al Cr-Ni. Questa tipologia di acciaio è resistente al contatto con aria, acqua e in generale agli agenti atmosferici ed è quindi il principale acciaio inossidabile utilizzato per applicazioni di tutti i giorni.

Questo acciaio inossidabile è utilizzato in svariati settori, dalle applicazioni domestiche e industriali fino al campo architettonico per elementi esterni. Meccanicamente risulta più performante rispetto al comune acciaio dolce, seppur resistente alla corrosione è vulnerabile al contatto diretto con acqua salina.

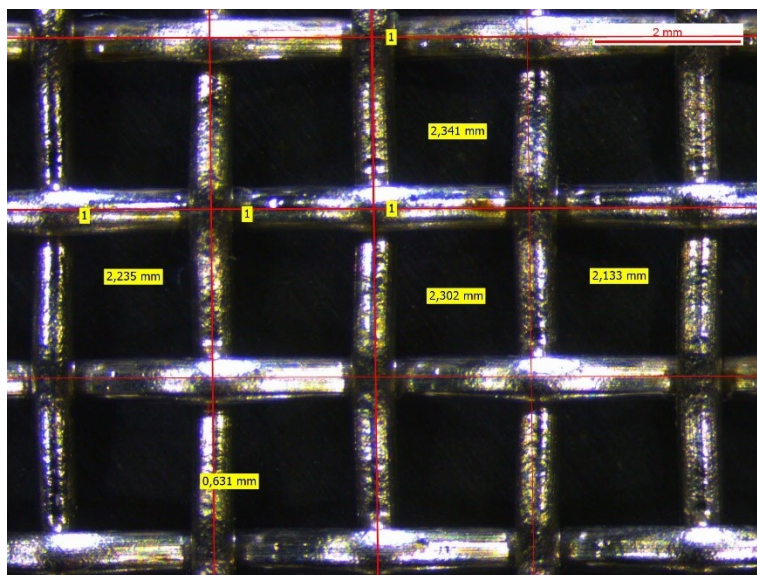


Figura 1.2 Rete utilizzata. Diametro filo 0,6mm interasse 2.3mm

CAPITOLO 2

2.1 - Stato dell'arte

Di seguito verranno riportati gli studi preliminari effettuati al fine di essere al corrente dello stato dell'arte riguardate i materiali ibridi. I primi studi citati sono stati di ispirazione per questo lavoro di Tesi in quanto l'inserimento di rinforzi in acciaio nella matrice di alluminio mostra incrementi di resistenza meccanica notevoli.

Practical guidelines enable faster development of insert-strengthened aluminum castings. [5]

Carl Soderhjelm And Diran Apelian, Metal Processing Institute, Worcester
Polytechnic Institute (Worcester, Massachusetts)

Questo articolo evidenzia come sempre di più i settori del trasporto industriale stanno puntando sull'utilizzo delle leghe di alluminio in modo da ridurre drasticamente le masse in gioco, ridurre i consumi e quindi di conseguenza l'inquinamento dei veicoli. Ad ogni modo per certe applicazioni la resistenza, la rigidità e la resistenza alle alte temperature dell'alluminio non sono sufficienti. Questo sta spingendo la ricerca di nuovi materiali in grado di sopperire alle criticità delle leghe di alluminio.

Una delle strade che si sta seguendo è quella della creazione di bimalteriali, ovvero, un materiale composito con matrice in lega leggera e inserti in acciaio, principalmente INOX.

Quando due materiali metallici entrano in contatto diretto si ha la possibilità di creare due diversi legami:

- Legame meccanico, esso nasce a causa della differenza di dilatazione termica dei due materiali che quindi in fase di raffreddamento tendono ad aggrapparsi l'un l'altro.
- Legame metallurgico, in questo caso avviene scambio allo stato liquido e più difficilmente, solido fra i due materiali e quindi nell'interfaccia viene a crearsi un "materiale ponte". Questo strato intermedio è stato dimostrato, nel caso di lega di alluminio e inserto in acciaio, avere un range di resistenza che varia da

14 a 114 MPa. Fortemente influenzato dalla superficie di contatto e dalla composizione chimica dei due materiali.

In questo articolo è stato studiato l'effetto sulla resistenza meccanica andando ad inserire un inserto in acciaio (mild steel 1015) nella colata di una lega di alluminio (A356).

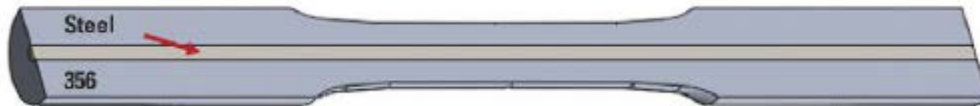


Figura 2.1 Disegno del provino realizzato [5].

Il filo in acciaio viene prima “alluminizzato” ovvero immerso, dopo pulitura, in un bagno isothermico di alluminio così da dare il via ai fenomeni di diffusione e far quindi aggrappare l'alluminio all'acciaio. Il risultato mostrato in figura è lo strato di legame metallurgico che si crea in questo modo.

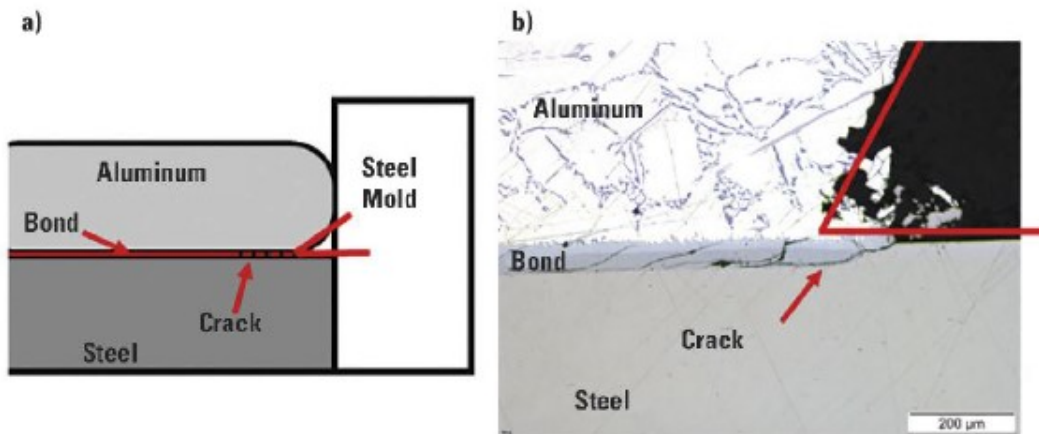


Figura 2.2 Legame Al/Steel [5].

Di seguito invece sono riportati direttamente i risultati delle prove meccaniche di trazione. Si evince come il materiale rinforzato ha un carico di rottura superiore alla lega base andando però a ridurre l'allungamento percentuale, questo dovuto alla presenza del filo che in alcuni punti presenta delle porosità che hanno innescato delle cricche portando il materiale a rottura con un allungamento percentuale inferiore.

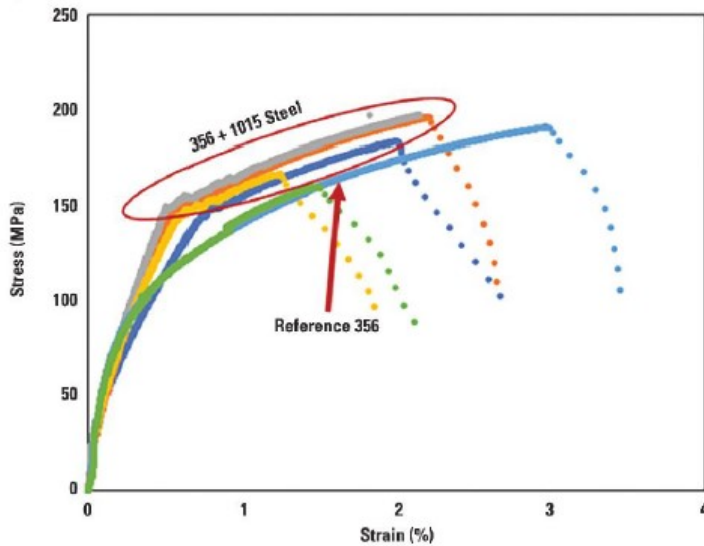


Figura 2.3 Diagramma σ/ϵ e provini arrivati a rottura [5].

Mechanical properties and reinforced mechanism of the stainless steel wire mesh-reinforced Al-matrix composite plate fabricated by twin-roll casting. [6]

Huagui Huang, Jichao Wang and Wenwen Liu

In questo articolo viene analizzato sperimentalmente l'effetto dell'aggiunta di una rete in acciaio INOX 304 all'interno di una matrice di alluminio 1060 (analisi chimica in Figura 1.5). Il processo di creazione del materiale è il twin-roll casting, rappresentato schematicamente in Figura 1.4. Inoltre, viene effettuata una analisi micro e macrostrutturale della zona di interfaccia delle due leghe.

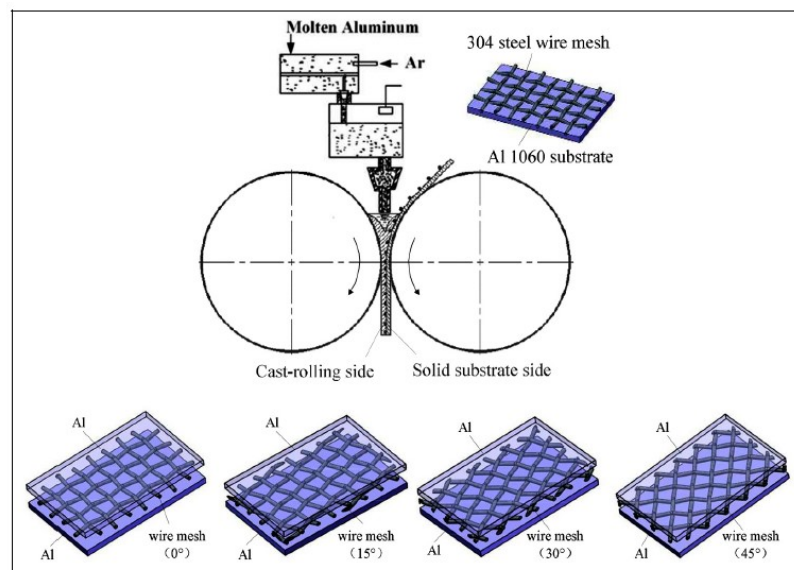


Figura 2.4 Processo di aggiunta rete nella matrice.[6]

| Materials | Chemical composition (in wt%) | | | | | | | | |
|-----------|-------------------------------|----------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|------------|
| Al 1060 | Si-0.25 | Cu-0.05 | Mg-0.03 | Zn-0.05 | Mn-0.03 | Ti-0.03 | V-0.05 | Fe-0.35 | Al-99.60 |
| 304 SUS | C-0.07 | Cr-17.15 | Ni-8.02 | Si-1 | Mn-2 | S-0.03 | P-0.035 | – | Fe-balance |

Figura 2.5 Analisi chimica due materiali utilizzati [6].

Le prime analisi riportate dalla pubblicazione sono inerenti alla macrostruttura, di seguito le immagini al microscopio ottico che evidenziano i vuoti e le cricche già presenti e visibili.

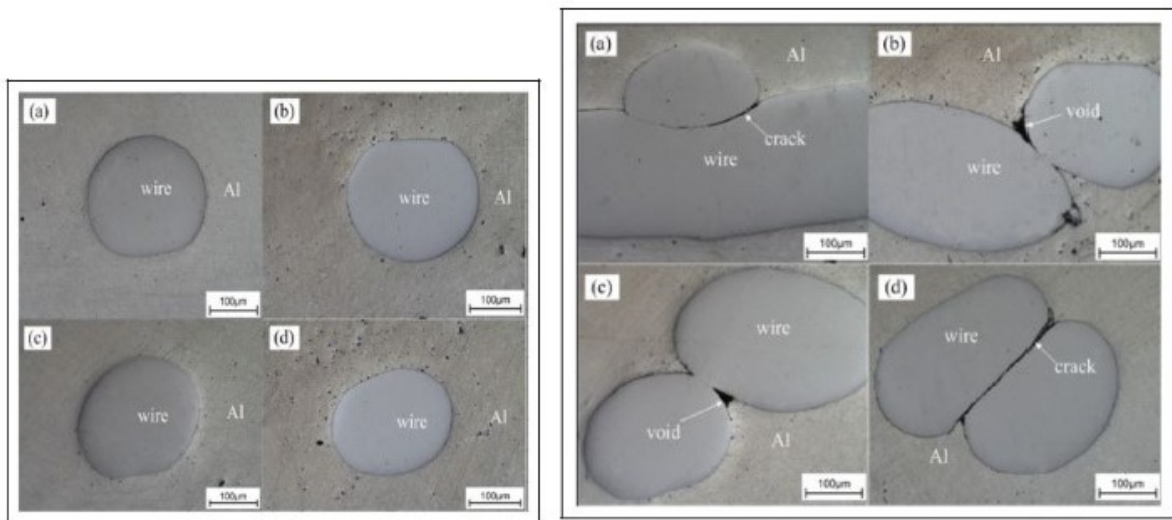


Figura 2.6 Macrostruttura della lega alle diverse orientazioni [6].

Si nota come già in fase di produzione si creino degli inevitabili vuoti nelle intersezioni della rete, di entità diversa in funzione della posizione della rete.

Lo studio ha poi approfondito cosa accade nell'interfaccia acciaio alluminio. L'analisi che è stata effettuata è la spettroscopia a raggi X (EDS). Definita una linea di misurazione, lo strumento effettuerà una serie di analisi chimiche puntuali restituendo un grafico, come quello in *Figura 2.7*. Si nota come è avvenuta diffusione fra i due materiali ma lo strato ottenuto è di soli 5 µm e quindi non apprezzabile al microscopio.

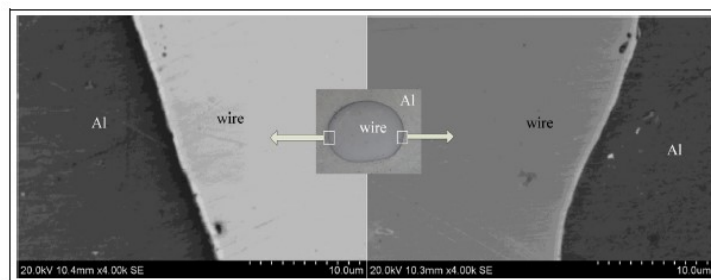


Figura 2.7 Analisi EDS interfaccia [6].

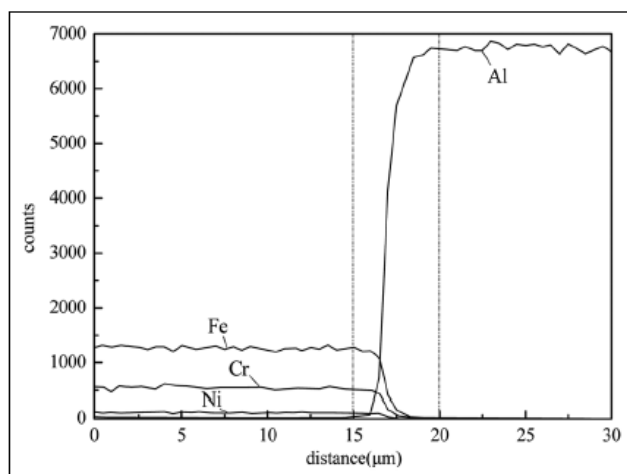


Figura 2.8 Linescan EDS [6].

In seconda analisi sono riportate le prove meccaniche effettuate. Di maggior interesse sono le proprietà ottenute dopo la prova statica di trazione, prova che sarà effettuata anche in questo elaborato di Tesi.

Le prove effettuate in questo articolo hanno dato i seguenti risultati:

| Reinforcement mode | Tensile strength σ_b (MPa) | Tension elongation δ (%) | Growth rate of σ_b (%) | Growth rate of δ (%) |
|--------------------|-----------------------------------|---------------------------------|-------------------------------|-----------------------------|
| No reinforcement | 70.2 | 23.2 | — | — |
| 0° | 71.2 | 9.2 | 1.4 | 60.3 |
| 15° | 73.6 | 16.1 | 4.8 | 30.6 |
| 30° | 77.4 | 18.9 | 10.3 | 18.5 |
| 45° | 90.5 | 19.3 | 28.9 | 16.8 |

Tabella 2.1 Risultati prove di trazione [6].

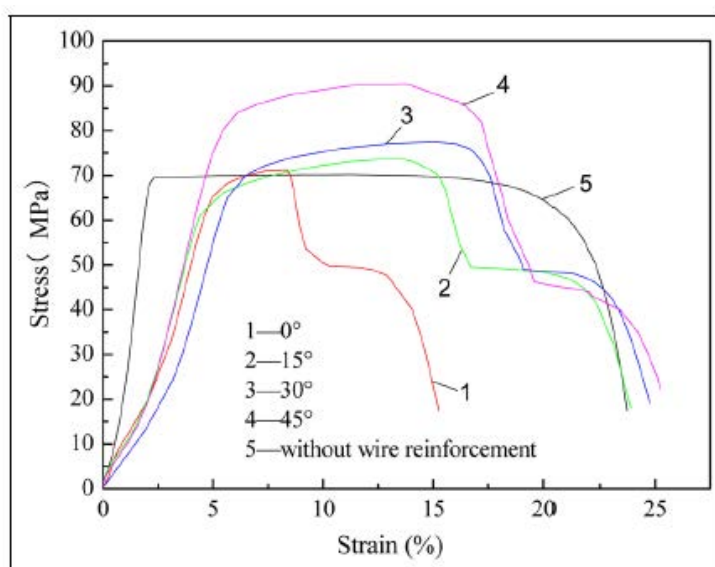


Figura 2.9 Curve di trazione in funzione dell'orientazione della rete [6].

La conclusione di questo studio conferma come l'aggiunta di una rete di rinforzo vada ad incrementare le prestazioni di resistenza a rottura del materiale, inoltre va a definire come nella zona di interfaccia fra i due materiali si venga a formare una sottile zona di diffusione che funge da legame metallurgico. Questa zona di diffusione non risulta apprezzabile al microscopio ma dall'analisi EDS si evince che la separazione dei due materiali non è netta e quindi alcuni atomi, spinti dal forte gradiente di concentrazione e dalle temperature elevate, migrano da un materiale all'altro. Questo risultato è di fondamentale importanza per questo lavoro di Tesi in quanto il tempo di contatto allo stato liquido è molto simile e ci si aspetta dunque un risultato confrontabile.

Infine applicando un trattamento termico al materiale si possono ridurre le tensioni residue lasciate dal processo di formatura in questo caso Twin Roll Casting. Il trattamento termico è una ricottura a temperature che variano dai 350°C ai 550°C.

Gli articoli che seguono sono frutto di una analisi approfondita riguardante l'interfaccia fra acciaio e alluminio. Questo argomento è molto delicato e variegato, si è cercato di toccare tutti i punti fondamentali per ottenere una visione complessiva del tema. Nella letteratura sono presenti molti pareri contrastanti al riguardo, soprattutto per quanto riguarda la formazione degli intermetallici e l'eventuale accrescimento in fase solida.

Analysis of the Mechanism of Die Soldering in Aluminum Die Casting [7]

Q. HAN and S. VISWANATHAN

Questo primo articolo va ad analizzare uno dei principali difetti del processo di pressocolata ovvero il Die Soldering. Quando la lega di alluminio liquida entra in contatto con lo stampo vengono attivati dei fenomeni diffusivi, favoriti dalla temperatura elevata e dal gradiente di concentrazione del ferro – l'acciaio ne è ricco mentre l'alluminio, allo stato liquido ne è ghiotto. Questa diffusione può portare alla creazione di intermetallici che in fase di estrazione del pezzo dallo stampo rimangono attaccati al getto, strappando quindi piccolissime porzioni di acciaio dallo stampo. Quest'ultimo poco alla volta risulterà inutilizzabile a causa della continua erosione da parte dell'alluminio. Lo studio in particolare va ad analizzare solo cosa accade alle alte temperature e non considera cosa accade, ad esempio, durante un trattamento termico. La procedura seguita per le analisi è la seguente: è stato sagomato un cilindro dal diametro di 12mm e annegato in un bagno di alluminio puro, il tutto sotto il controllo continuo della temperatura; il cilindro in acciaio dolce è stato tenuto per tempi differenti, sezionato ed analizzato al microscopio.

I risultati ottenuti sono rappresentabili sommariamente dalla seguente tabella:

| Surface Temperature (°C) | Dipping Time (min) | Result |
|--------------------------|--------------------|--------------|
| 740 | 1 to 4 | soldering |
| 680 | 1 to 5 | soldering |
| 665 | 2 | soldering |
| 661 | 4 to 6.6 | soldering |
| 657 | 6 | soldering |
| 643 | 6, 1200 | no soldering |
| 630 | 6 | no soldering |

Figura 2.10 Tabella risultati [7].

Per quanto riguarda la composizione dell'intermetallico che viene a formarsi, in questo articolo è stato fatto l'uso del diagramma di stato Al-Fe, dal quale è emerso come in queste condizioni la fase che ha modo di svilupparsi è Al_3Fe di seguito l'immagine dell'illustrazione schematica utilizzata in questo elaborato.

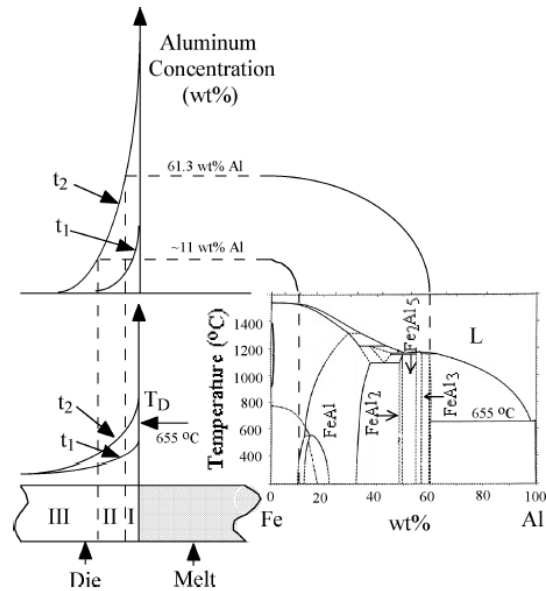


Figura 2.11 illustrazione schematica fase intermetallica [7].

