



# UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

Dipartimento di Ingegneria Industriale

Corso di Laurea Triennale in ingegneria meccanica

Tesi di Laurea

## Caratterizzazione meccanica e microstrutturale della lega d'alluminio A201

Relatore

Ch.mo Paolo Ferro

Laureando

Alberto Ionuc Simon

Anno Accademico 2022/2023

## Indice

<b>1</b>	<b>Alluminio puro</b>	<b>2</b>
<b>2</b>	<b>Concetti di base applicati all'Al</b>	<b>3</b>
2.1	Reticolo cristallino e deformazione . . . . .	3
2.2	Raffreddamento teorico . . . . .	4
2.3	Raffreddamento pratico . . . . .	5
<b>3</b>	<b>Leghe Al-Cu</b>	<b>5</b>
3.1	Il duralluminio . . . . .	7
3.2	Elementi alliganti nella lega Al-Cu . . . . .	7
<b>4</b>	<b>A201</b>	<b>8</b>
4.1	Caratteristiche della formazione della microstruttura nella lega A201 . . . . .	9
4.1.1	Raffinamento del grano . . . . .	9
4.2	Risultati di un master research della University of Birmingham . . . . .	10
4.2.1	Grani formati . . . . .	10
4.2.2	Porosità . . . . .	12
4.3	Risultati sperimentali dell'Università di Padova con provini Dallara . . . . .	13
4.3.1	SDAS . . . . .	14
4.4	Caratteristiche meccaniche . . . . .	16
4.4.1	Caratteristiche risultanti dai provini Dallara dell'Università di Padova . . . . .	17
4.5	Discussione risultati sperimentali . . . . .	18
<b>5</b>	<b>Effetto dell'invecchiamento</b>	<b>19</b>
5.1	Influenza dell'invecchiamento sulla microstruttura . . . . .	19
5.2	Influenza dell'invecchiamento sulla durezza . . . . .	20
<b>6</b>	<b>Influenza dell'aggiunta di Si, Ti e B nella lega A201</b>	<b>23</b>
<b>7</b>	<b>Influenza dell'aggiunta di Ag</b>	<b>26</b>
7.1	Influenza dell'Ag sulla microstruttura . . . . .	27
7.2	Influenza dell'Ag sulla durezza . . . . .	28

**Parole chiave:** Alluminio, A201, Microstruttura

### Sommario

Il seguente studio ha come scopo quello di andare ad identificare le caratteristiche meccaniche e microstrutturali della lega di alluminio. La prima parte è incentrata sugli aspetti generali che caratterizzano tale lega, andando ad esplicitare prima le caratteristiche dell'elemento principale, ovvero l'alluminio, e poi anche la tipologia di lega che si considera, ovvero la lega di alluminio-rame; inoltre vengono anche riassunti determinati concetti che verranno poi ripresi ed approfonditi. La parte invece principale della seguente ricerca è incentrata sulle caratteristiche proprie della lega A201, che riporta quindi le principali particolarità microstrutturali e proprietà meccaniche, che si vanno a ritrovare in funzione del tipo di lavorazione con la quale il materiale è stato trattato. Oltre a questo si approfondiscono anche le variazioni delle caratteristiche al variare di altri fattori che influenzano il prodotto finale studiato, come l'esecuzione delle lavorazioni o le concentrazioni degli elementi presenti all'interno di essa.

## 1 Alluminio puro

L'alluminio è un metallo di colore bianco argenteo, con una struttura cristallina cubica a facce centrate (CFC), che all'aria si ricopre subito di una pellicola di ossido che rende il metallo ulteriormente inalterabile a temperatura ordinaria[1].

Le sue caratteristiche chimiche sono:

- Numero Atomico 13
- Peso atomico 26,98
- Valenza 3
- Terzo gruppo del sistema periodico degli elementi
- E' un metallo anfotero, può quindi combinarsi con gli acidi per dare i rispettivi sali, oppure con le basi forti per formare gli alluminati relativi

L'alluminio puro forma al contatto con gli acidi un leggero strato di ossido di alluminio, inattaccabile, che protegge gli strati inferiori, resistendo quindi bene in determinate situazioni. Questo fenomeno è conosciuto col nome di "passivazione" ed è caratteristico di alcuni metalli fra cui il cromo.