Trattandosi di alluminio puro l'unico legame che può venire a crearsi è presente nel diagramma di stato. Essendo la temperatura di processo inferiore ai 1100°C è stato ipotizzato che la fase presente è Al_3Fe la quale ha la curva di solidus a 655°C . Di seguito è riportata l'immagine della concentrazione di alluminio in funzione della distanza dall'acciaio.

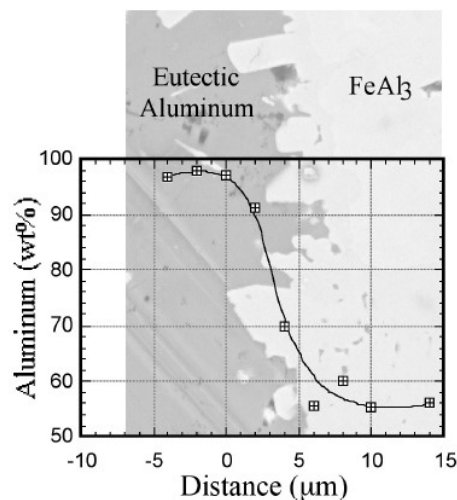


Figura 2.12 Percentuale Al - distanza acciaio [7].

Questo articolo si conclude andando a determinare una temperatura critica dello stampo oltre la quale si viene a formare il Die Soldering. Inoltre, è possibile evincere come tra l'acciaio e l'alluminio esiste la possibilità di creare un intermetallico in fase di colata ed esso dipende principalmente dalla temperatura e dalla composizione chimica.

Di seguito si analizza un altro articolo riguardante la formazione di intermetallico fra acciaio e alluminio, in questo caso però si va ad analizzare la possibilità di crescita dell'interfaccia in funzione del trattamento termico associato.

Formation and evolution of the interfacial structure in al/steel compound castings during solidification and heat treatment. [8]

Aina Opsal Bakke, Lars Arnberg, Jan-Ove Løland, Svein Jørgensen, Jan Kvinge,

Yanjun Li

In questa pubblicazione viene analizzata l'interfaccia che si crea in fase di colata in bassa pressione tra acciaio zincato e una lega di alluminio. In particolare, la lega di alluminio è la stessa lega utilizzata in questo lavoro di Tesi, ovvero la A356 (Al7SiMg). Inoltre, è stato eseguito un trattamento termico T6 al getto ottenuto andando ad analizzare le fasi create come si comportano. Lo scopo è quello di andare ad applicare uno dei trattamenti più utilizzati su una lega bi-materiale alluminio/acciaio e caratterizzare l'interfaccia che si viene a creare.

In primo luogo, è mostrata l'interfaccia as cast. Da sottolineare come in questo articolo l'acciaio è ricoperto da uno strato di zinco. Di seguito le micrografie ricavate.

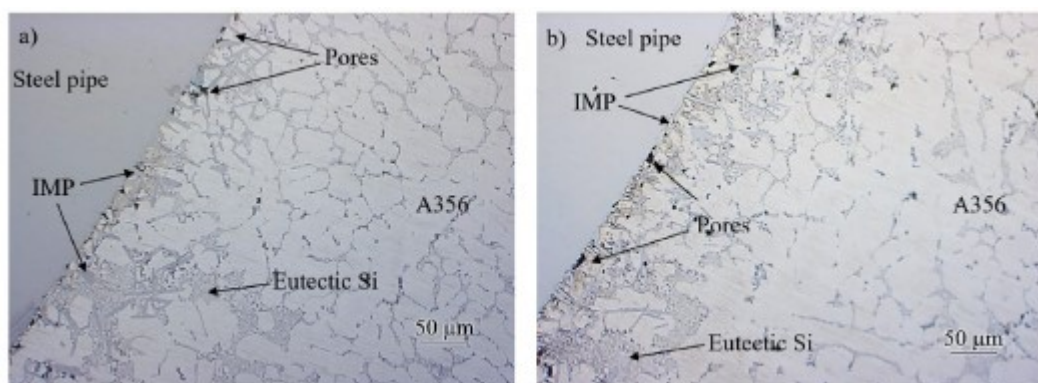


Figura 2.13 as cast interfaccia [8].

Oltre alle porosità presenti in colorazione nera, nella micrografia è possibile osservare la non marcata presenza di composti sull'interfaccia. Si notano solo alcuni punti dove è avvenuta la nucleazione di intermetallici.

Nella figura seguente invece è presentata l'interfaccia post trattamento termico e analizzata al SEM. Viene riportata anche l'analisi chimica puntuale effettuata, molto utile per identificare le fasi intermetalliche che sono cresciute dopo trattamento.

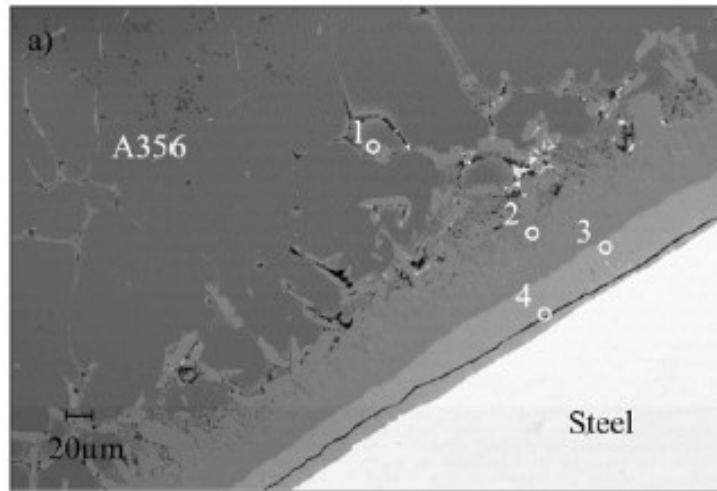


Figura 2.14 Interfaccia post T-T [8]

Compositions and possible phases analyzed by EDS of the reaction area in casting A.

| Area in Fig. 4 | Composition [at%] | | | Possible phase |
|----------------|-------------------|-------|-------|---|
| | Al | Si | Fe | |
| 1 | 54.75 | 13.14 | 32.11 | τ_{11} -Al ₄ Fe _{1.7} Si |
| 2 | 68.41 | 16.07 | 15.52 | β -Al _{4.5} FeSi |
| 3 | 68.96 | 16.18 | 14.86 | β -Al _{4.5} FeSi |
| 4 | 68.38 | 16.14 | 15.47 | β -Al _{4.5} FeSi |
| 5 | 68.33 | 16.15 | 15.52 | β -Al _{4.5} FeSi |

Tabella 2.15 Composizioni possibili [8].

Da questa analisi si osserva come la fase preponderante è l'intermetallico che prendi il nome di β -Al_{4.5}FeSi. La formazione di questo intermetallico è favorita energeticamente dalla presenza del silicio in quantità modeste (7%) infatti il composto ternario è favorito rispetto al composto binario Al₃Fe più conosciuto soprattutto nel fenomeno di DieSoldering. Si nota anche una cricca proprio in corrispondenza del layer di intermetallico, dovuto alla differenza di dilatazione termica dei due materiali e del layer stesso che in fase di tempra, prevista dal T6, va a generare delle forti tensioni

interne tali da generare rotture in prossimità del composto intermetallico. Queste cricche evidenti nelle micrografie sono sintomo di fragilità del composto.

Le conclusioni di questo articolo sono le seguenti:

- Durante il processo di colata non si sono creati composti binari Al-Fe ma il principale composto identificato è il ternario $\beta\text{-Al}_{4.5}\text{FeSi}$ favorito energeticamente.
- Durante il trattamento termico si nota un notevole aumento del layer di intermetallico dovuto alla diffusione allo stato solido di atomi di Si e Al. Si nota inoltre come la zona attorno all'interfaccia si sia impoverita di Si eutettico.

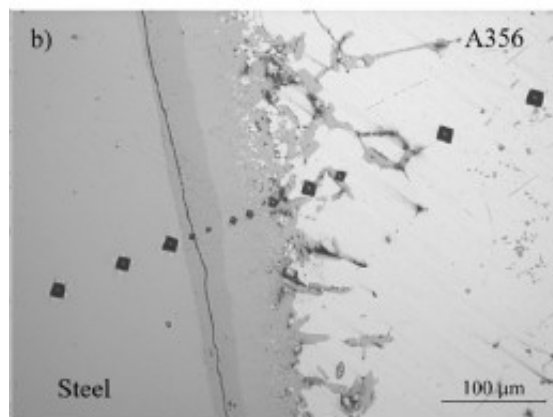


Figura 2.15 Si nota la zona impoverita di silicio nella zona adiacente al layer di intermetallico [8].

- Il trattamento termico T6 va a generare delle cricche a causa della deformazione termica. È quindi sconsigliabile un trattamento che preveda sbalzi importanti di temperatura su leghe di questo tipo. Da notare comunque la crescita associata al trattamento termico. Quindi è da favorire un trattamento di Ricottura al più comune T6.

Il prossimo articolo va ad analizzare cosa accade all'interfaccia fra una lega di alluminio da deformazione plastica e l'acciaio aisi316. Il processo utilizzato per unire i due materiali è il Clad Strip. Anche in questo caso si analizza la dinamica di crescita dei composti post trattamento termico.

Growth Kinetics of Interfacial Intermetallic Compound in Al(AA4343)/Steel(SUS316) Clad Strip [9].

Xiaojun Zhang, Kunyuan Gao^b, Xiuhua Hu, Yusheng Ding, Guozhan Wang,
Xiaolan Wu, Zuoren Nie

Questo articolo va ad analizzare cosa accade fra acciaio e alluminio dopo due diversi trattamenti termici uno a 550°C 10h e l'altro a 610°C 10h. La lega di alluminio è AA4343 mentre l'acciaio è SUS316. Questo studio si sofferma sulla caratterizzazione dell'interfaccia e soprattutto sulla crescita in funzione del tempo dello spessore dell'intermetallico.

La procedura sperimentale è la seguente:

- Pulitura di entrambe le superfici per mezzo di alcohol e acetone.
- Twin-roll fino ad una deformazione del 50%.
- Trattamento termico di ricottura con raffreddamento in aria calma.
- Analisi al microscopio SEM e analisi EDS.

Le prime immagini riportate sono relative all'interfaccia e alla presenza o meno di composto intermetallico. Di seguito in Figura si nota come il trattamento termico vada ad aumentare lo spessore del precipitato. Inoltre, è stato ricavato il grafico spessore/tempo per entrambi i trattamenti.

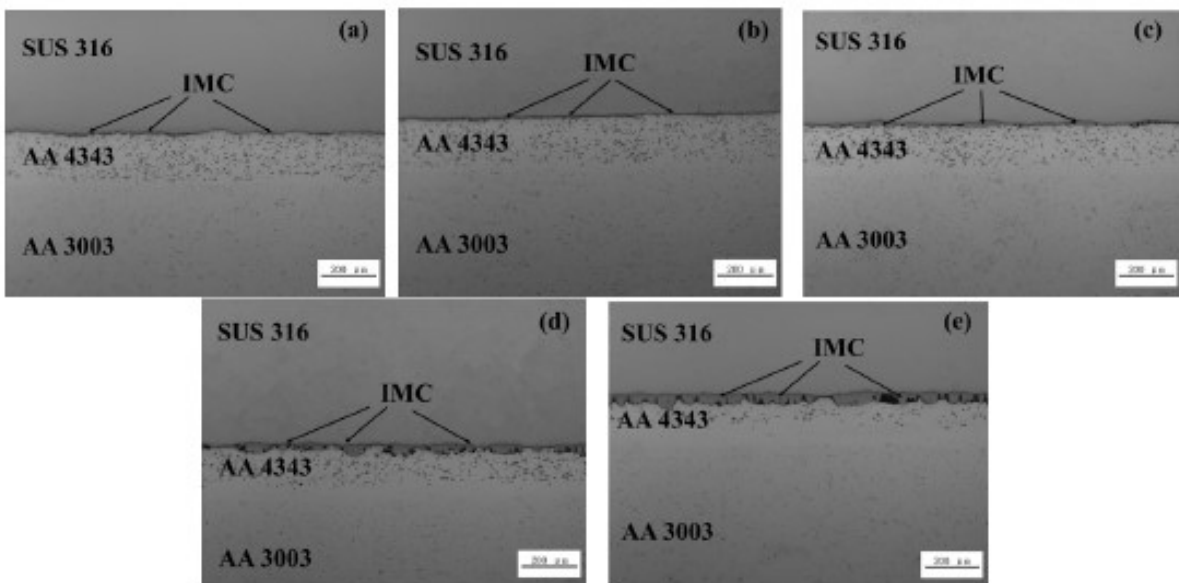


Figura 2.16 Intermetallico formatosi alla temperatura di 550°C. a)1h; b)2h; c)5h; d)10h; e)20h [9].

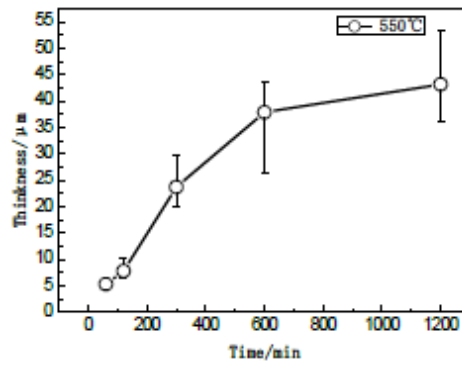


Figura 2.17 Diagramma Tempo - Spessore IMC. Trattamento a 550°C. [9].

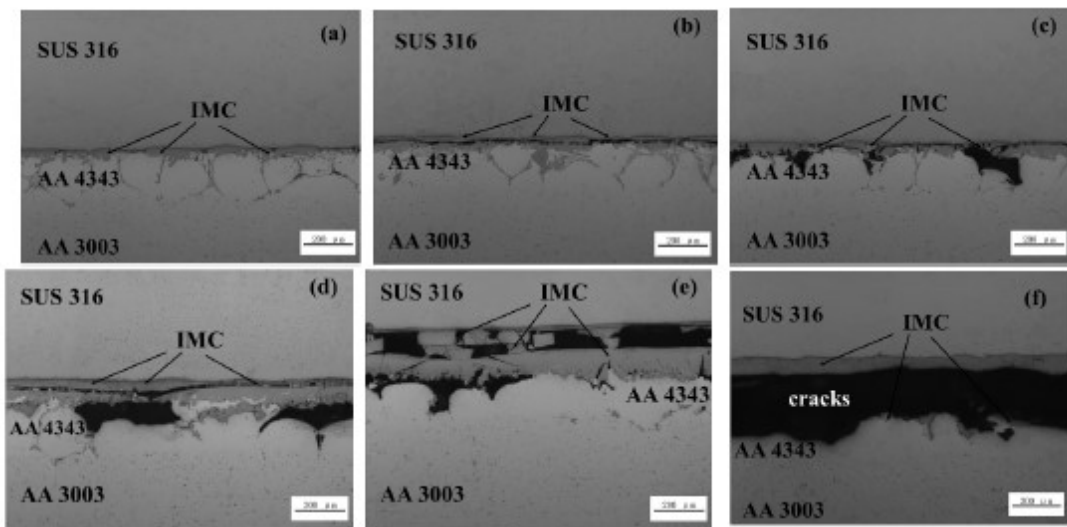


Figura 2.18 Intermetallico formatosi alla temperatura di 610°C. a)1h; b)2h; c)5h; d)10h; e)20h [9].

Sempre in questo articolo è stata studiata la composizione chimica del composto sfruttando il microscopio SEM e la tecnologia EDS. Di seguito le immagini.

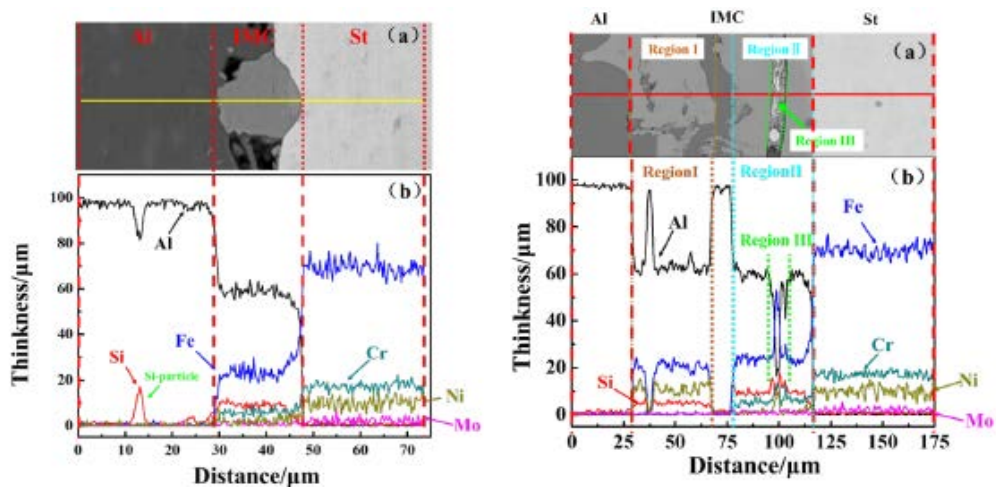


Figura 2.19 Analisi EDS del composto [9].

Arrivando alle conclusioni di questo articolo:

- Durante il trattamento a 550°C, si ottiene un intermetallico con spessore che varia da 4.3 a 36 μm in funzione del tempo da 1h a 20h. L'analisi chimica rivela come la composizione chimica è riconducibile a composti ternari Al-Si-Fe, più in particolare il composto più presente è $\tau_{10} - \text{Al}_4\text{Fe}_{1.7}\text{Si}$
- Sono state ricavate empiricamente delle curve che correlano lo spessore al tempo di trattamento termico. $X=(kt)^n$. A 550°C, $n = 1/2$, $k = 1.9 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$.

2.2 – Obiettivi della Tesi

A questo punto è stato possibile definire un percorso da seguire al fine di ottenere i migliori risultati. Gli studi sopra citati sono solo una parte degli articoli studiati per orientarsi in questo lavoro.

In primo luogo, si è dovuto definire la geometria dello stampo e quindi il modo di posizionare l'inserito all'interno del componente. Dopodiché una volta ottenuti i getti grezzi è stato definito grazie ai dati ricavati in letteratura il miglior trattamento termico che possa far crescere gli eventuali intermetallici da poter poi caratterizzare a livello microstrutturale ma anche meccanico.

La microstruttura anch'essa è stata analizzata prima e dopo trattamento termico, così da caratterizzare la presenza o meno dello strato di intermetallico all'interfaccia fra alluminio e acciaio.

Gli obiettivi a valle degli studi effettuati sono quindi:

- Verificare prima e dopo trattamento termico l'interfaccia Al / acciaio di entrambe le leghe evidenziando quindi se la composizione chimica va ad influire o meno sul legame metallurgico.
- Testare come l'aggiunta di un rinforzo vada a modificare o meno le proprietà meccaniche statiche di un getto in lega di alluminio. Queste prove di trazione verranno effettuate per entrambe le leghe as cast e trattate. In questo modo è possibile andare a caratterizzare indirettamente anche il legame metallurgico che si crea in fase di trattamento termico.

CAPITOLO 3

3.1 – Progettazione e realizzazione dello stampo

Come primo passo è stato necessario definire e modellare la geometria dello stampo. Il componente da ottenere non è un semplice getto ma al suo interno si è deciso di inserire una rete in acciaio. Per poter ottenere questo risultato lo stampo deve essere modellato in modo tale da ospitare la rete e che quest'ultima in fase di colata rimanga stabile il più possibile. Chiaramente la geometria grezza che si ottiene ricorda già la forma del classico provino di trazione (dog bone). Inoltre, per evitare inconvenienti in fase di estrazione del materiale dallo stampo sono stati realizzati degli sforni di 5° su ogni parete verticale.

Di seguito sarà illustrata la procedura seguita dal modello 3D alla preparazione per la prima colata.

Lo stampo è stato suddiviso in quattro piastre:

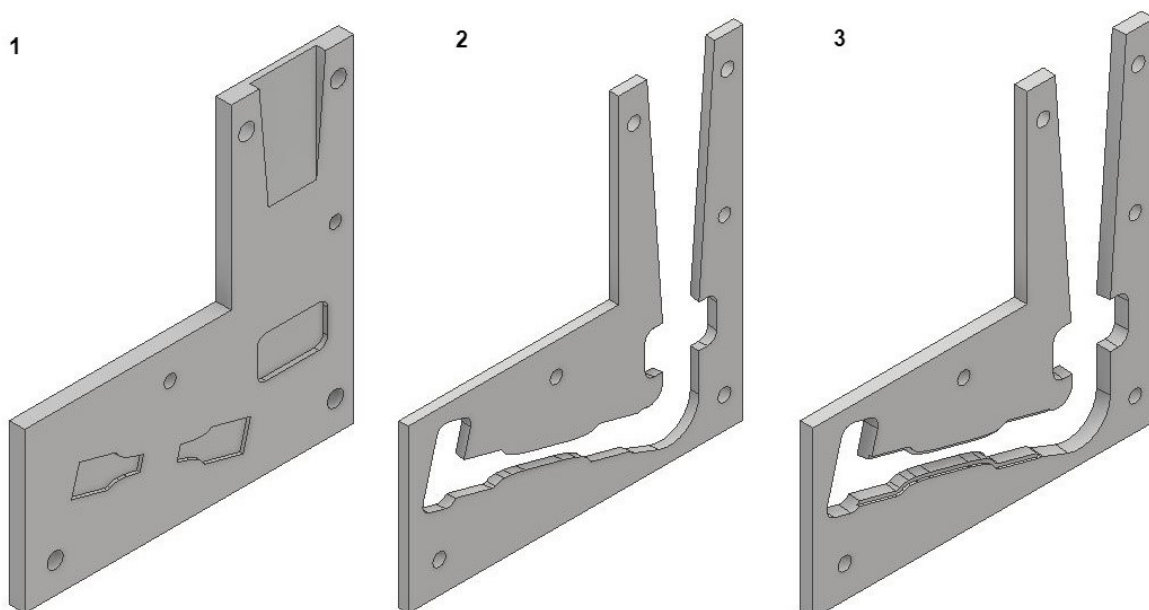


Figura 3.1 Piastre modellate. 1)due piastre simmetriche esterne; 2)piastra liscia; 3)piastra con scavo per rete

Andando ad unire ogni piastra interna con la piastra esterna rispettiva si va ad ottenere lo stampo a due piastre in *Figura 3.2*

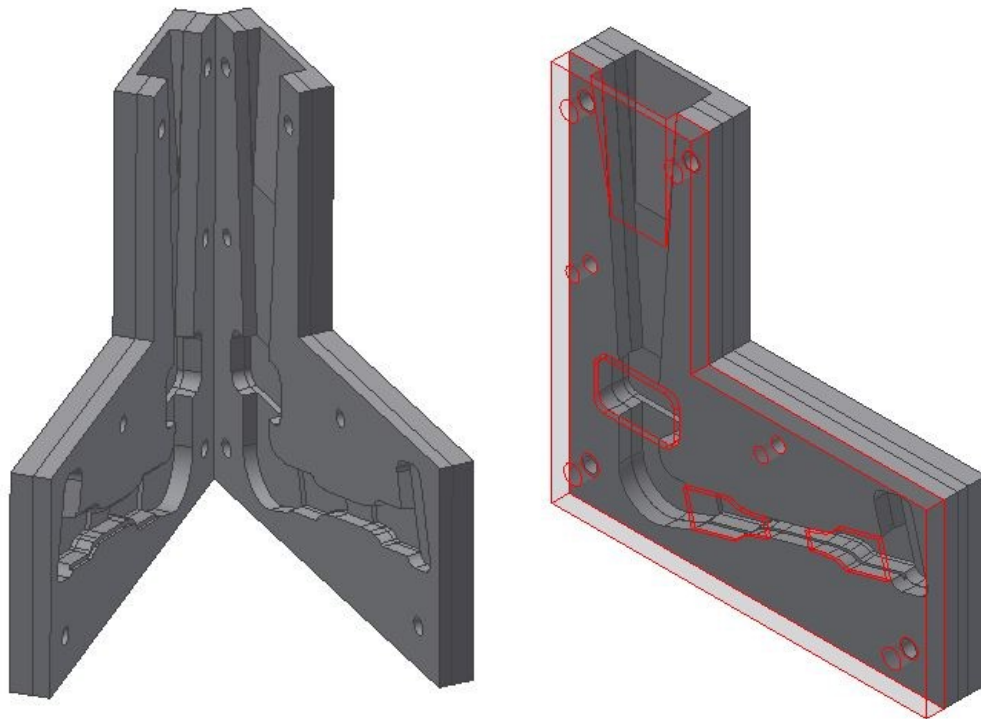


Figura 3.2 Disegno stampo 3D completato

Una volta definite e modellate tutte le geometrie utili in fase di produzione come il canale di colata, la sede del filtro, la materozza, lo stampo è mandato in produzione.

Nel frattempo, è stata definita la geometria della rete. È stata scelta una configurazione con la maglia parallela all'asse del provino. Per ottenere un risultato il più possibile preciso si è deciso di appoggiarsi ad una azienda esterna per il taglio delle sagome, più precisamente è stata utilizzata la tecnologia WaterJet. In parallelo sono stati tagliati i filtri in ossido di silicio per evitare di far passare le impurità presenti nel crogiolo.

Il risultato è il seguente.

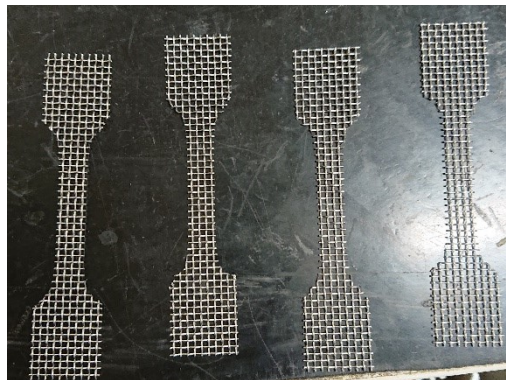


Figura 3.3 Rete in acciaio tagliate



Figura 3.4 Stampo realizzato

Prima di poter procedere con le colate è stato necessario preparare l'alloggiamento per la termocoppia, rivestire la parte interna dello stampo con del distaccante. Tutte le reti inserite hanno seguito una pulizia ad ultrasuoni immerse in acetone, in modo da eliminare in superficie lo sporco presente. Di seguito lo stampo pronto per una colata.

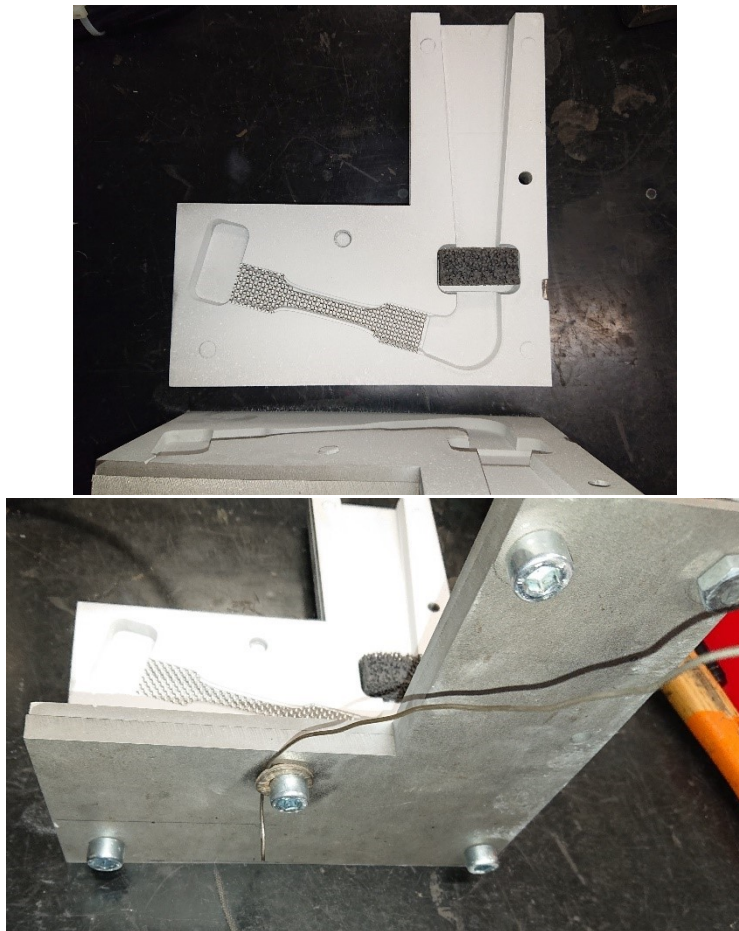


Figura 3.5 Stampo pronto all'uso

3.2 – Preparazione materiale

Il materiale utilizzato è stato reperito dal laboratorio didattico dell'Università, in particolare si sono utilizzate due diverse leghe. È stata eseguita una rapida analisi chimica sui lingotti a disposizione per determinare già in partenza la composizione chimica delle due leghe. La *Tabella 3.1* seguente va a definire la composizione dei lingotti, dando solo un valore indicativo, mentre la vera e propria composizione chimica sarà definita solamente sul materiale colato nello stampo.

LEGA "A" = AlSi7Mg 42100

| Al | Si | Mg | Fe | Ti | Mn | V | Zn | Cu | Ga | In | |
|------|------|-------|-------|-------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|-----|
| 91,7 | 7,52 | 0,332 | 0,149 | 0,115 | 0,0339 | 0,0164 | 0,0145 | 0,0116 | 0,0113 | 0,0100 | [%] |

LEGA "B" = AlSi9Cu 46400

| Al | Si | Cu | Zn | Fe | Mg | Mn | Ti | Cr | Pb | Ni | |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|--------|-----|
| 87,5 | 9,25 | 1,05 | 0,624 | 0,502 | 0,439 | 0,292 | 0,135 | 0,0353 | 0,0291 | 0,0238 | [%] |

Tabella 3.1 Analisi chimica lingotti

Questa e le seguenti analisi chimiche sono state svolte in laboratorio con l'utilizzo di uno spettrometro ottico ad emissione (Foundry Master Pro Oxford Instrument), il quale restituisce a monitor la composizione chimica del materiale in esame. In Figura 2.1 lo stampo nel quale si è colato il materiale per l'analisi chimica.



Figura 3.6 Stampo per analisi chimica

Per ogni lega si è riuscito a produrre 12 provini e sempre per ogni lega, 6 sono stati colati con all'interno la rete in acciaio. Di seguito la procedura seguita per la fase di colata del materiale.

3.3 - Colata delle leghe

Una volta suddivisi i lingotti in porzioni di materiale che vanno da 200 a 600 grammi l'uno, si è proceduto con la preparazione per la colata della prima lega. Il giorno prima il forno è stato caricato con circa 4 kg di materiale ed impostato a seguire una rampa di riscaldamento a partire dalla mattina seguente fino ad arrivare alla temperatura di 730°C e così facendo ad avere la fusione completa della lega. Nel forno a fianco invece è stato inserito lo stampo, con già al suo interno il filtro e la retina, e tenuto sotto controllo tramite la termocoppia inserita. Non appena lo stampo superava la temperatura di circa 375°C si iniziava con la procedura che andrò a schematizzare di seguito.

- Temperatura dello stampo a 375°C
- Posizionamento e chiusura dello stampo sul tavolino
- Apertura forno principale ed estrazione del crogiuolo
- Scorificazione del bagno e colata cercando di eseguire il tutto con la temperatura dello stampo di circa 350°C ± 5°C
- Misurazione temperatura massima raggiunta dallo stampo e dopo alcuni minuti estrazione del getto.

Ogni volta estratto il getto si procedeva con l'inserimento della retina e del filtro per poi ricominciare l'intero processo. Per ognuna delle due leghe sono state monitorate le temperature di colata e la temperatura massima raggiunta così facendo è possibile dimostrare la ripetibilità del processo.

Di seguito verranno riportate le tabelle delle temperature delle colate ed alcune immagini relative alla strumentazione utilizzata e alla procedura descritta sopra.



Figura 3.7 Prima colata

| LEGA "A" TEMPERATURE | | | | LEGA "B" TEMPERATURE | | | |
|----------------------|---------------|----------------|--------------------|----------------------|---------------|----------------|--------------------|
| Nome | T° Bagno [°C] | T° Stampo [°C] | T° Stampo max [°C] | Nome | T° Bagno [°C] | T° Stampo [°C] | T° Stampo max [°C] |
| 1 AR | 730 | 350 | 400 | 1 BR | 730 | 354 | 398 |
| 2 AR | 730 | 348 | 398 | 2 BR | 730 | 342 | 388 |
| 3 AR | 730 | 351 | 398 | 3 BR | 730 | 347 | 393 |
| 4 AR | 730 | 344 | 393 | 4 BR | 730 | 350 | 397 |
| 5 AR | 730 | 345 | 394 | 5 BR | 730 | 352 | 398 |
| 6 AR | 730 | 347 | 395 | 6 BR | 730 | 347 | 394 |
| 7-A | 730 | 351 | 398 | 7-B | 730 | 345 | 393 |
| 8-A | 730 | 339 | 386 | 8-B | 730 | 348 | 395 |
| 9-A | 730 | 345 | 393 | 9-B | 730 | 354 | 399 |
| 10-A | 730 | 348 | 393 | 10-B | 730 | 345 | 398 |
| 11-A | 730 | 345 | 395 | 11-B | 730 | 350 | 399 |
| 12-A | 730 | 347 | 398 | 12-B | 730 | 351 | 398 |
| Media | 730 | 346,8 | 394,8 | Media | 730 | 348,4 | 395,3 |
| Dev. Std. | 0,0 | 3,7 | 4,0 | Dev. Std. | 0,0 | 4,0 | 3,4 |

Tabella 3.2 Temperature colata

Dalla *Tabella 3.2* si nota come la deviazione standard non supera i 4,1 °C andando a dimostrare come il processo seguito ha una buona ripetibilità e di conseguenza non va ad incidere sulle future analisi.



Figura 3.8 Forni utilizzati e primi getti colati

3.4 – Analisi chimica e preparazione dei provini

Una volta colato tutto il materiale si è proceduto alla rimozione del materiale in eccesso, quindi, canale di colata, sede del filtro e materozza finale. A questo punto i getti ricavati ricordano già la forma del provino di trazione il quale verrà successivamente ricavato dal grezzo ottenuto.

La prima analisi effettuata è stata la composizione chimica del materiale colato. L'analisi è stata effettuata utilizzando uno stampo apposito dal quale è stata ricavata una piccola porzione di materiale. Di seguito i risultati.

| AlSi7Mg | | | | | | | | | | | |
|---------|------|------|-------|-------|-------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| | Al | Si | Mg | Fe | Ti | Mn | V | Zn | Cu | Ga | In |
| [%] | Bal. | 7,41 | 0,347 | 0,156 | 0,105 | 0,0321 | 0,0139 | 0,0128 | 0,0126 | 0,0119 | 0,0100 |

| AlSi9Cu | | | | | | | | | | | |
|---------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|--------|
| | Al | Si | Cu | Zn | Fe | Mg | Mn | Ti | Cr | Pb | Ni |
| [%] | Bal. | 8,85 | 1,04 | 0,664 | 0,483 | 0,446 | 0,301 | 0,132 | 0,0364 | 0,0286 | 0,0218 |

Tabella 3.3 Analisi chimica getti

3.5 – Raggi X

Prima di procedere alla lavorazione dei provini di trazione è stato deciso di svolgere una analisi preliminare ai raggi X di tutti i campioni, così da valutare in prima battuta due aspetti fondamentali:

- La presenza di macro-difetti/ porosità all'interno del materiale, sia la lega con la rete sia quella senza
- Il posizionamento della rete all'interno della matrice. Questo risulta molto importante per la fase successiva in quanto il materiale sarà lavorato tramite asportazione di truciolo e quindi nel caso in cui la rete sia stata mossa in fase di colata e disassata la lavorazione meccanica andrebbe a far uscire la rete dal materiale.

Di seguito un'immagine in *Figura 3.9* dell'attrezzatura e del componente posizionato per l'analisi.

Si nota la rete e la posizione relativa rispetto alla geometria del provino grezzo, da qui si sono valutati quali provini lavorare e quali da destinare alla sola analisi al microscopio e quindi sacrificabili.



Figura 3.9 Strumentazione raggi X ed esempio di immagine

3.6 – Preparazione provini

Al termine dell'analisi chimica e dell'analisi preliminare ai Raggi X sono stati definiti quali provini saranno sezionati ed osservati al microscopio e quali saranno invece portati a lavorare in vista della prova meccanica di trazione. Si è potuto procedere con la preparazione per l'analisi metallografica.

Di seguito in *Figura 3.10* è raffigurato il disegno del provino grezzo e le zone tagliate per essere analizzate. Per ogni provino sono state prese due sezioni trasversali e una longitudinale, le due diverse sezioni sono utili a capire come la rete vada ad influenzare il flusso di colata. In totale per ogni lega si sono analizzate 7 zone diverse.

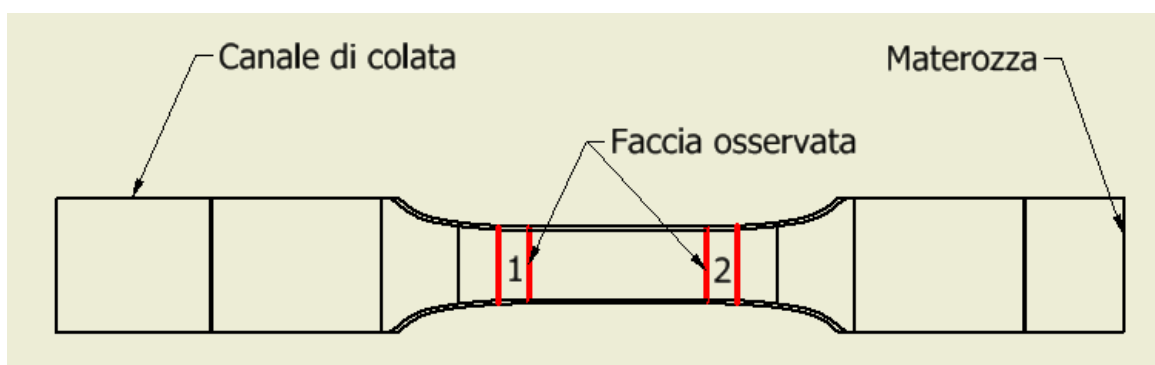


Figura 3.10 Provino grezzo

Una volta tagliate le porzioni di materiale risultavano piccole da maneggiare per le successive fasi di analisi, si è quindi deciso di inglobare i provini. Il processo di inglobatura consiste nell'annegare in uno strato di resina lasciando visibile la faccia da

osservare successivamente al microscopio. Questa procedura è svolta in automatico dall'inglobatrice a caldo la quale riscalda fino a temperatura di fusione della resina e poi allo stesso tempo mette il tutto in pressione fino a 130 bar. A queste condizioni la resina polimerizza e diventa solida inglobando al suo interno la porzione di provino.

A questo punto per poter effettuare gli studi sui campioni al microscopio ottico e al SEM è necessario rendere adatta la superficie degli stessi, si è seguita la seguente procedura standard di lappatura (*Figura 3.11*):

- Carte di “sgrossatura” con grana 180-600-1200-2400: si procede a step successivi con l'aumento della grana della carta abrasiva. Tutte queste carte hanno bisogno di acqua durante il processo e ad ogni cambio carta è utile ruotare il provino eliminando i solchi della carta precedente. Una volta arrivati alla carta 2400 si passa alle carte diamantate.
- Dischi a pasta diamantata 6 e 3 μm : prima di passare alla finitura a “specchio” queste carte che non hanno bisogno di acqua vanno a darci una finitura molto alta e ad eliminare gli ultimi segni lasciati dalla carta 2400.
- Panno agli ossidi di silicio: le paste diamantate pur dando una finitura già a specchio lasciano sul campione dei leggeri solchi visibili al microscopio. Questi leggeri segni vanno ad interferire con l'analisi del materiale e delle fasi presenti in esso. Il panno agli ossidi di silicio va ad eliminare ogni segno visibile e quindi ultima la lucidatura del campione rendendolo idoneo all'analisi microstrutturale.



Figura 3.11: Lappatrice utilizzata in laboratorio.

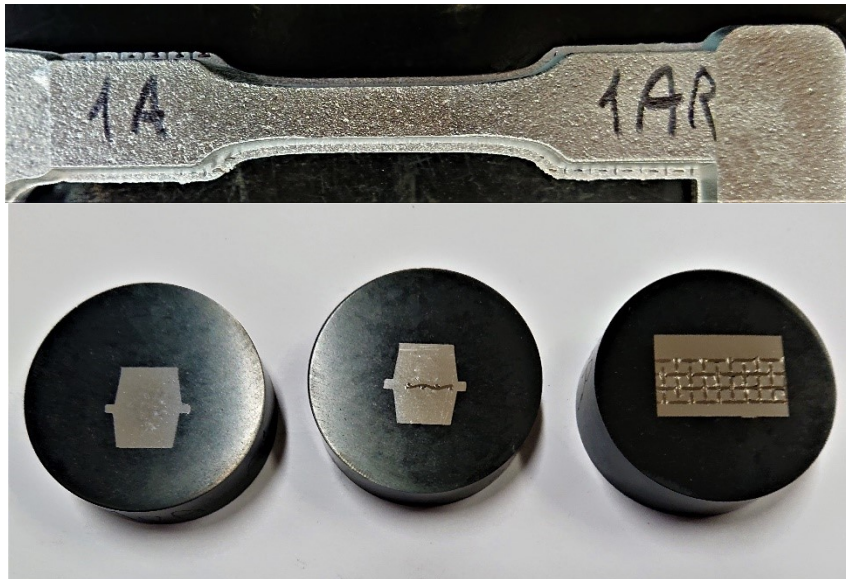


Figura 3.12 Provino grezzo e porzioni di provino inglobati

3.7 - Analisi al microscopio

3.7.1 – Prelievo immagini campioni

Una volta raggiunta la finitura superficiale definita “a specchio”, i provini inglobati e lucidati sono stati esaminati al microscopio ottico. Senza nessun attacco chimico, la diversa natura delle fasi presenti nel materiale rende queste ultime visibili già da subito. Si notano, oltre ai vari precipitati ricchi di ferro e rame, anche il silicio eutettico disperso nella matrice di α -Al. Quest’ultima è presente in maniera preponderante in entrambe le leghe. Di seguito, in Figura 2.7, alcune delle micrografie ottenute senza attacco chimico.

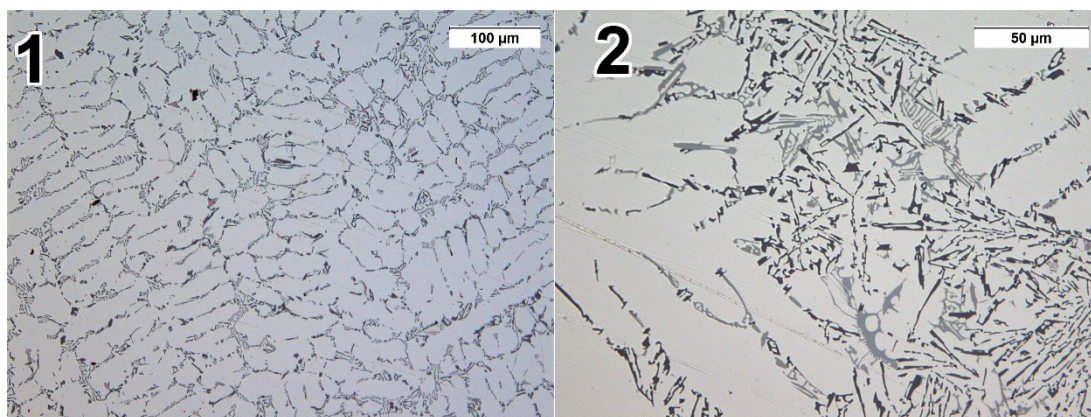


Figura 3.13: Le due micrografie (1) a 100X e (2) a 200X.