E' un energico riducente e può ridurre con forte sviluppo di calore gli ossidi dei metalli che si formano con minor sviluppo di energia libera (es. ossidi di Fe; Ni; Cr; Cu; Mo; ecc.). Questa sua affinità per l'O<sub>2</sub> viene sfruttata in metallurgia. La resistenza alla corrosione è comunque molto legata alla purezza del metallo. Le sue caratteristiche fisiche sono:

1. Densità 2.7 g/cm<sup>3</sup>
2. Punto di fusione 660°C
3. Punto di ebollizione 2327°C
4. Calore specifico 0.22 cal/g °C
5. Calore latente di fusione 92.4 cal/g
6. Coefficiente di dilatazione 24x10<sup>-6</sup> °C
7. Conducibilità termica 0.53 cal/(cm s °C)

Le caratteristiche meccaniche dell'alluminio puro variano solo in relazione allo stato di incrudimento del medesimo. Allo stato ricotto si ha:

- La durezza Brinell  $\sim 16kg/mm^2$
- La resistenza a trazione  $\sim 7kg/mm^2$
- Il modulo di elasticità  $\sim 6700kg/mm^2$
- Il limite di snervamento  $\sigma_{0,2} \sim 2kg/mm^2$
- L'allungamento  $A_5 \sim 55\%$

Abbastanza singolare è il comportamento del modulo di elasticità che rimane praticamente costante, o aumenta leggermente, anche nel caso di leghe trattate termicamente quindi con valori di resistenza molto alta; per questo per gli effetti della rigidità di una costruzione di alluminio non è necessario ricorrere ad una lega con caratteristiche di resistenza particolarmente elevate.

L'alluminio è inoltre molto duttile e malleabile, può essere tirato in fogli sottili fino a  $7 \mu m$ . Da un punto di vista dell'utilizzo pratico non è comunque il caso di soffermarsi ulteriormente sulle caratteristiche meccaniche dell'alluminio puro, poichè nell'ambiente industriale risulta improbabile l'impiego di elementi puri, per questo si parla di leghe di alluminio.

## 2 Concetti di base applicati all'Al

### 2.1 Reticolo cristallino e deformazione

I cristalli unici con reticolo esente da imperfezioni hanno dei piani di minor resistenza alle sollecitazioni di deformazione e rottura. Ne consegue che i cristalli che hanno un numero elevato di possibili piani di slittamento hanno una minore anisotropia e quindi una minore differenza fra le forze da applicare nelle varie direzioni per ottenere una identica deformazione[1].

L'alluminio che cristallizza nel sistema cubico a facce centrate presenta ben 12 piani di scorrimento per cui le differenze di sforzi da applicare nelle varie direzioni per ottenere la stessa deformazione sono di circa l'80%, l'alluminio è perciò un materiale molto plastico. Esistono quindi delle direzioni nelle quali è minore lo sforzo da applicare per ottenere deformazioni per cui se i materiali metallici fossero costituiti da un unico cristallo avremmo a seconda della direzione degli sforzi o una grande plasticità o una fragilità che porterebbe alla frattura senza deformazione del metallo.

La presenza invece di numerosi piani cristallini diversamente orientati annulla questa anisotropia rendendo più difficile il propagarsi delle rotture da un piano all'altro sia perché, essendo i grani diversamente orientati, si presentano rispetto alla direzione dello sforzo con i loro piani di clivaggio<sup>1</sup> non sempre nelle condizioni di minor resistenza, sia perché fra un grano cristallino e l'altro esiste uno strato intercristallino che ha pur sempre una struttura disordinata.

Sottoponendo quindi un metallo ad uno sforzo di trazione avremo quindi inizialmente, quando lo sforzo è basso, una deformazione elastica dovuta alla tendenza al ritorno alla posizione primitiva delle dislocazioni che tendono a formarsi. Già in questo caso però non è da escludere che alcuni cristalli orientati favorevolmente subiscano deformazioni permanenti. Il fenomeno però è statisticamente così poco rilevante che con i normali mezzi di misura non sarà possibile rilevare deformazioni del metallo e quindi saremo ancora nel campo delle deformazioni elastiche. Aumentando però il carico, oltre a deformarsi ancora di più i cristalli favorevolmente orientati, cominceranno anche a deformarsi altri cristalli per i quali la componente dello sforzo parallela ai piani di slittamento avrà raggiunto un'intensità sufficiente. Oltre un certo limite le deformazioni indotte saranno praticamente rilevabili per cui si sarà raggiunto il limite elastico.