3.7.2 – Misurazione SDAS

Si è proceduti con la misurazione dello SDAS, sempre tramite microscopio ottico con l'ausilio del software LAS. Lo SDAS, ovvero lo spazio tra una dendrite e l'altra, è un indicatore della velocità di raffreddamento del materiale. Nel nostro caso è stato calcolato per avere un riscontro che le due leghe siano state colate con lo stesso gradiente di temperatura. La misurazione è stata fatta ad entrambe le leghe a 100 ingrandimenti e a cuore, tracciando dei segmenti tra uno spazio inter-dendritico e l'altro e prendendo in esame almeno 15 misure di SDAS così da ottenere una media affidabile.



Figura 3.14 Microscopio ottico utilizzato

3.7.3 – Misurazione delle porosità

La prima analisi effettuata al microscopio facendo uso del software LAS è stata la misurazione delle porosità presenti nell'intorno della rete metallica. Le misurazioni sono state fatte in 3 posizioni diverse così da caratterizzare al meglio il comportamento dei due materiali colati. La sezione metallografica analizzata è quella in Figura 2.9, inoltre è stata effettuata una sezione longitudinale sul tratto utile così da avere un'immagine di massima del comportamento del flusso nei confronti della rete.

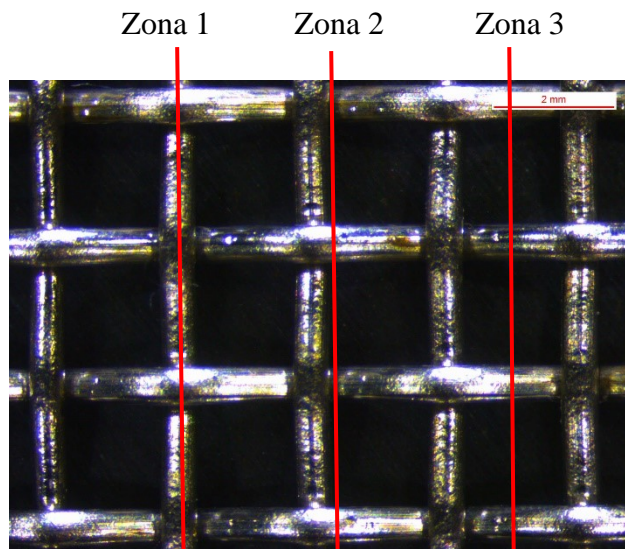


Figura 3.15 Rete. Da sinistra a destra le sezioni analizzate per il calcolo della porosità

Per ogni lega sono state analizzate le zone in *Figura 3.15* e per ogni analisi al microscopio il software era in grado di calcolare le aree di “vuoto” e in automatico generare un report, grazie al quale è stato possibile evidenziare le differenze fra le due leghe. Di seguito un’immagine elaborata.

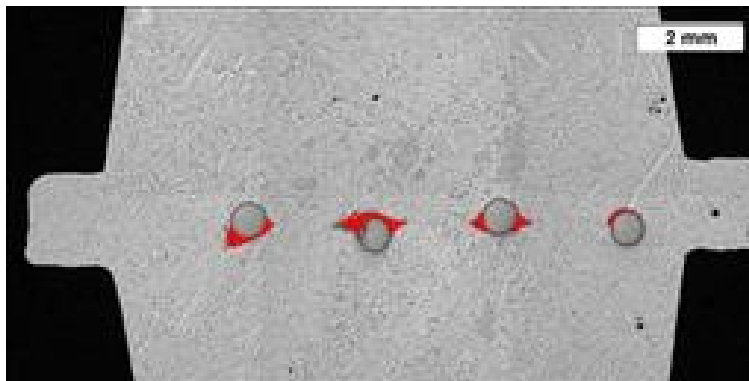


Figura 3.16 Immagine panoramica della sezione. In rosso le aree evidenziate dal software.

3.7.4 – Analisi al microscopio elettronico a scansione (SEM)

Per poter esaminare al meglio l’interfaccia fra i due materiali è stato deciso di effettuare una analisi al microscopio elettronico a scansione. Questa tecnologia sfrutta un fascio di elettroni che prendono il posto della luce, questi andando ad impattare sul materiale generano una radiazione di ritorno la quale è letta dal ricevitore per poi essere trasformata in immagine. Principalmente al momento dell’impatto si generano due tipologie di radiazioni di ritorno, una che è associata alla composizione chimica e l’altra alla morfologia del materiale.

Nel nostro caso è stato utile osservare la superficie e valutare la composizione chimica. Purtroppo, il microscopio a disposizione nel laboratorio dell'Università ha subito un guasto e non è stato possibile analizzare puntualmente la composizione chimica del materiale.

A questo punto sono state effettuate delle immagini sopra i 2000x (limite del microscopio ottico) per valutare se all'interfaccia si sia creato un layer intermedio fra le due differenti matrici.

Di seguito l'immagine dell'attrezzatura.



Figura 3.16 Microscopio elettronico a scansione

3.7.5 - Dimensione del grano

Come ultima analisi è stata valutata la dimensione del grano per entrambe le leghe in più si è quantificato se e come la rete influenza la morfologia e la dimensione dei grani stessi. Le analisi sono state eseguite dopo aver effettuato un macro-attacco chimico alla sezione del materiale, in particolare è stato utilizzato l'attacco Keller (triacido) il quale va ad evidenziare i bordi grano. Di seguito in *Figura 3.18* la differenza fra un provino attaccato e uno no.

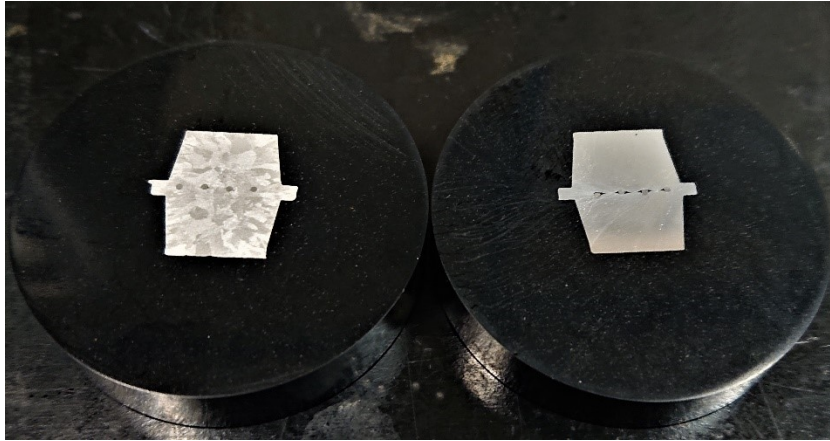


Figura 3.17 Materiale attaccato chimicamente e materiale non attaccato

3.8 – Prove di trazione

Una volta colate le due leghe è stato necessario eliminare le parti accessorie come il canale di colata, la materozza e la sede del filtro. Dopodiché si è dovuto mandare in lavorazione i provini al fine di ottenere la classica forma ad osso di cane ideale per le prove di trazione. I provini sono stati ricavati seguendo il seguente disegno.

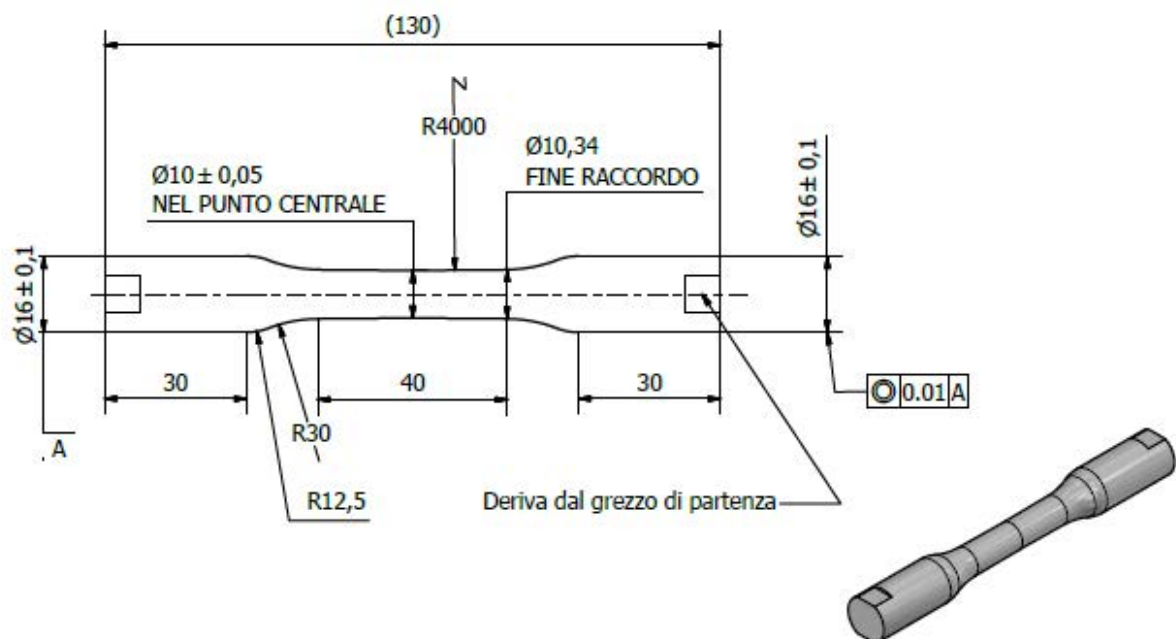


Figura 3.18 Disegno provino 2D

I risultati della lavorazione in *Figura 3.20*:

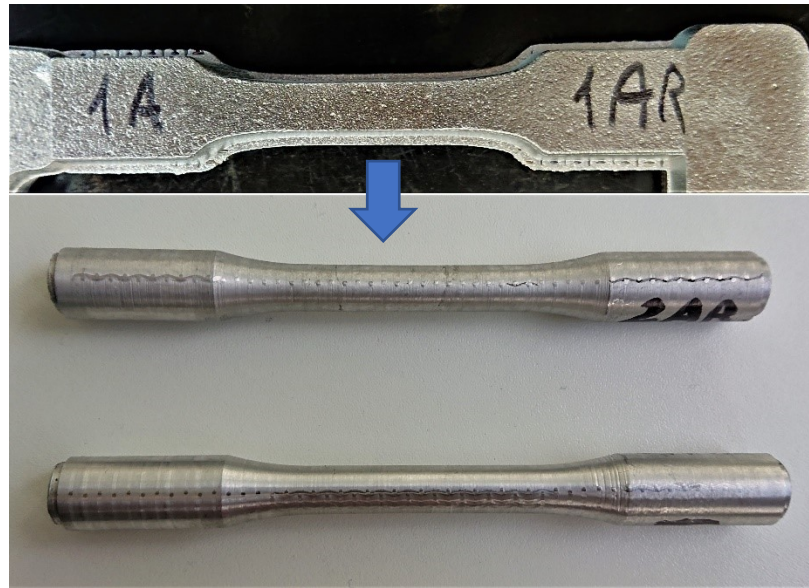


Figura 3.19 *Provini ricavati per asportazione di truciolo.*

Con questa caratterizzazione meccanica è possibile ricavare le quattro principali grandezze utili a definire le proprietà del materiale – ovvero - modulo di Young, carico di snervamento, carico di rottura, allungamento percentuale. Tutto ciò è restituito in automatico a fine prova in un report generato dal software allegato alla macchina in *Figura 3.21.*



Figura 3.20 *Macchina di trazione*

Per poter caratterizzare completamente le due leghe è stato scelto un numero sufficiente di provini per avere una media ed una deviazione standard per poter definire ripetibili le misurazioni. Per le prove eseguite al materiale con la rete sono state fatte tre prove per ogni lotto come per i provini senza rete. I risultati non si sono discostati di molto quindi i dati ricavati si possono definire attendibili.

Di seguito una breve definizione della procedura sperimentale seguita in laboratorio.

- Misurazione tramite calibro delle dimensioni del provino (*Figura 3.22*)
- Impostata la macchina con velocità di avanzamento 4 mm/min
- Posizionamento e serraggio del provino nelle due prese della macchina
- Posizionamento e azzeramento dell'estensimetro
- Avvio della prova e analisi dei risultati ottenuti

Al termine di ogni prova si genera in automatico un file Excel con il quale è possibile ricavare le curve σ - ϵ .



Figura 3.21 Misurazione con calibro dei provini

CAPITOLO 4

RISULTATI SPERIMENTALI E CONFRONTI

In questo capitolo sono stati raccolti tutti i dati sperimentali ricavati in laboratorio. Il capitolo è stato impostato seguendo l'ordine cronologico dei risultati ottenuti. Inoltre, al termine del capitolo saranno riportate le conclusioni del lavoro svolto e degli spunti utili per un eventuale sviluppo futuro in materia di leghe bi-materiale alluminio-acciaio.

4.1 – Raggi X

In primo luogo, è eseguita a tutti l'analisi ai raggi X, con lo scopo di verificare la presenza di macro-porosità ma anche di verificare se la rete è rimasta in sede oppure è stata mossa dal fuso di alluminio in fase di colata. Questa analisi è stata utile nel selezionare quali provini sezionare e quali portare a lavorare per ottenere la sagoma dei provini di trazione.

Di seguito alcune immagini.

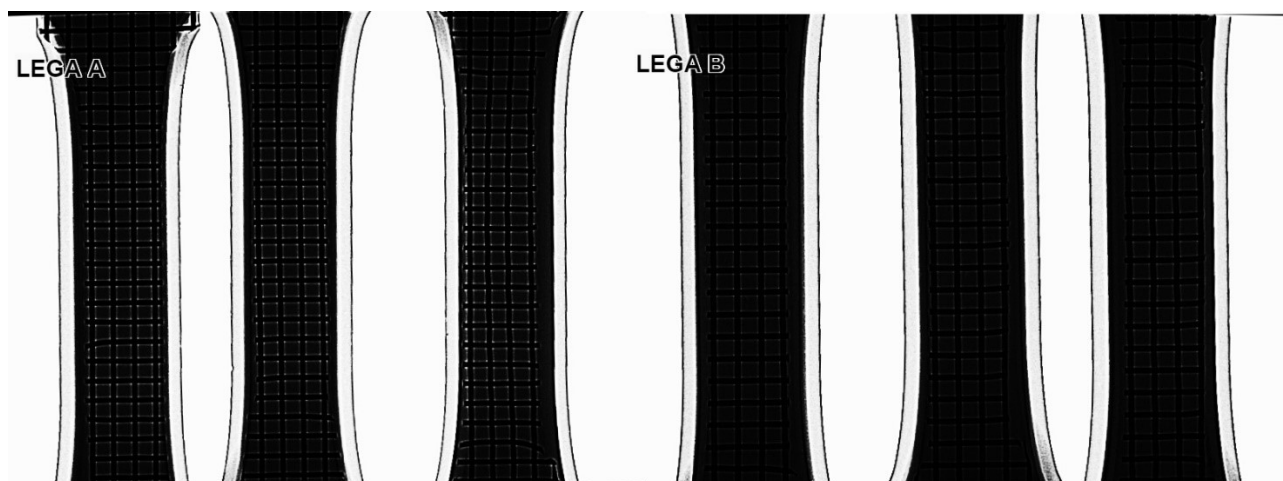


Figura 4.1 Confronto Lega A (primi tre provini) e Lega B

Già da questa analisi qualitativa si nota la presenza di porosità nei punti di incrocio della rete metallica. In più si nota come nella lega A le porosità siano più evidenti rispetto alla lega B.

Di seguito due immagini relative al posizionamento della rete.

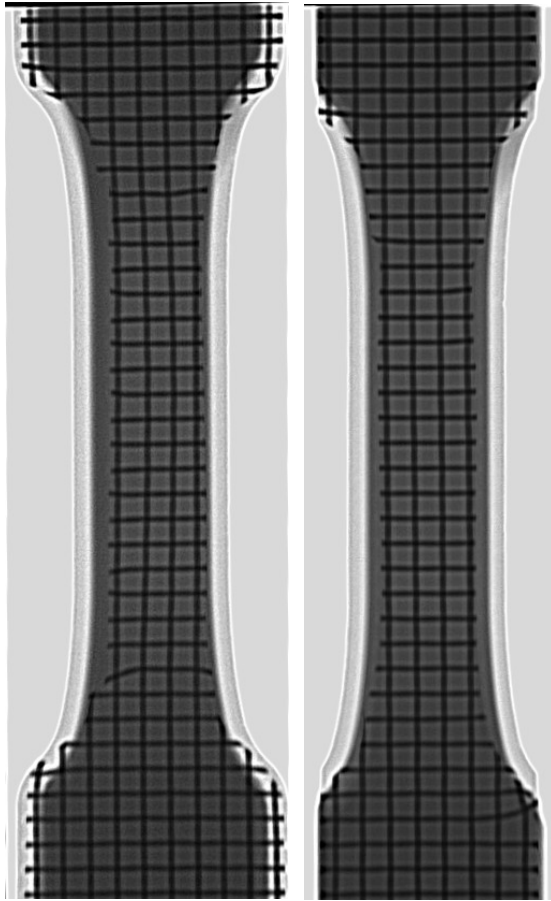


Figura 4.2 Provino con rete spostata e provino con rete centrata

A questo punto sono stati scelti due provini per lega da analizzare al microscopio ottico e al SEM. In particolare, la scelta è ricaduta sui getti nei quali la rete risulta fortemente spostata dall'asse longitudinale del getto.

Nei capitoli che seguono si analizzerà la macro/micro-struttura delle due leghe e le principali differenze notate fra di esse.

4.2 – Analisi delle fasi presenti

Il primo step di caratterizzazione è stato analizzare la differenza di fasi presenti nel materiale base as cast. Sono state quindi effettuate più immagini a diversi ingrandimenti per entrambe le leghe.

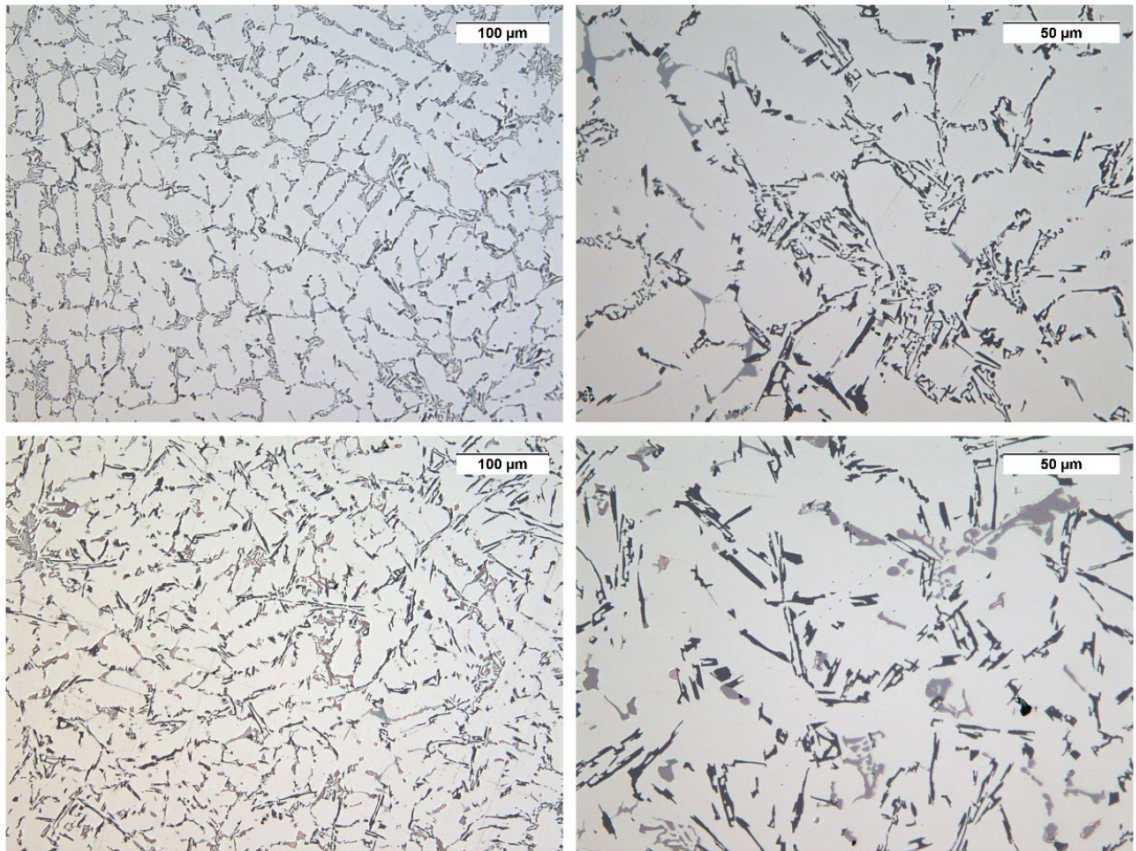


Figura 4.3 Micrografie delle due leghe. In alto la lega A a 100x e 200x. In basso la lega B. Si notano delle leggere differenze, come la presenza più marcata di ferro nella lega B come anche la percentuale maggiore di rame.

In particolare, si notano:

- Zona bianca matrice di α -Al
- Zona nera: silicio eutettico
- Zona grigia: precipitati ricchi di ferro, in particolare, vista la morfologia si tratta di β -Al₁₅FeS
- Zona rossa/rosa: precipitati ricchi di rame (poco visibili visto la percentuale relativamente bassa di rame)

4.3 – Confronto SDAS

Lo SDAS come indicatore di tempo di solidificazione è utile per verificare se il processo di colata può definirsi ripetibile. In più in questo caso è stato utile un confronto fra la lega con e la lega senza rete in quanto la presenza dell'acciaio può influire sui tempi di solidificazione e restituire valori di SDAS differenti. Per ogni misura sono stati effettuati dai 15 ai 20 campionamenti in modo da avere una media associata ad una deviazione standard.

| ANALISI SDAS | | MEDIA [μm] | DEV. STD. [μm] |
|--------------|------------|-------------------------|-----------------------------|
| LEGA "A" | Senza rete | 24,78 | 1,93 |
| | Con rete | 21,82 | 2,11 |
| LEGA "B" | Senza rete | 25,71 | 1,85 |
| | Con rete | 22,10 | 1,89 |

Tabella 4.1 SDAS leghe

Si nota come fra le due leghe la differenza è minima, mentre fra la lega con e senza rete la differenza è più marcata. Questo sta ad indicare come seppur in maniera leggera la presenza della rete è andata a modificare il tempo di solidificazione della lega. Infine, è possibile affermare che il processo è risultato ripetibile. Di seguito un'immagine delle misure effettuate tramite LAS.

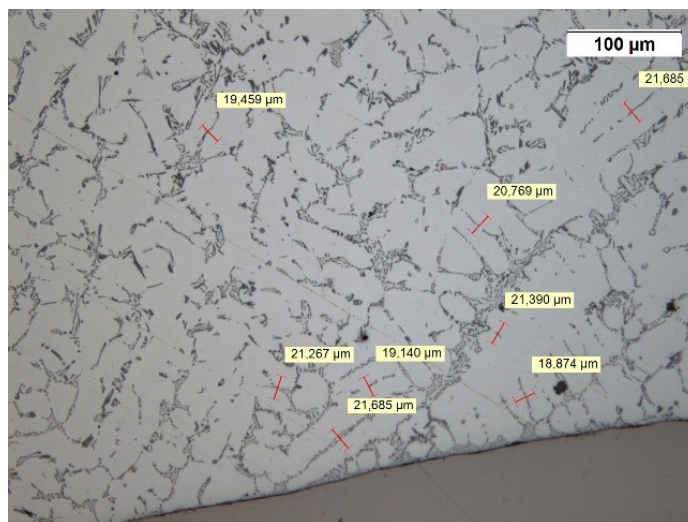


Figura 4.4 Dettaglio analisi SDAS Lega A

4.4 – Porosità

In questo paragrafo si è raccolto una serie di immagini della sezione trasversale e longitudinale del campione. Si è cercato di caratterizzare la formazione di porosità e quindi di aria intrappolata causata dall'inserito in acciaio. In particolare, come si poteva già notare nelle immagini ai Raggi X la maggior parte dei difetti si trova nell'incrocio delle due maglie della rete.

È stato scelto di analizzare due zone del provino distinte, prima e dopo il tratto utile e per ognuna di queste sezioni si sono analizzate tre zone. La prima riguarda la mezzeria della rete trasversale, la seconda subito dopo mentre la terza è nel centro della maglia (vedi *Figura 3.10* e *Figura 3.15*). Inoltre, è stata effettuata una sezione longitudinale in modo da osservare l'intera rete.

Di seguito saranno mostrati i dati ricavati tramite software ed analizzati, oltre ad una serie di panoramiche delle sezioni.

| | Analisi porosità | | Area porosità [μm²] | % Porosità |
|---------------------------|-------------------------|-----------------------|---------------------------------------|-------------------|
| Lega A | Zona 1 | AR1 | 1235544 | 1,78% |
| | | AR2 | 1189115 | 1,71% |
| | Zona 2 | AR1 | 558766 | 0,81% |
| | | AR2 | 1069875 | 1,54% |
| | Zona 3 | AR1 | 30608 | 0,04% |
| | | AR2 | 982320 | 1,42% |
| Longitudinale | Lega A | 17569045 | 11,71% | |
| Lega B | Zona 1 | BR1 | 677171 | 0,98% |
| | | BR2 | 622537 | 0,90% |
| | Zona 2 | BR1 | 442522 | 0,64% |
| | | BR2 | 853797 | 1,23% |
| | Zona 3 | BR1 | 69618 | 0,10% |
| | | BR2 | 485462 | 0,70% |
| Longitudinale | Lega B | 9751124 | 7,86% | |
| Area provino | 69361499 | μm² | | |
| Area longitudinale | 124000000 | μm² | | |

Tabella 4.2 Porosità delle due leghe nelle varie sezioni

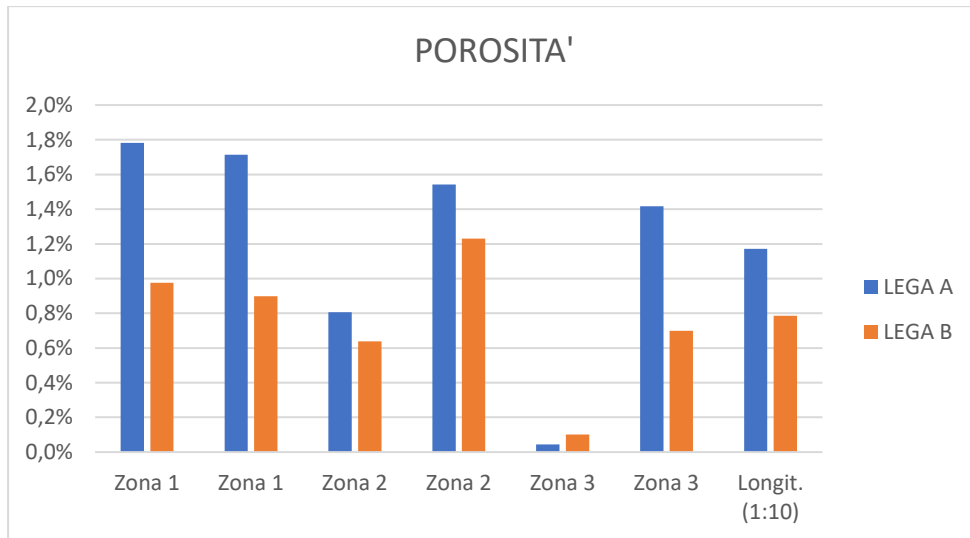


Figura 4.5 Diagramma confronto porosità delle leghe

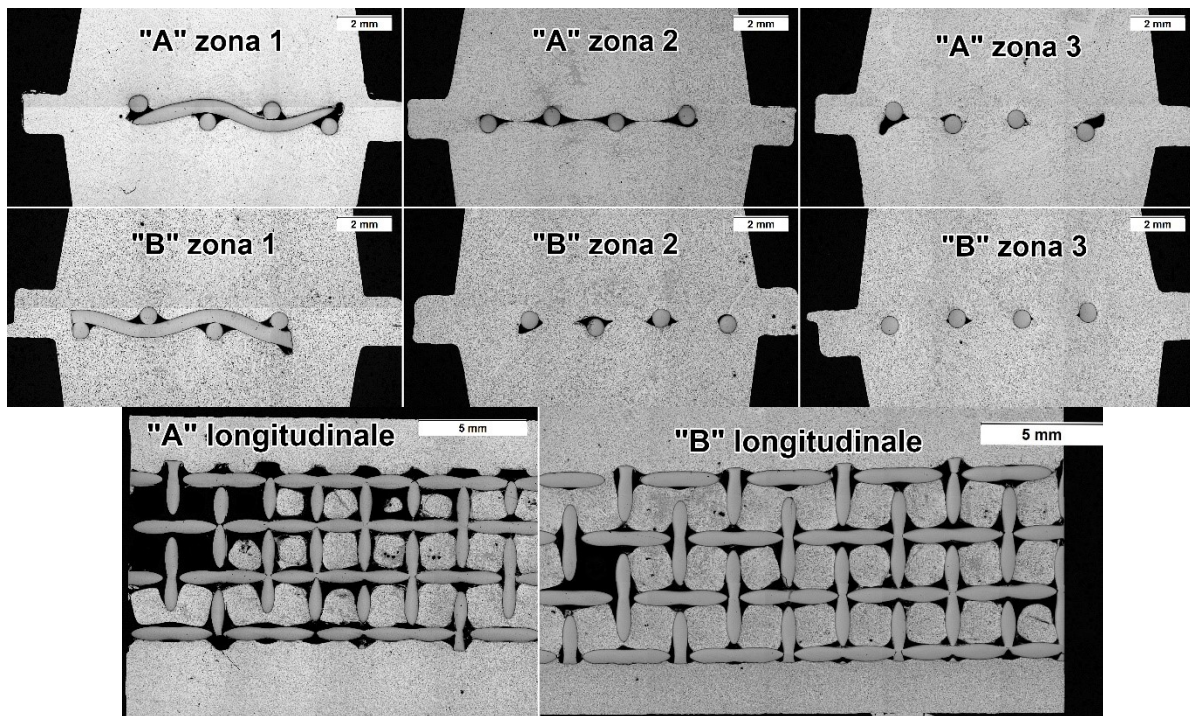


Figura 4.6 Sezioni metallografiche. Panoramica delle zone analizzate

Con questa analisi effettuata è stato possibile confrontare a parità di processo le due leghe in esame. Le porosità che si sono generate a causa della non perfetta fluidità delle due leghe si concentrano nelle zone di incrocio delle due maglie della rete ma non solo, nella sezione longitudinale si nota come i due fronti freddi di avanzamento della lega facciano fatica ad unirsi perfettamente dopo aver superato un filo della rete. Per quanto riguarda il confronto delle due leghe si nota un calo in termini percentuali delle porosità nella lega B, vedi Figura 4.2. Questo è dovuto principalmente dalla

maggior percentuale di silicio presente nella lega, il quale rende più fluida la lega e quindi permette un riempimento delle cavità migliore rispetto alla lega A.

Nelle due sezioni longitudinali effettuate si notano delle ampie zone prive di materiale, esse sono state escluse dall'analisi delle porosità in quanto frutto di errori in fase di preparazione della superficie. Di seguito le immagini analizzate dal software.

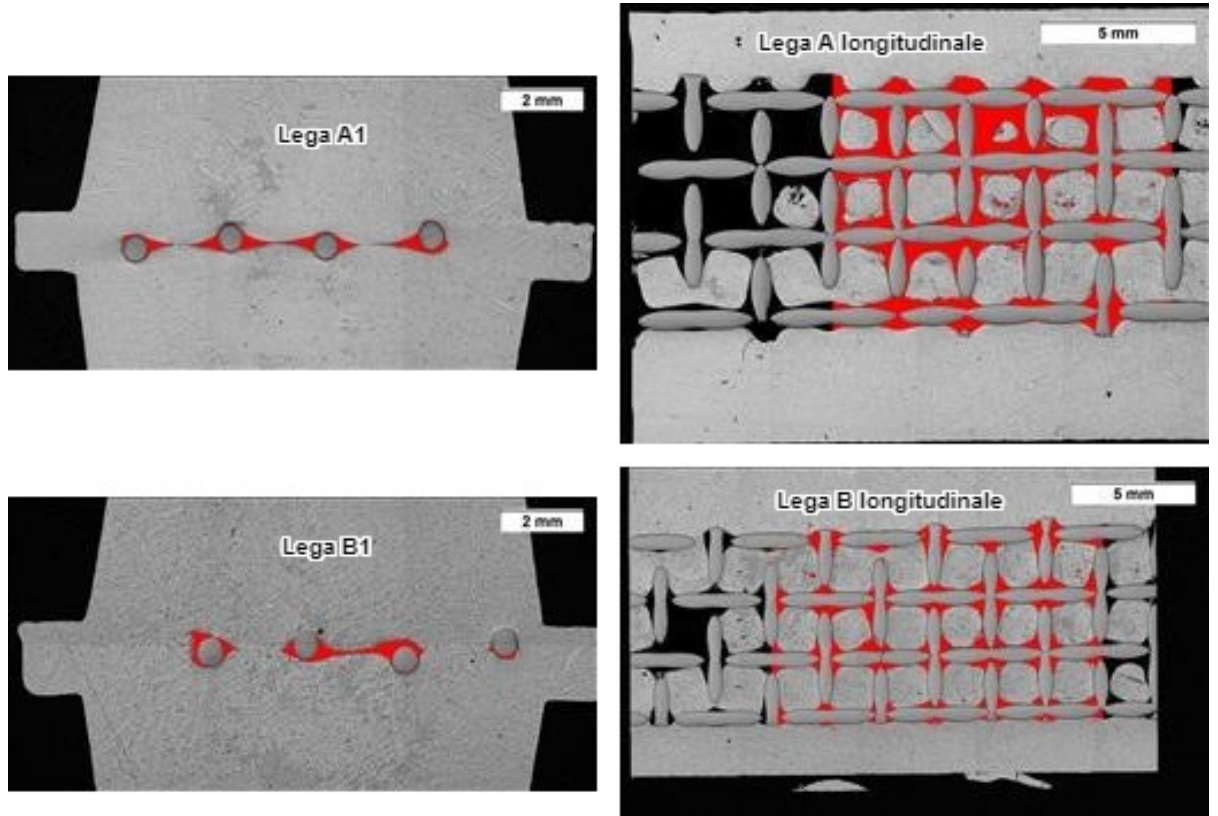


Figura 4.7 Analisi porosità con il software LAS, aree colorate

4.5 – Interfaccia Alluminio-Acciaio (AS CAST)

In questo paragrafo si è cercato di raccogliere le immagini più significative di ciò che accade nell'interfaccia fra matrice e inserto.

Gli studi analizzati hanno dimostrato come la formazione e lo spessore dell'intermetallico sia funzione della permanenza nel bagno fuso di alluminio. Nel nostro caso il processo che porta a contatto i due materiali non permette una permanenza prolungata di contatto. Le immagini che seguono mostreranno i risultati ottenuti.

4.5.1 – Microscopio ottico

Di seguito alcuni confronti fra le due leghe a parità di ingrandimento.

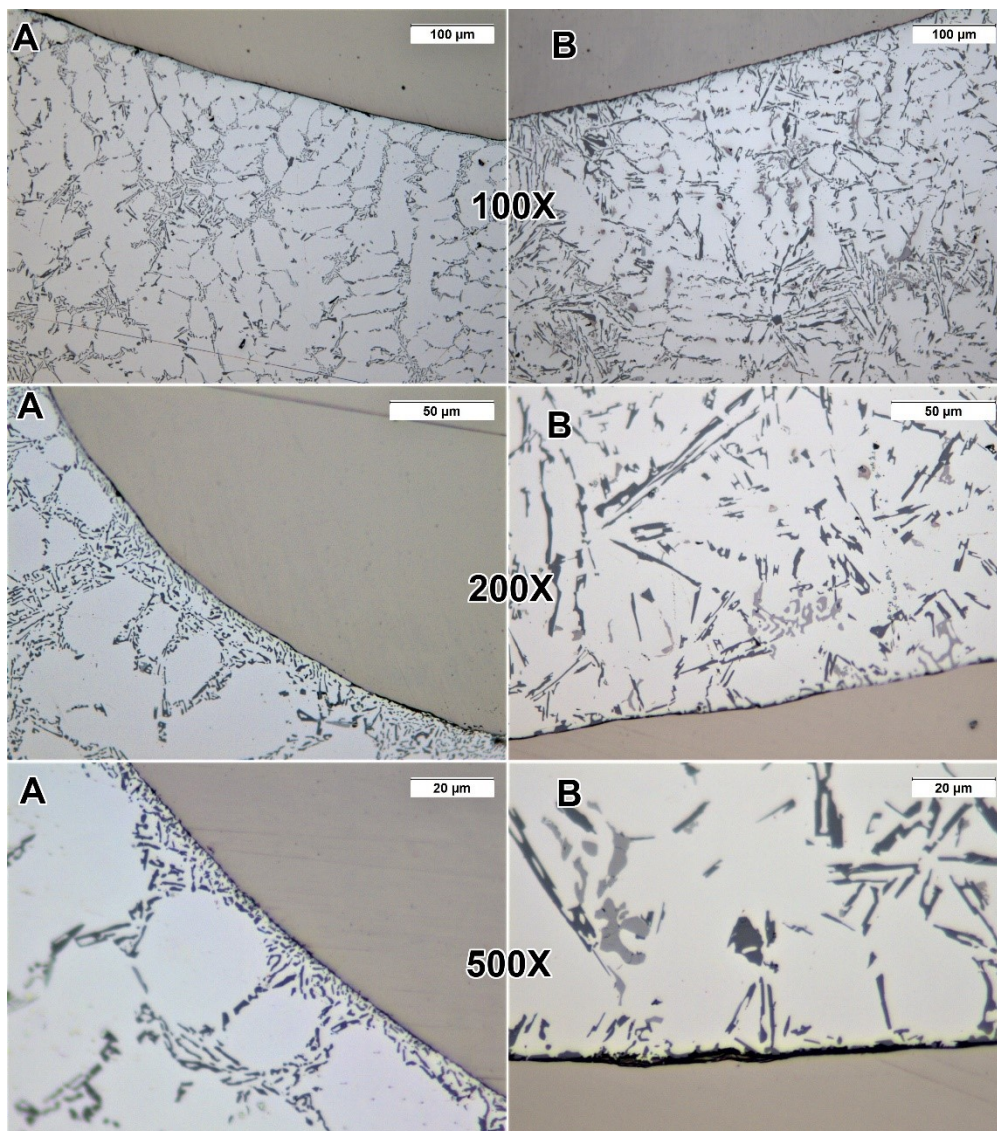


Figura 4.8 Interfacce a diversi ingrandimenti

A parità di processo e condizione le due leghe a causa della loro differenza nella composizione chimica, mostrano due comportamenti differenti nei confronti dell'inserto. In primo luogo, nonostante una meticolosa fase di pulitura della rete, si notano delle zone con presenza di ossido che separa nettamente i due materiali. La differenza principale sta nella distribuzione del silicio eutettico che, nella lega A tende a raggrupparsi tutto attorno all'interfaccia, mentre la lega B il silicio – avente una morfologia differente – non tende a muoversi verso la zona dell'interfaccia.

4.5.2 – Microscopio elettronico

Sono state effettuate delle osservazioni di entrambe le leghe al SEM. I risultati sono i seguenti.

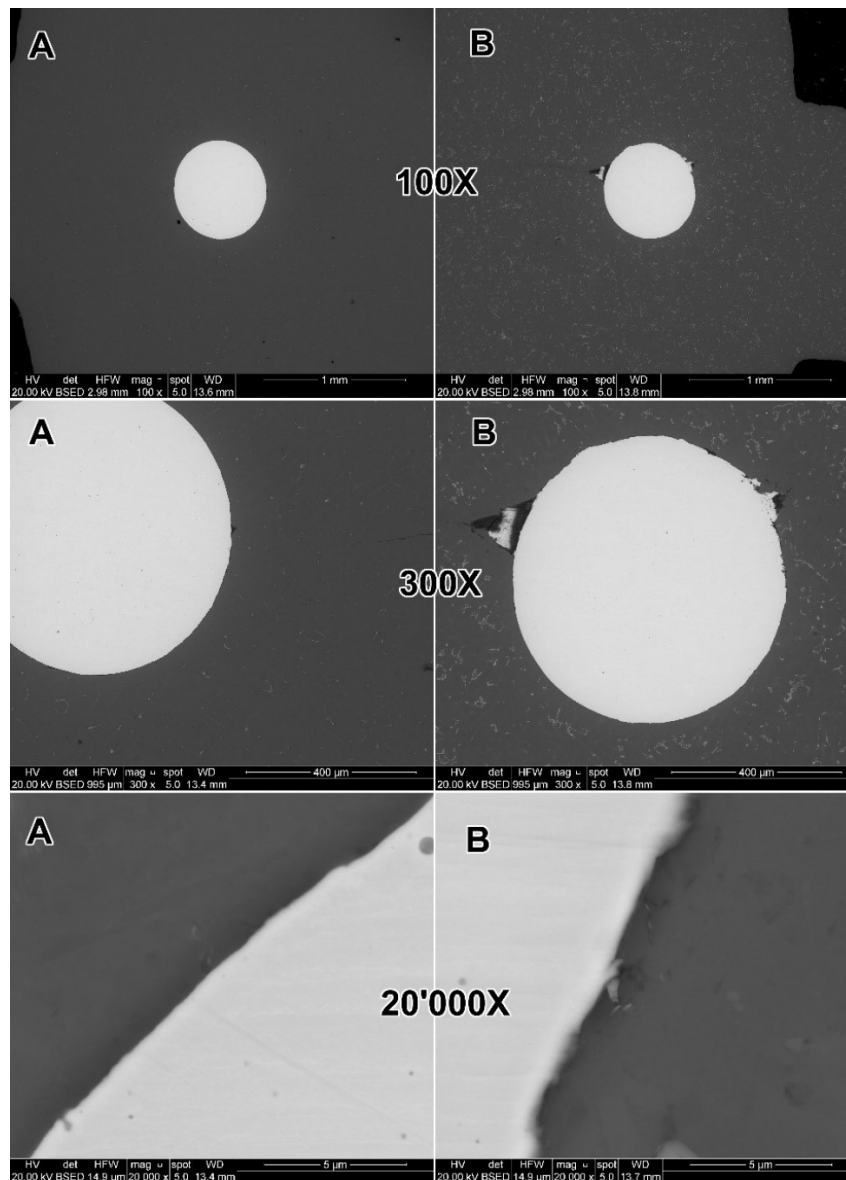


Figura 4.9 Immagini al SEM dell'interfaccia

Le immagini al microscopio elettronico vanno a confermare la netta separazione fra i due materiali anche ad alti ingrandimenti (20000x). La principale differenza che si nota è la presenza in quantità maggiore del ferro nella lega B. Inoltre, si osserva un impoverimento di ferro nella zona attorno all'inserto in acciaio, sintomo di una zona del materiale con presenza in soluzione solida maggiore (vedi *Figura 4.9* – 300x).