<sup>1</sup>I metalli o le leghe metalliche mostrano tendenze a separarsi lungo determinate direzioni quando vengono sottoposti a forze di deformazione o taglio.

Continuando ad aumentare lo sforzo, mentre aumentano sempre di più le dislocazioni nei cristalli già deformati, verranno interessati un numero sempre più grande di cristalli, orientati sfavorevolmente, dalla componente dello sforzo parallelo ai loro piani di slittamento. Il metallo si deformerà sempre più e contemporaneamente si incrudirà per l'impossibilità dell'edificio cristallino di riformarsi secondo un reticolo più o meno perfetto. Il metallo diventerà quindi più duro e pieno di tensioni interne. Oltre un certo spazio infine verranno superati via via i limiti di coesione fra i vari cristalli e si arriverà alla rottura o distacco. Si conclude quindi che in un metallo saranno tanto migliori le prestazioni meccaniche quanto più fine è il grano cristallino o quanto maggiore è il numero dei grani.

## 2.2 Raffreddamento teorico

Se ad un metallo puro allo stato liquido, cioè fuso, si sottrae calore in quantità uniforme nel tempo, si avrà un abbassamento di temperatura proporzionale alla quantità di calore sottratta ed al calore specifico del metallo alle temperature considerate[1].

Giunti alla temperatura di solidificazione completa del metallo, ad ogni sottrazione di calore non corrisponde più una diminuzione di temperatura, ma questa rimane costante nel tempo, per poi riprendere la discesa solo a solidificazione ultimata. La quantità di energia sviluppata dall'unità di massa del metallo nell'intervallo di solidificazione è chiamata calore latente di solidificazione.

Quando si tratta di metalli purissimi in corrispondenza del punto di transizione, in cui non diminuisce più la temperatura ma si ha una variazione dello stato fisico del materiale, è necessario arrivare a temperature di parecchi gradi al di sotto di tale condizione perché si formino i primi nuclei di cristallizzazione, dopo di che la temperatura si riporterà al livello normale per effetto del calore che si libera e la solidificazione procederà, ingrossando questi nuclei. In pratica però esistono sempre nel metallo delle impurezze costituite da materiali che fondono a temperature più elevate e che formano delle particelle solide che favoriscono la nascita di nuclei stabili, specialmente se la loro struttura cristallina è affine a quella del metallo nel quale si trovano.

In questo caso il fenomeno di sottoraffreddamento sarà meno sensibile. Tale proprietà viene sfruttata nella pratica di fonderia adottando aggiunte al metallo fuso di speciali sostanze chiamate appunto nucleanti. La necessità di un alto numero di nuclei cristallini e quindi di una conseguente struttura a grano cristallino molto fine è causa dell'influenza che questo ha sulle caratteristiche meccaniche in funzione della dimensione del grano. Oltreché alla presenza di sostanze nucleanti, la formazione dei grani cristallini è legata al sottoraffreddamento al quale è sottoposto il metallo liquido. Il sottoraffreddamento sarà tanto maggiore quanto più elevata è la velocità di sottrazione del calore. I nuclei che si formano tendono ad ingrossarsi, sempre per sottrazione di calore, fino a determinare, a solidificazione ultimata, l'edificio cristallino del metallo solido.

I concetti riferiti per maggior semplicità ai metalli puri possono essere trasferiti alle leghe metalliche. In questo caso seppure siano laboriose le analisi delle variazioni dei rapporti percentuali dei componenti della lega ad ogni temperatura considerata, restano pur sempre validi i concetti che presiedono alla formazione dei germi cristallini in relazione al sottoraffreddamento e quelli relativi alla velocità lineare di cristallizzazione. A grandi linee si può affermare che una elevata velocità di raffreddamento che porti ad un sottoraffreddamento, oltre ad un elevato numero di germi di cristallizzazione ed una elevata velocità lineare di cristallizzazione, crea anche le condizioni per cui la massa solida finale risulta più omogenea: sia perché all'interno dei grani cristallini la soluzione solida è monostratificata sia perché il reticolo delle liquazioni è più esile e spezzettato.