4.6 – Interfaccia Alluminio-Acciaio (Post TT 550°C 10h)

Come visto in letteratura è stato provato un trattamento termico ad entrambe le leghe in esame per osservare se e come l'interfaccia cambiasse. Il trattamento è stato condotto a 560°C per 10h poi raffreddato a temperatura ambiente. È stato scelto di effettuare delle sezioni longitudinali sui provini per ottenere una visione complessiva di tutte le interfacce.

4.6.1 – Microscopio ottico

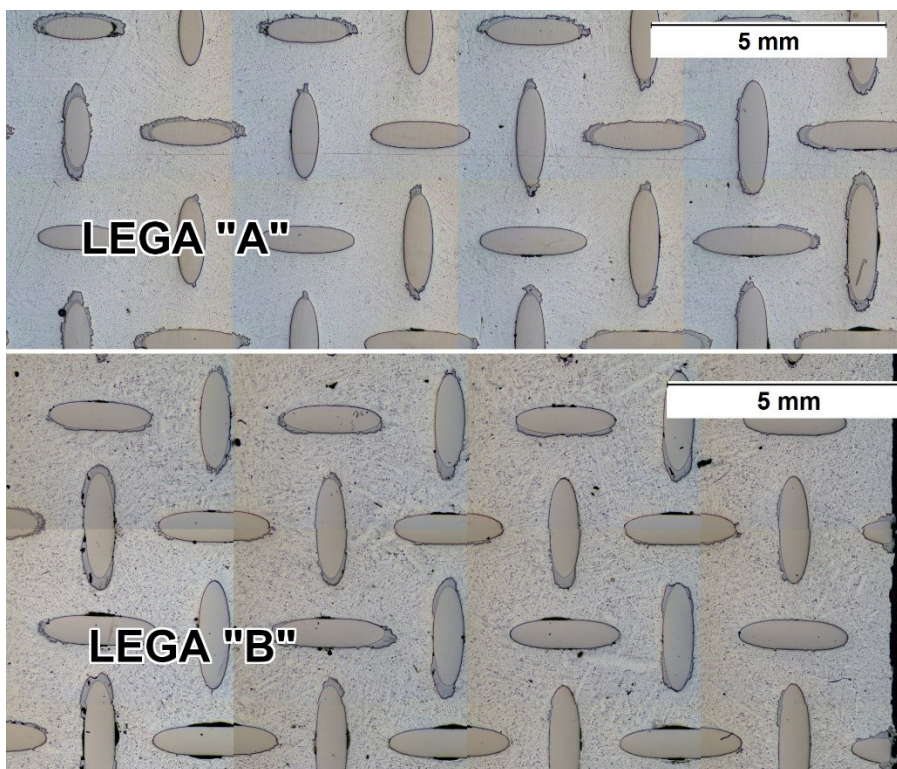


Figura 4.10 Panoramica post trattamento termico

In entrambe le leghe si nota la presenza non omogenea di una fase nell'interfaccia fra i due materiali. La presenza è molto simile in entrambe le leghe, non si è verificata una presenza preponderante in una dei due materiali. Di seguito saranno analizzate alcune micrografie ricavate, sempre cercando un confronto fra le due leghe.

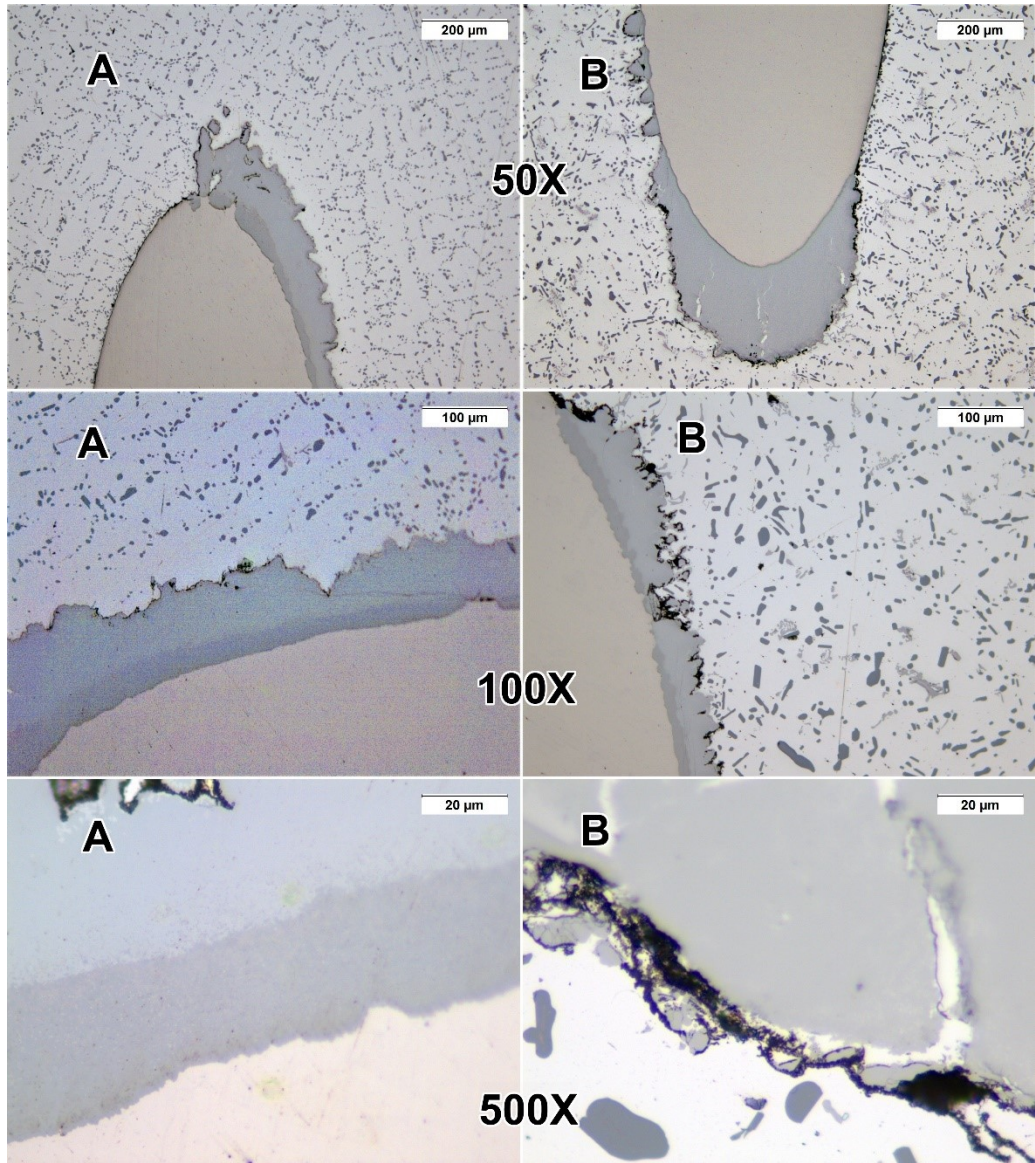


Figura 4.11 Micrografie dell'interfaccia

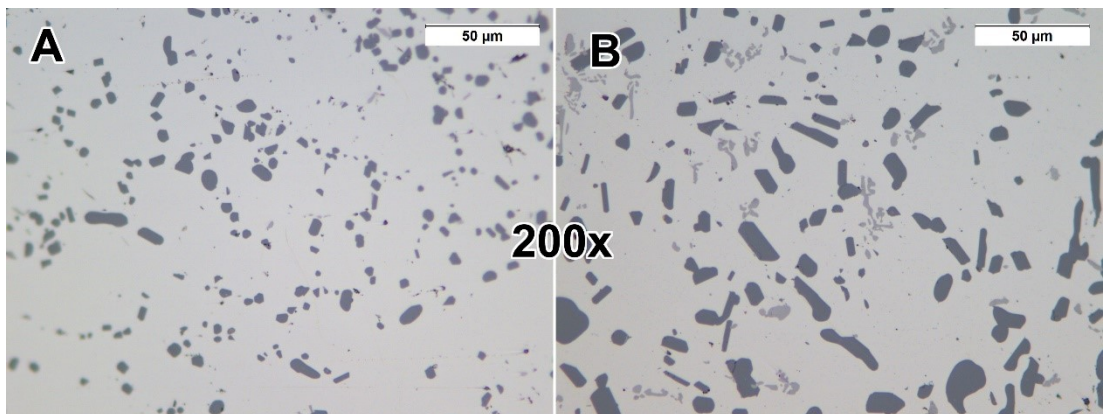


Figura 4.12 Microstruttura post trattamento termico

4.6.2 – Microscopio elettronico

Per avere una maggiore risoluzione ad ingrandimenti maggiori si sono effettuate delle immagini al microscopio elettronico a scansione. È utile ricordare come la colorazione delle immagini è in funzione della densità del materiale e quindi le zone chiare faranno riferimento al ferro, silicio, rame mentre le zone più scure saranno principalmente alluminio. Purtroppo, non è stato possibile eseguire una Linescan quindi le immagini ottenute ci danno una valutazione del tutto qualitativa del composto presente nell'interfaccia.

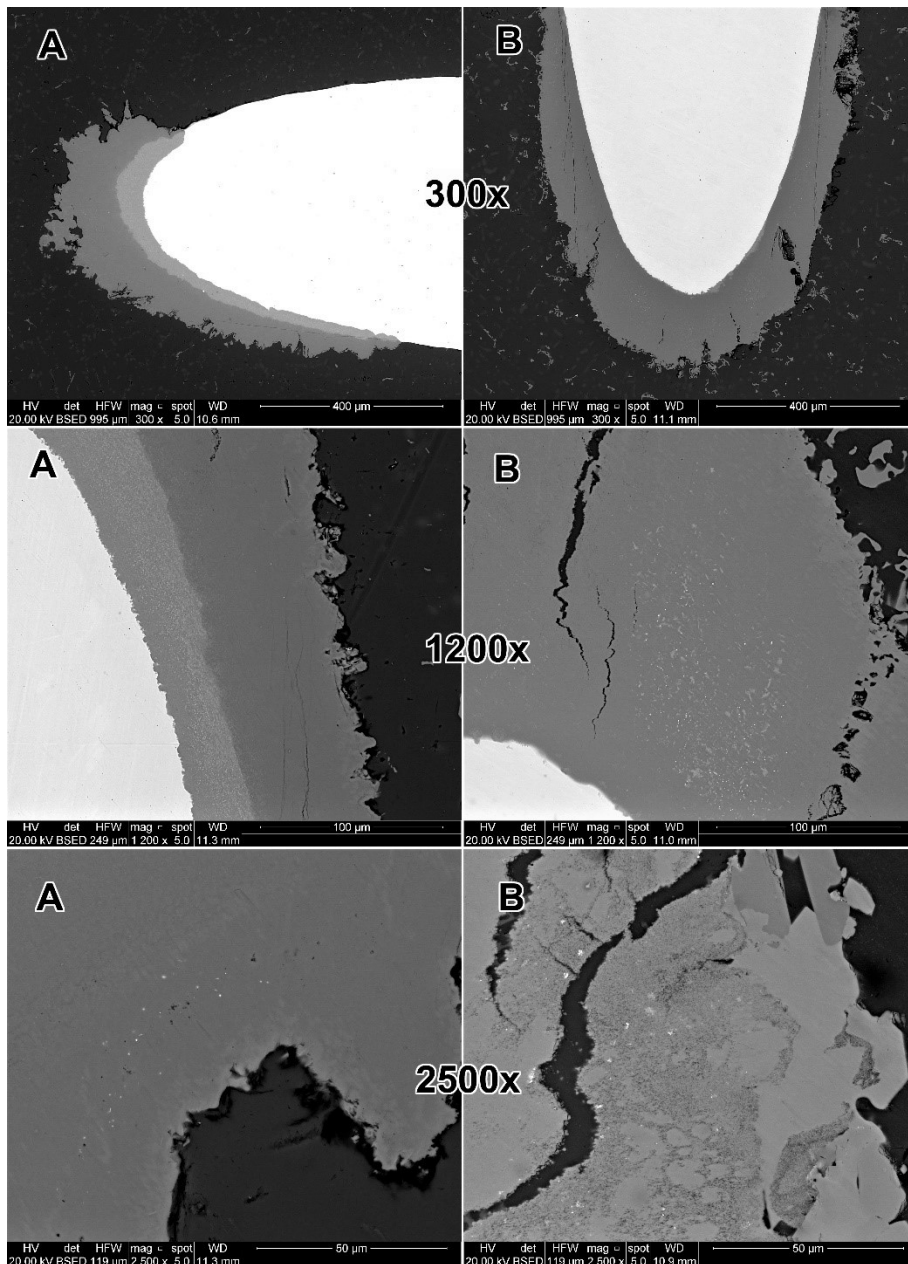


Figura 4.13 Immagini SEM post trattamento

Da queste immagini si evince come il trattamento termico abbia portato alla crescita di un composto intermetallico. La sua presenza non è omogenea su tutta la superficie di contatto acciaio/alluminio, indice di una non omogenea adesione dei due materiali. Si possono notare delle leggere differenze fra i due materiali:

- La lega A presenta un più evidente cambiamento di colorazione man mano che ci si avvicina alla matrice ferrosa mentre la lega B non mostra questa differenza netta di composizione
- Il composto formatosi nelle due leghe sembra essere diverso. Nella lega B, infatti, si sono notate molte più cricche presenti nell'interfaccia sintomo di una maggior fragilità.
- Il trattamento effettuato ha chiaramente portato ad una sferoidizzazione delle fasi e nel caso della lega B il rame si è in parte dissolto in matrice e in parte spostato sull'interfaccia dove ha creato delle bruciature vista la temperatura elevata del trattamento.

Per quanto riguarda la composizione chimica di questo intermetallico si è fatto affidamento alle ricerche effettuate in letteratura. Inoltre, è possibile definire come lo strato di intermetallico formatosi non ha composizione chimica costante ma in funzione della vicinanza alla fonte di ferro (acciaio) o della fonte di alluminio/silicio (lega di alluminio). Tuttavia, la morfologia, il processo seguito, i materiali utilizzati ci portano ad ipotizzare che il composto in esame si tratta di $\beta\text{-Al}_{4.5}\text{FeSi}$ e/o $\tau_{10}\text{-Al}_4\text{Fe}_{1.7}\text{Si}$. [9] - [10]

Sicuramente una analisi più approfondita volta a studiare in particolar modo cosa accade sull'interfaccia potrebbe essere uno sviluppo successivo a partire da questo lavoro svolto.

A questo punto la caratterizzazione microstrutturale è sufficiente per lo scopo prefissatoci all'inizio del lavoro. Nel capitolo successivo saranno esposti i risultati delle prove di trazione effettuati su entrambe le leghe con e senza rete, as cast e trattate termicamente.

4.7 – Confronto qualitativo dimensione del grano

Prima di procedere con le prove di trazione è utile analizzare se la dimensione del grano risultasse influenzata dalla rete e del trattamento termico. Di seguito le immagini acquisite di entrambe le leghe attaccate chimicamente con soluzione Keller (triacido), che permette di far risaltare i grani cristallini.

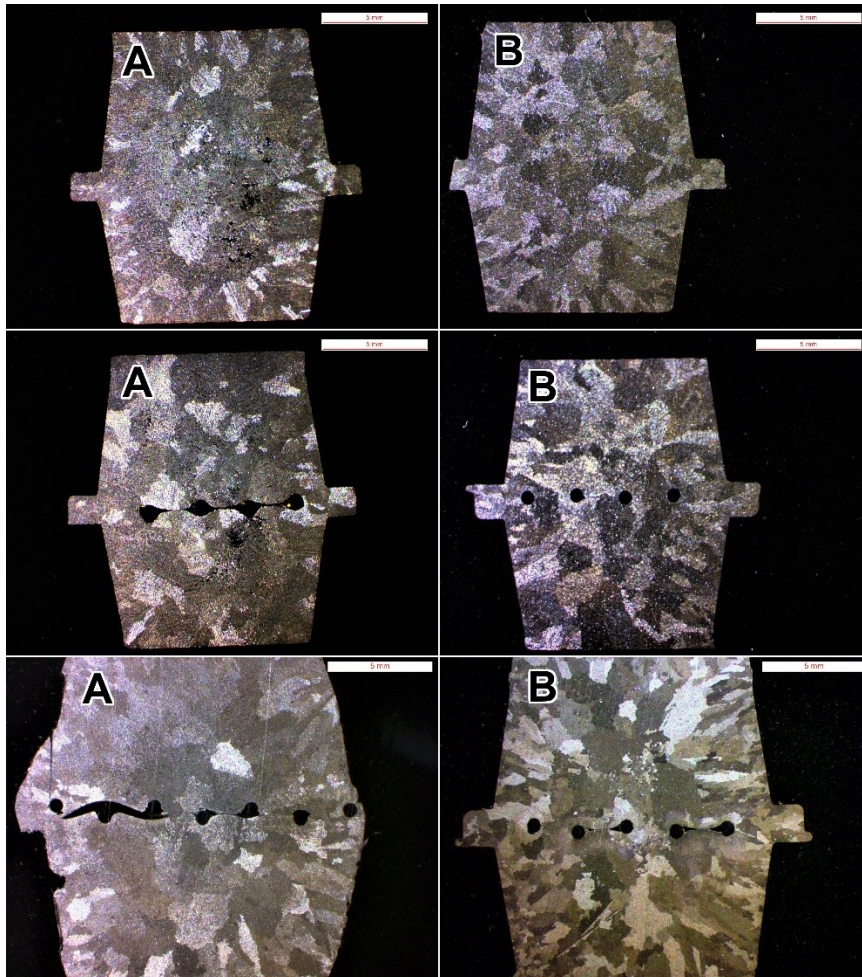


Figura 4.14 Grana cristallina con e senza rete di entrambe le leghe e trattata termicamente
Non si evidenziano differenze importanti con l'aggiunta della rete metallica nella lega, pertanto la dimensione del grano non è stata valutata quantitativamente tramite misurazione.

4.8 – Prove meccaniche di trazione

Per ottenere una caratterizzazione la più completa possibile è stato scelto di fare un confronto in prima battuta sulla singola lega, così da osservare i cambiamenti associati al trattamento termico e alla rete inserita.

Si è quindi diviso nei paragrafi:

- Lega A confronti
- Lega B confronti
- Confronto finale fra le due leghe

Per ogni paragrafo saranno presenti quattro confronti sia in termini di dati che di diagrammi. Per chiarezza è stato scelto di non sovrapporre le curve ottenute ma di rappresentare la curva che meglio descrive l'andamento di tale lega (tenendo come riferimento la media). In questo modo è stato possibile analizzare tutte le variazioni ottenute a seguito delle prove di trazione.

4.8.1 – Risultati Lega A

- Effetto del trattamento termico senza rete

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|-------|----------|---------|----------|-----------|-------|
| A | Media | 71 | 99 | 195,5 | 6,02 |
| | Dev.Std. | 1,41 | 2,83 | 3,54 | 0,37 |
| A - T | Media | 75,50 | 118,50 | 223,00 | 13,21 |
| | Dev.Std. | 0,71 | 0,71 | 1,41 | 0,32 |

Tabella 4.3 Effetto T-T senza rete

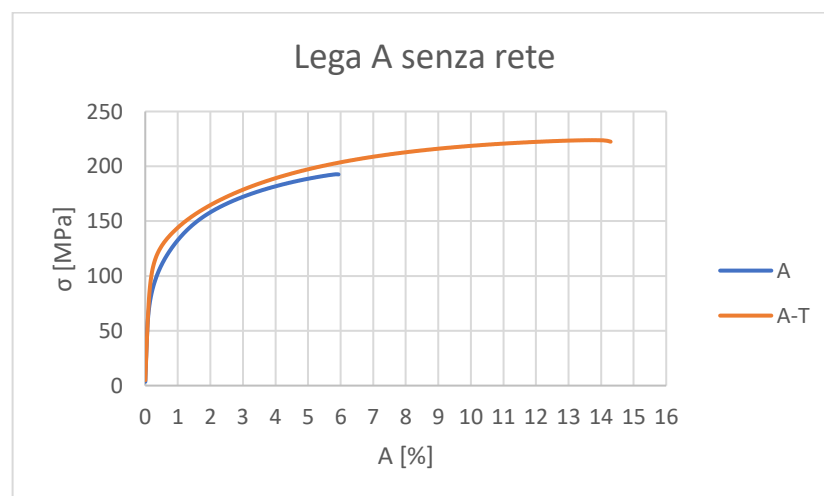


Figura 4.15 Effetto T-T senza rete

- **Effetto del trattamento termico con rete**

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|---------------|-----------------|---------|----------|-----------|-------|
| AR | Media | 71,33 | 101,33 | 175,67 | 3,45 |
| | Dev.Std. | 1,53 | 1,15 | 2,08 | 0,09 |
| AR - T | Media | 72,33 | 111,00 | 203,33 | 10,51 |
| | Dev.Std. | 2,08 | 1,00 | 1,53 | 0,47 |

Tabella 4.4 Differenze trattamento con la rete

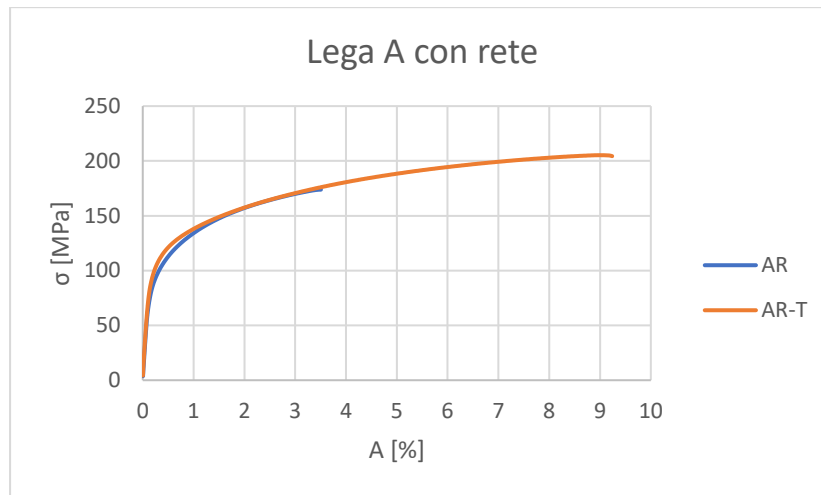


Figura 4.16 Differenze trattamento con la rete

- **Differenze rete "AS CAST"**

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|-----------|-----------------|---------|----------|-----------|-------|
| A | Media | 71 | 99 | 195,5 | 6,02 |
| | Dev.Std. | 1,41 | 2,83 | 3,54 | 0,37 |
| AR | Media | 71,33 | 101,33 | 175,67 | 3,45 |
| | Dev.Std. | 1,53 | 1,15 | 2,08 | 0,09 |

Tabella 4.5 Lega A as cast con e senza rete

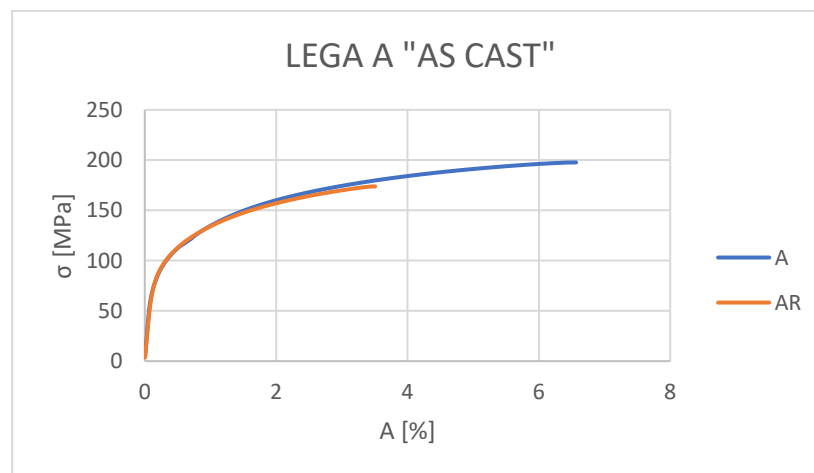


Figura 4.17 Lega as cast con e senza rete

- **Differenze della rete su lega trattata**

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|---------------|-----------------|---------|----------|-----------|-------|
| A - T | MEDIA | 75,50 | 118,50 | 223,00 | 13,21 |
| | DEV.STD. | 0,71 | 0,71 | 1,41 | 0,32 |
| AR - T | MEDIA | 72,33 | 111,00 | 203,33 | 10,51 |
| | DEV.STD. | 2,08 | 1,00 | 1,53 | 0,47 |

Tabella 4.6 Differenze della rete su lega trattata

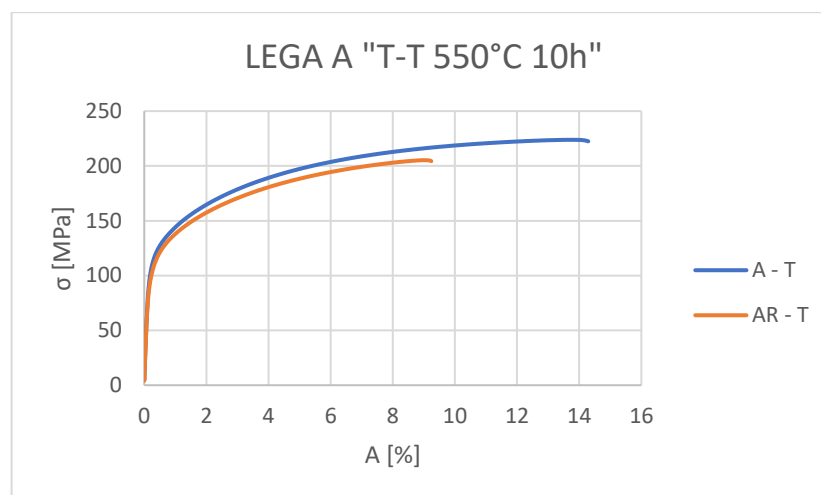


Figura 4.18 Diagramma confronto lega A post T-T con rete

Riassumendo:

- Lega base Vs Lega base + rete: UTS -10%, ϵ -42%.
- Lega T-T Vs Lega T-T + rete: UTS -9%, ϵ -20%
- Trattando la lega senza rete: UTS +12.7%, ϵ +54%
- Lega + rete Vs Lega + rete + T-T: UTS +14%, ϵ +67%

Quindi globalmente le proprietà meccaniche calano andando ad inserire la rete metallica. Questo è dovuto principalmente alla formazione copiosa di porosità le quali vanno a ridurre la sezione utile resistente del materiale portando a rottura i provini. Il trattamento termico effettuato va ad aumentare le proprietà meccaniche nonostante il trattamento scelto non preveda nessun incremento delle prestazioni. L'aumento delle prestazioni può essere ricondotto al cambiamento della morfologia del silicio eutettico, il quale si sferoidizza e va a ritardare l'innesco della cricca con conseguente aumento di allungamento e carico di rottura [11]. Infine, si nota come il trattamento termico attenui l'impatto negativo della rete sulle proprietà meccaniche.

4.8.2 – Risultati Lega B

- Effetto del trattamento termico senza rete

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|-------|----------|---------|----------|-----------|-------|
| B | MEDIA | 72,00 | 127,00 | 202,00 | 1,46 |
| | DEV.STD. | 0,00 | 1,41 | 1,41 | 0,11 |
| B - T | MEDIA | 74,50 | 122,50 | 191,00 | 1,89 |
| | DEV.STD. | 0,71 | 0,71 | 1,41 | 0,03 |

Tabella 4.7 Lega B TT senza rete

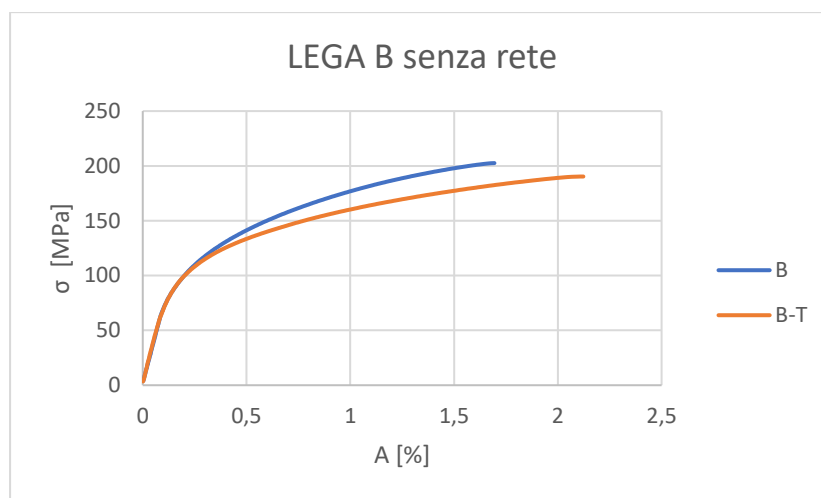


Figura 4.19 Lega B TT senza rete

- Effetto del trattamento termico con la rete

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|---------------|-----------------|---------|----------|-----------|-------|
| BR | MEDIA | 76,33 | 126,33 | 184,33 | 1,01 |
| | DEV.STD. | 1,53 | 1,53 | 4,04 | 0,05 |
| BR - T | MEDIA | 74,67 | 122,67 | 194,67 | 2,34 |
| | DEV.STD. | 1,53 | 2,52 | 1,53 | 0,05 |

Tabella 4.8 Trattamento termico con rete

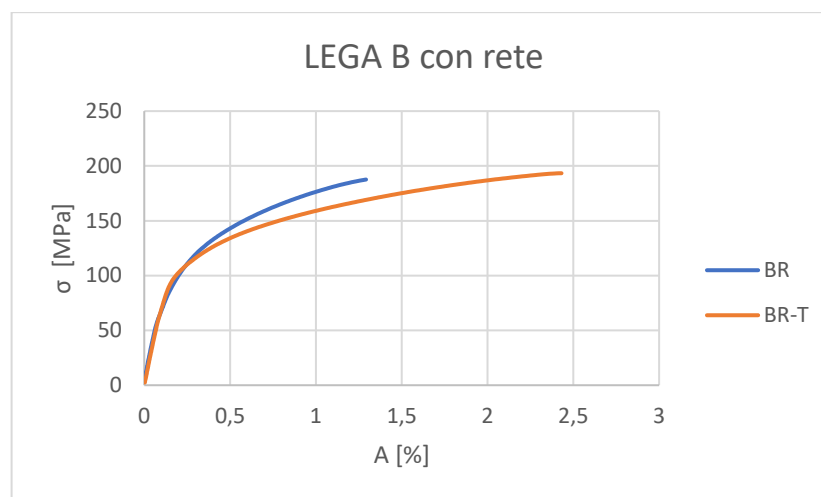


Figura 4.20 Trattamento termico con rete

- Differenze rete "AS CAST"

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|-----------|-----------------|---------|----------|-----------|-------|
| B | MEDIA | 72,00 | 127,00 | 202,00 | 1,46 |
| | DEV.STD. | 0,00 | 1,41 | 1,41 | 0,11 |
| BR | MEDIA | 76,33 | 126,33 | 184,33 | 1,01 |
| | DEV.STD. | 1,53 | 1,53 | 4,04 | 0,05 |

Tabella 4.9 Differenze as cast aggiunta rete

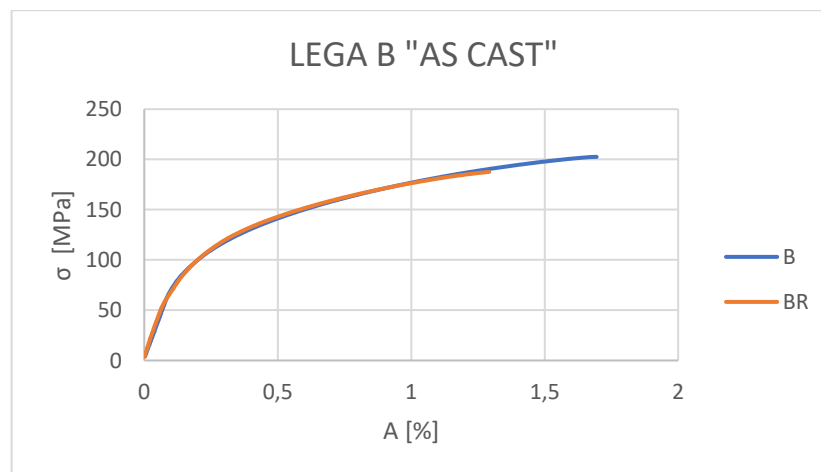


Figura 4.21 Differenze as cast aggiunta rete

- Differenze della rete su lega trattata

| | | E [GPa] | Ys [MPa] | UTS [MPa] | A [%] |
|---------------|-----------------|---------|----------|-----------|-------|
| B - T | MEDIA | 74,50 | 122,50 | 191,00 | 1,89 |
| | DEV.STD. | 0,71 | 0,71 | 1,41 | 0,03 |
| BR - T | MEDIA | 74,67 | 122,67 | 194,67 | 2,34 |
| | DEV.STD. | 1,53 | 2,52 | 1,53 | 0,05 |

Tabella 4.10 Differenze della rete su lega trattata

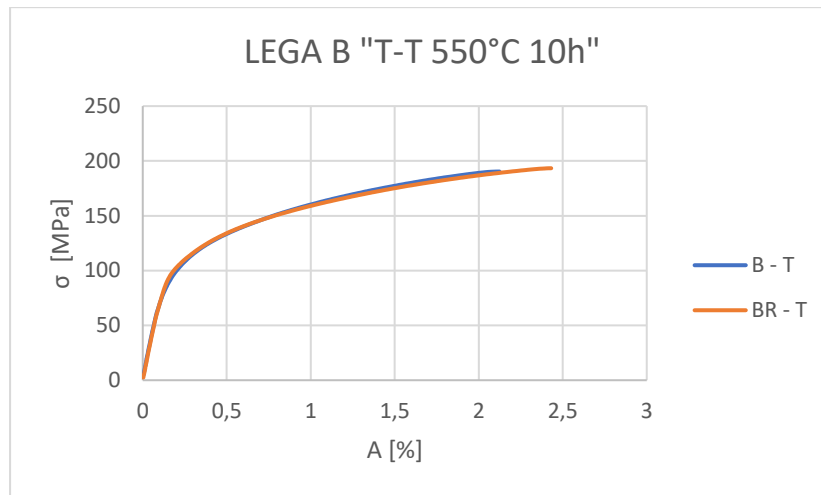


Figura 4.22 Differenze della rete su lega trattata

Riassumendo:

- Lega base vs Lega base con rete: UTS -8,7%, ϵ -30%
- Lega T-T vs Lega T-T + rete: UTS +2%, ϵ +19%
- Trattando la lega base: UTS -5,4%, ϵ +22%
- Trattando la lega con rete: UTS +5,3% ϵ +56,7%

Anche in questo caso globalmente le prestazioni meccaniche calano una volta inserita la rete metallica. Inoltre, il trattamento termico tende a far calare il carico di rottura aumentando la duttilità del materiale. In questa lega però si nota un aumento, seppur minimo, delle proprietà meccaniche con l'inserimento della rete e il trattamento termico. Si ipotizza possa essere dovuto alla maggior fluidità della lega la quale ha ridotto il numero di porosità e ha favorito l'adesione più omogenea fra i due materiali, i quali in fase di trattamento hanno favorito la crescita del composto intermetallico.

4.8.3 – Confronto Lega A e Lega B

In questo paragrafo sarà riportato l'intero file di prove effettuate per poi analizzare singolarmente le differenze allo stesso modo dei capitoli precedenti.

| LEGA A | | | | | | |
|---------------------|-----------------|------------------|--------------|---------------|---------------|--------------|
| | Diametro | Lo | E | YS | UTS | A |
| | [mm] | [mm] | [GPa] | [MPa] | [MPa] | % |
| Lega A7 | 8 | 40 | 70 | 101 | 198 | 6,28 |
| Lega A9 | 8 | 40 | 72 | 97 | 193 | 5,76 |
| | A | Media | 71,00 | 99,00 | 195,50 | 6,02 |
| | | Dev. Std. | 1,41 | 2,83 | 3,54 | 0,37 |
| Lega A8 - T | 8 | 40 | 75 | 119 | 224 | 13,43 |
| Lega A10 - T | 8 | 40 | 76 | 118 | 222 | 12,98 |
| | A - T | Media | 75,50 | 118,50 | 223,00 | 13,21 |
| | | Dev. Std. | 0,71 | 0,71 | 1,41 | 0,32 |
| Lega A1R | 8 | 40 | 70 | 102 | 174 | 3,38 |
| Lega A2R | 8 | 40 | 73 | 102 | 178 | 3,56 |
| Lega A3R | 8 | 40 | 71 | 100 | 175 | 3,42 |
| | AR | Media | 71,33 | 101,33 | 175,67 | 3,45 |
| | | Dev. Std. | 1,53 | 1,15 | 2,08 | 0,09 |
| Lega A4R - T | 8 | 40 | 70 | 111 | 203 | 10,98 |
| Lega A5R - T | 8 | 40 | 74 | 112 | 205 | 10,04 |
| Lega A6R - T | 8 | 40 | 73 | 110 | 202 | 10,52 |
| | AR - T | Media | 72,33 | 111,00 | 203,33 | 10,51 |
| | | Dev. Std. | 2,08 | 1,00 | 1,53 | 0,47 |

Tabella 4.11 Prove di trazione Lega A

| LEGA B | | | | | | |
|---------------------|-----------------|------------------|--------------|---------------|---------------|-------------|
| | Diametro | Lo | E | YS | UTS | A |
| | [mm] | [mm] | [GPa] | [MPa] | [MPa] | % |
| Lega B6 | 8 | 40 | 72 | 128 | 203 | 1,54 |
| Lega B7 | 8 | 40 | 72 | 126 | 201 | 1,38 |
| | B | Media | 72,00 | 127,00 | 202,00 | 1,46 |
| | | Dev. Std. | 0,00 | 1,41 | 1,41 | 0,11 |
| Lega B8 - T | 8 | 40 | 75 | 122 | 190 | 1,87 |
| Lega B9 - T | 8 | 40 | 74 | 123 | 192 | 1,91 |
| | B - T | Media | 74,50 | 122,50 | 191,00 | 1,89 |
| | | Dev. Std. | 0,71 | 0,71 | 1,41 | 0,03 |
| Lega B1R | 8 | 40 | 75 | 126 | 180 | 0,96 |
| Lega B2R | 8 | 40 | 78 | 128 | 188 | 1,05 |
| Lega B4R | 8 | 40 | 76 | 125 | 185 | 1,03 |
| | BR | Media | 76,33 | 126,33 | 184,33 | 1,01 |
| | | Dev. Std. | 1,53 | 1,53 | 4,04 | 0,05 |
| Lega B3R - T | 8 | 40 | 76 | 123 | 193 | 2,33 |
| Lega B5R - T | 8 | 40 | 75 | 120 | 195 | 2,3 |
| Lega B6R - T | 8 | 40 | 73 | 125 | 196 | 2,39 |
| | BR - T | Media | 74,67 | 122,67 | 194,67 | 2,34 |
| | | Dev. Std. | 1,53 | 2,52 | 1,53 | 0,05 |

Tabella 4.12 Prove di trazione Lega B

- Leghe "AS CAST"

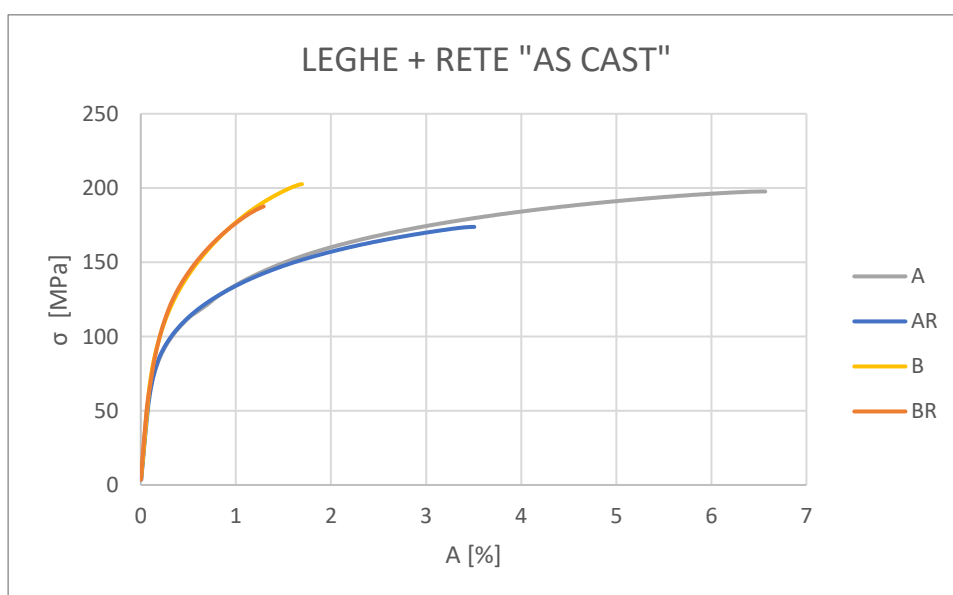


Figura 4.23 Confronto diagramma leghe As cast senza rete

- Leghe "T-T 550°C 10h" senza rete

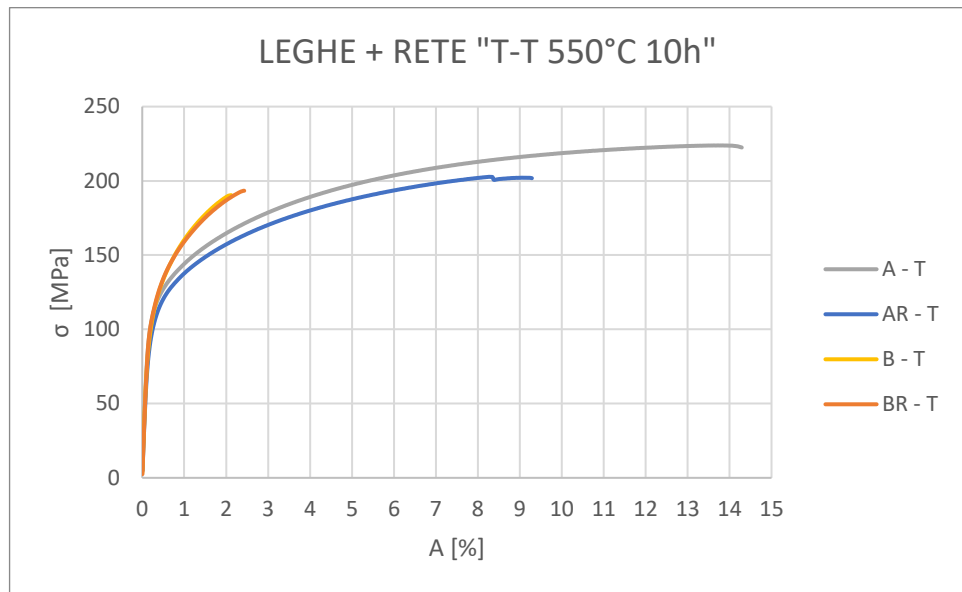


Figura 4.24 Confronto diagramma Leghe base post T-T

- Leghe base, effetto trattamento termico

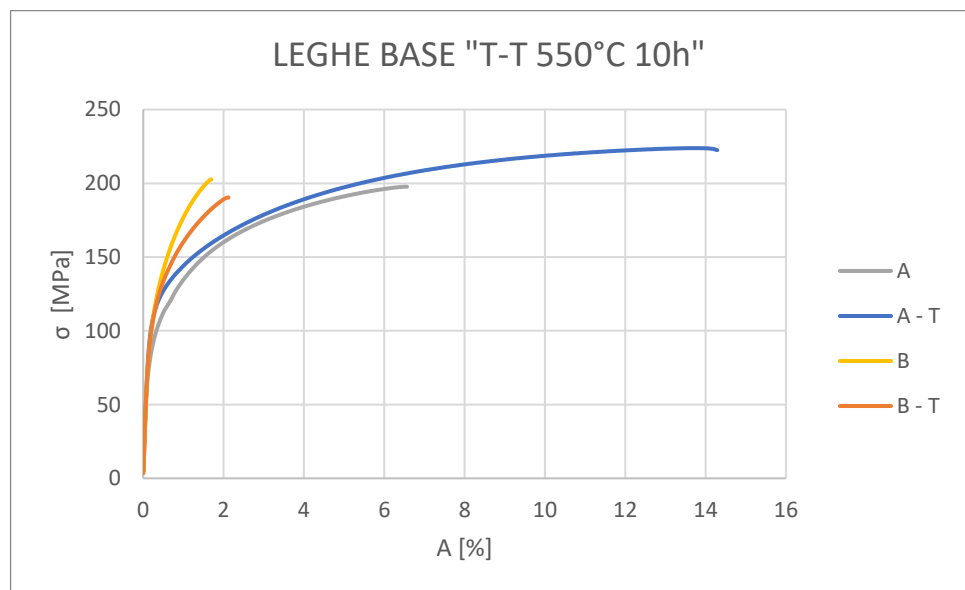


Figura 4.25 Confronto diagramma leghe as cast con la rete

Questo paragrafo è utile al fine di un confronto in termini assoluti delle due leghe. È possibile affermare come la lega A non ha risentito minimamente della presenza della rete, con e senza trattamento termico. Infatti, le curve dipendono solo dalla matrice e l'incremento dato dal trattamento è lo stesso ottenuto con la lega trattata con la rete. Per quanto riguarda la Lega B, essa non sembra dipendere solo dalla matrice ma post trattamento termico – che nella lega senza rete porta ad un peggioramento delle

prestazioni – si nota un piccolo incremento delle proprietà meccaniche, associabile alla formazione di un legame all'interfaccia fra acciaio e alluminio.