I germi cristallini possono svilupparsi durante la solidificazione secondo due forme strutturali, dendritiche e poliedriche. Le prime sono caratteristiche delle leghe in genere e di quelle in alluminio in particolare, mentre le seconde sono presenti, contemporaneamente a quelle dendritiche nei metalli puri. La cristallizzazione poliedrica trae origine dallo ingrossamento dei germi secondo le direzioni degli assi cristallografici, per cui se, al limite, vi fosse un unico germe e non vi fossero ostacoli di tipo

spaziale, si formerebbe un unico grosso cristallo di forma regolare. La contemporanea presenza di molti germi, che per la legge delle probabilità saranno diversamente orientati l'uno rispetto all'altro, fa sì che l'ingrossamento dei cristalli resti impedito dall'incontro con i cristalli adiacenti. Per lo stesso motivo le facce di contatto dei diversi cristalli non corrisponderanno ai loro piani di cristallizzazione.

I germi si sviluppano in cristalli cruciformi dai quali si dipartono altri rami che si sviluppano secondo gli assi del sistema nel quale cristallizza il metallo. Pur assumendo forme svariatissime, le dendriti conservano nel loro interno la direzione e l'ordine degli atomi secondo il reticolo cristallino del germe dal quale si sono originate. Il loro sviluppo è limitato dalla presenza delle altre dendriti ed a solidificazione ultimata si creerà un complesso di grani dai confini dentellati determinati dall'incontro delle varie dendriti. Anche in questo caso essendo i germi di cristallizzazione diversamente orientati i grani avranno una struttura orientata di conseguenza.

E' dato a volte di osservare sulle superfici libere di solidificazione di panetti di leghe di alluminio delle forme dendritiche in rilievo sulla superficie. Si tratta di dendriti che sono affiorate durante la solidificazione del metallo: il diminuito livello del metallo liquido rimanente, di composizione prossima all'eutettico, che lascia scoperte le dendriti ormai formate e le evidenzia è dovuto alla contrazione che subisce con l'abbassamento della temperatura per raggiungere il punto di solidificazione. Sia che il metallo o la lega solidifichi in forme poliedriche o dendritiche il risultato finale è pur sempre una struttura che se sezionata offre all'analisi microscopica l'aspetto di una suddivisione in grani cristallini più o meno grossi e sempre orientati in modo diverso fra di loro.

### 2.3 Raffreddamento pratico

I comportamenti fino ad ora riportati non considerano però situazioni reali al raffreddamento di una lega o di un metallo fuso, come nella pratica della fonderia. Nella pratica si avranno diverse velocità di raffreddamento a seconda se si esamina la parte di liquido a contatto con la forma metallica o di sabbia, la parte di liquido a contatto con l'aria, o la parte di liquido che si trova nel cuore della massa fusa, risultando non omogenea come nelle considerazioni precedenti. La solidificazione comincerà dove il liquido è a contatto con le pareti fredde della forma e secondo se si tratta di un metallo puro o di una lega avrà un andamento diverso. Nel caso di una lega infatti la solidificazione avviene in un certo intervallo di temperatura per cui il passaggio dalla zona già solidificata alla zona ancora liquida avverrà attraverso uno strato ancora liquido ma che contiene già delle dendriti in via di formazione.

Nel caso della lega inoltre tenderanno a formarsi delle segregazioni di impurezze e del metallo contenuto in concentrazione minore, non solo fra una dendrite e l'altra, ma anche e soprattutto verso il centro del lingotto, o della forma, ultimo a solidificare. Il "cono di ritiro" di una lega solidificata corrisponderà quindi alla zona di maggiore impurezza ed eterogeneità della lega stessa. Il risultato finale di solidificazione sia di un metallo puro che di una lega è un solido formato da grani cristallini più o meno fini orientati secondo alcune direzioni oppure liberamente orientati. I cristalli assumeranno una forma orientata quando il loro ingrossamento sarà influenzato da una sottrazione di calore in una direzione definita. Questo avviene in pratica quando le pareti della forma nella quale viene colato il metallo fuso sottraggono rapidamente il calore. Dei nuclei cristallini che si formano in gran numero vicino alla parete per il sottoraffreddamento, si sviluppano più rapidamente quelli i cui assi sono orientati perpendicolarmente alla parete cioè nella direzione di caduta della temperatura.

## 3 Lega Al-Cu

Le leghe di alluminio-rame sono tipicamente delle soluzioni solide contenenti generalmente tra il 4% e il 6% di rame fino a concentrazioni del 12%, e una percentuale di magnesio[1][2][3].