4.9– Analisi superfici di frattura

Per concludere sono state condotte delle analisi della superficie di frattura, in prima battuta per escludere eventuali macro-porosità presenti. Le micrografie sono state effettuate utilizzando il SEM così da entrare più nel dettaglio delle superfici.

Di seguito saranno riportate e commentate le immagini ottenute di entrambe le leghe con e senza rete, as cast e trattate termicamente.

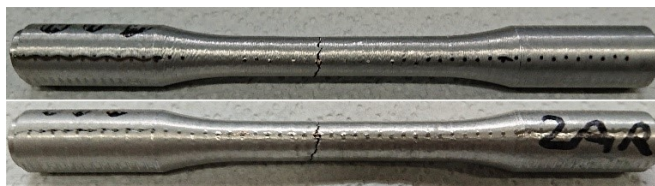


Figura 4.26 Provini arrivati a rottura

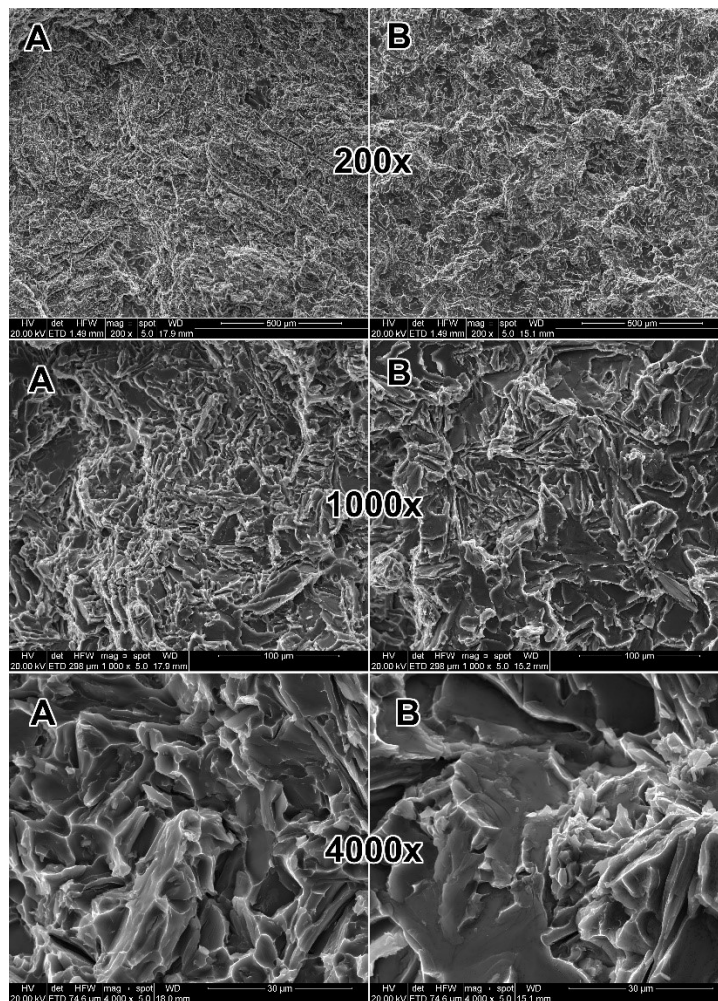


Figura 4.27 Immagini SEM materiale base

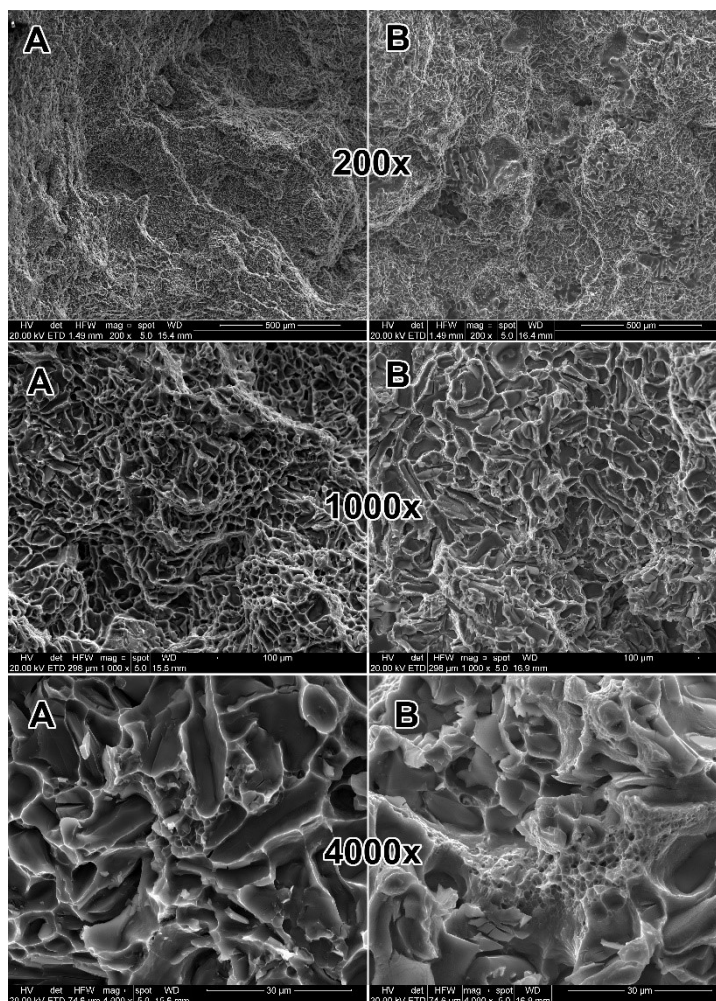


Figura 4.28 Analisi al SEM delle superfici trattate

Queste immagini ci mostrano come la lega A risulta avere una frattura duttile, mentre la lega B specialmente prima del trattamento termico risulta avere una frattura fragile. Di seguito saranno riportate le immagini più caratteristiche delle leghe con l'inserto. Si deve sottolineare come la procedura per separare le due metà del provino non è stata semplice, di conseguenza l'aver mosso la rete può aver contribuito a modificare la morfologia della superficie di frattura. Nonostante ciò, i risultati ottenuti sono stati utili per evidenziare la presenza e la morfologia dell'intermetallico visibile nelle leghe trattate termicamente.

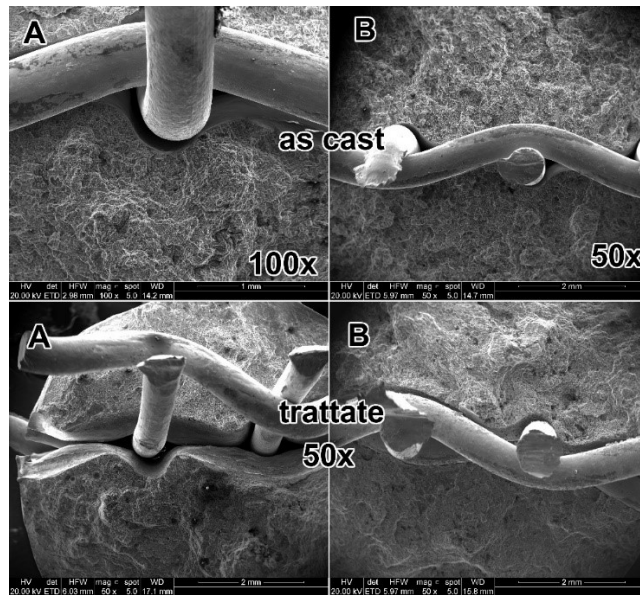


Figura 4.29 Immagini a bassi ingrandimenti delle superfici di frattura delle leghe trattate

Nelle due leghe as cast non si notano sostanziali differenze. Per quanto riguarda le leghe trattate termicamente si nota una scarsa aderenza del materiale all'inserto, nella lega A. In entrambe le leghe si nota, salendo di ingrandimento, la presenza sul filo o sulla matrice di alluminio, porzioni di materiale strappato e rimasto aggrappato alla rete o alla lega. Questo fenomeno è più presente nella lega B, seguiranno le immagini dei singoli particolari.

- Lega A con rete e trattata

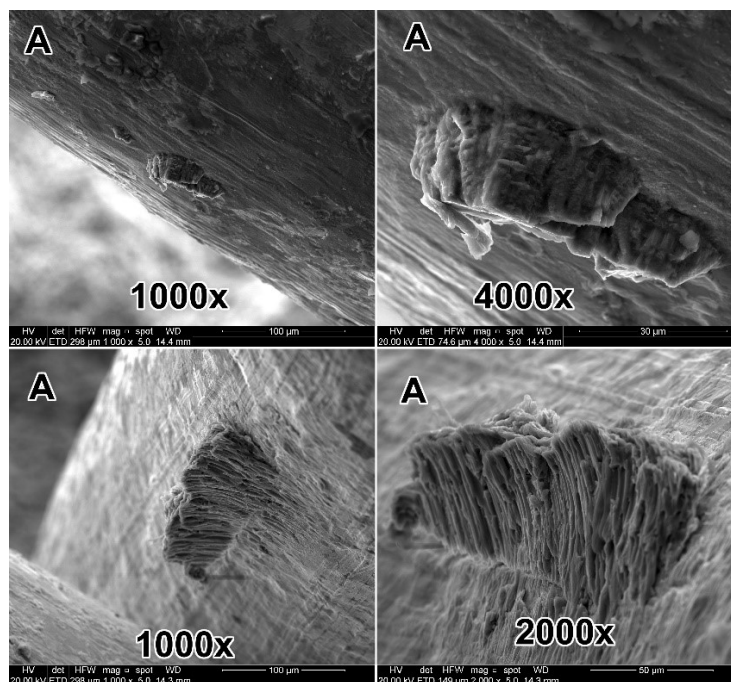


Figura 4.30 Dettagli della lega A al SEM

- Lega B con rete e trattata

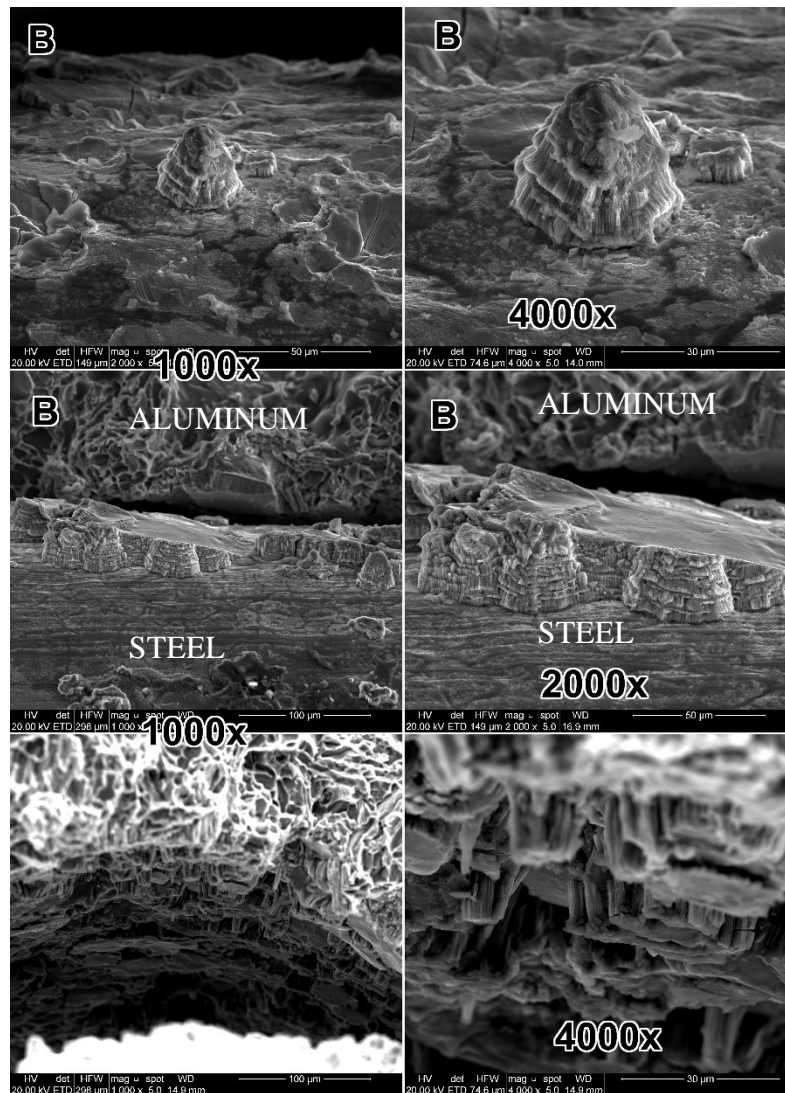


Figura 4.31 Dettagli della lega B al SEM

Tutte queste protuberanze/cavità osservate rappresentano il composto intermetallico ottenuto post trattamento termico. Si nota come questo composto tenda ad aggrapparsi ad entrambe le superfici che però essendo un legame debole viene strappato durante le prove di trazione. Inoltre, si evince come nella lega B ci sia una presenza più marcata rispetto alla lega A, questo fatto è possibile attribuirlo alla minor capacità della lega A di aggrapparsi alla rete o alla minore presenza di ossido in fase di colata. In generale la morfologia che si nota è molto simile alle immagini degli articoli studiati. Questo avvalorare l'ipotesi che il precipitato sia $\beta\text{-Al}_4.5\text{FeSi}$ e/o $\tau_{10}\text{-Al}_4\text{Fe}_{1.7}\text{Si}$.

CONCLUSIONI

Lo scopo di questo elaborato era quello di determinare cosa accade quando si va ad inserire in una lega di alluminio secondaria da fonderia una rete metallica. Guidati dagli studi effettuati in letteratura, si è proceduto nel progetto partendo dallo stampo fino alle prove meccaniche di trazione.

I due obiettivi principali di questa tesi erano caratterizzare la macrostruttura, la microstruttura e le proprietà meccaniche delle due leghe analizzate. Rispettivamente si sono valutate le porosità emerse in fase di colata, l'effettiva interfaccia fra i due materiali – pre e post trattamento termico – e le proprietà meccaniche in funzione dello stato del materiale.

Lo studio è stato effettuato su due leghe di alluminio secondarie da fonderia, in modo da valutare se la composizione chimica differente possa far cambiare le analisi sopracitate. Per entrambe le leghe si sono ottenuti quattro lotti differenti ovvero: lega base, lega base trattata, lega base con rete e lega base con rete trattata.

I risultati ottenuti per quanto riguarda la porosità, dimostrano come la maggior presenza del silicio nella lega B abbia favorito la fluidità della lega che ha generato minori porosità in termini percentuali. La presenza delle porosità va a ridurre la superficie utile resistente della lega di alluminio che quindi ne risente in termini di resistenza allo snervamento e a rottura.

L'interfaccia analizzata prima e dopo il trattamento termico eseguito a 550°C per 10h ha mostrato delle notevoli differenze. Allo stato “as cast” il materiale non ha mostrato nessuna forma di legame metallurgico fra i due materiali. Mentre post trattamento termico dalle immagini risulta evidente come sia cresciuta una fase intermetallica che contorna l'acciaio. Questa fase però non risulta essere presente sull'intero perimetro della rete, questo dovuto alla presenza di un importante strato di ossido attorno al rinforzo derivante dal processo seguito. Nonostante ciò, si è cercato di dare un nome a questo composto. Non avendo a disposizione l'analisi EDS per effettuare tale analisi, si è cercato di definire qualitativamente l'intermetallico. Dalla letteratura è stato possibile analizzare le micrografie effettuate su materiali molto simili e processati allo

stesso modo. Da qui si è arrivati ad una ipotesi conclusiva che definisce l'intermetallico come $\beta\text{-Al}_4.5\text{FeSi}$ e/o $\tau_{10}\text{-Al}_4\text{Fe}_{1.7}\text{Si}$ per entrambe le leghe.

La caratterizzazione meccanica ha restituito dei dati non positivi ma sicuramente interessanti per eventuali sviluppi futuri. In entrambe le leghe analizzate l'aggiunta della rete in acciaio non ha apportato benefici in termini assoluti alle proprietà meccaniche. Ciò nonostante, le numerose ed evidenti porosità non hanno influito pesantemente sulla resistenza del materiale. Il trattamento termico e quindi l'intermetallico venutosi a formare ha fatto beneficiare solamente la lega B la quale a parità di lega trattata, l'aggiunta della rete mostra un incremento del 2% sul carico di rottura e del 19% sull'allungamento percentuale.

Purtroppo, in conclusione, l'aspettato incremento delle prestazioni meccaniche non è avvenuto. Essendo un lavoro totalmente innovativo e "pionieristico" non era scontato ottenere fin da subito delle migliorie alle leghe. Per questo si è ritenuto utile riportare di seguito alcuni spunti per eventuali sviluppi futuri volti a migliorare il progetto effettuato.

- Composizione chimica delle due leghe. Per quanto riguarda la lega di alluminio sarebbe interessante andare ad incrementare ancora di più la percentuale di silicio e ridurre la percentuale di ferro presente.

Anche l'utilizzo di un materiale di rinforzo diverso dall'acciaio inossidabile potrebbe essere d'aiuto nello sviluppo di componenti Bimateriali.

- La geometria del rinforzo. La rete formata da due maglie sovrapposte ha generato numerose e pericolose porosità che hanno minato la resistenza meccanica del componente. Quindi una geometria priva di incroci e/o interstizi potrebbe favorire la riduzione di macro-porosità.
- Chiaramente la possibilità di caratterizzare in maniera oggettiva della composizione chimica dell'intermetallico è già di per sé fondamentale. Il trattamento termico effettuato ha generato fin troppo intermetallico che risulta molto fragile all'aumentare del tempo di trattamento. Quindi una analisi finalizzata alla caratterizzazione della resistenza meccanica dell'intermetallico è sicuramente uno sviluppo molto interessante (prove di pull-out ad esempio).

BIBLIOGRAFIA

- [1] D. Veschi, “*L’alluminio e le leghe leggere*”, Metallurgia, trattamenti termici, metallografia, proprietà meccaniche e processi tecnologici, pp.1-2 / pp.21-22
- [2] D. Carlassara, “*Sistemi in vuoto o in atmosfera controllata per la fusione di metalli leggeri*”, Tesi di laurea, Università degli studi di Padova, 2010, pp. 5-14.
- [3] T. Gianesin, “*La presenza di Zr, Ni e V in leghe di alluminio da fonderia*”, Tesi di laurea, Università degli studi di Padova, 2012, pp. 1-10.
- [4] A. De Mori “*Analisi termica e metallografica di leghe AlSi9Cu3(Fe) al variare di Fe, Mn, Cr*”, Tesi di laurea Università degli studi di Padova,
- [5] *Practical guidelines enable faster development of insert-strengthened aluminum castings*. - Carl Soderhjelm and Diran Apelian, metal processing institute, Worcester Polytechnic Institute (Worcester, Massachusetts)
- [6] *Mechanical properties and reinforced mechanism of the stainless steel wire mesh–reinforced Al-matrix composite plate fabricated by twin-roll casting*. - Huagui Huang, Jichao Wang and Wenwen Liu
- [7] *Analysis of the Mechanism of Die Soldering in Aluminum Die Casting* - Q. Han and S. Viswanathan
- [8] *Formation and evolution of the interfacial structure in al/steel compound castings during solidification and heat treatment*. - Aina Opsal Bakke, Lars Arnberg, Jan-Ove Løland, Svein Jørgensen, Jan Kvinge, Yanjun Li
- [9] *Growth Kinetics of Interfacial Intermetallic Compound in Al(AA4343)/Steel(SUS316) Clad Strip* - Xiaojun Zhang, Kunyuan Gaob, Xiuhua Hu, Yusheng Ding, Guozhan Wang, Xiaolan Wu, Zuoren Nie
- [10] *On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys* - H. Springer, A. Kostka, E.J. Payton, D. Raabe, A. Kaysser-Pyzalla, G. Eggeler
- [11] *On the silicon spheroidization in Al–Si alloys* - E. Ogris, A. Wahlen, H. Luchinger, P.J. Uggowitzer.