La resistenza meccanica a freddo e a caldo delle leghe aumenta col crescere della concentrazione a scapito dell'allungamento. La resistenza alla corrosione diminuisce invece con l'aumentare della % di

Cu. Tale diminuzione è dovuta alla presenza del composto  $CuAl_2$ . Il rame conferisce inoltre buona lavorabilità all'utensile. Le leghe di Al-Cu sono state altamente utilizzate in colate e lavorazioni che richiedono resistenza e tenacità. Queste leghe mostrano un'alta resistenza e durezza sia a temperatura ambiente sia ad alte temperature. L'Ag risulta essere un catalizzatore per la risposta all'invecchiamento e riduce il rischio di corrosione sotto tensione. Con un buon controllo delle impurezze, è possibile anche raggiungere una buona duttilità. La quantità di impurezze può alterare sia la macrostruttura che la microstruttura. Per esempio nelle figure 1 e 2 si ha per una lega con Al-4.5Cu-0.25Mg nominale e una piccola percentuale di argento (0.7%) e titanio rispettivamente.

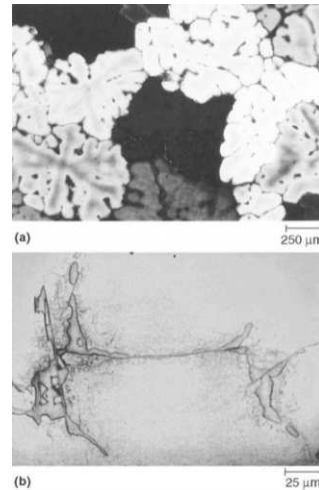


Figura 1: Micrografia della lega di Al-Cu con una piccola percentuale di Ag, che presenta un più basso livello di impurità (lega A201 con 4.10% Cu). (a) La macrostruttura mostra i grani e le dendriti. (b) la microstruttura mostra  $Al_7FeCu_2$  in una matrice di una soluzione solida di  $\alpha$  - alluminio.

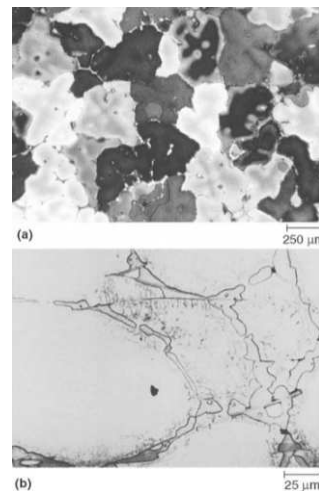


Figura 2: Micrografia della lega di Al-Cu con una piccola percentuale di Ti, che presenta un più alto livello di impurità (lega A206 con 4.36% Cu). (a) La macrostruttura mostra i grani e le dendriti. (b) la microstruttura mostra  $Al_7FeCu_2$  e  $Al_2Cu$  in una matrice di una soluzione solida di  $\alpha$  - alluminio.

Leghe di questo tipo risultano però essere molto suscettibili a cricche durante la solidificazione e a ritiri volumetrici interdendritici. Riulta quindi necessario adottare specifiche tecniche da fonderia per evitare queste condizioni. Con uno stampo permanente o altre colate con forme rigide sono necessari ottimi raffinamenti del grano e raffreddamenti specifici.

Leghe di alluminio contenenti rame risultano essere meno resistenti alla corrosione, e per certe composizioni si ha persino una cattiva suscettibilità nei confronti della corrosione sotto tensione. Il rame rappresenta il tipico alligante base per la lega, per aumentare le proprietà meccaniche a elevate temperature, spesso anche con aggiunte di nichel.

### 3.1 Il duralluminio

Il duralluminio sta alla base delle leghe di alluminio da trattamento, ed è caratterizzato da particelle di  $CuAl_2$ , esso cristallizza in un reticolo tetragonale, costituendo una nuova fase[1].

Come tutti i composti intermetallici, sono fragilissimi e durissimi, la loro durezza si attenua solo in prossimità del punto di fusione quando non entrano prima in soluzione solida. Queste particelle, che si formano all'interno di un reticolo cristallino ormai stabile perché si trova a temperatura ambiente, introducono nei piani cristallini degli ostacoli, che ne impediscono i movimenti; inoltre la loro formazione in un reticolo che non ha spazi per contenerle, crea delle grosse tensioni intercrystalline. Il risultato di questi effetti è un aumento della durezza e della resistenza della lega.

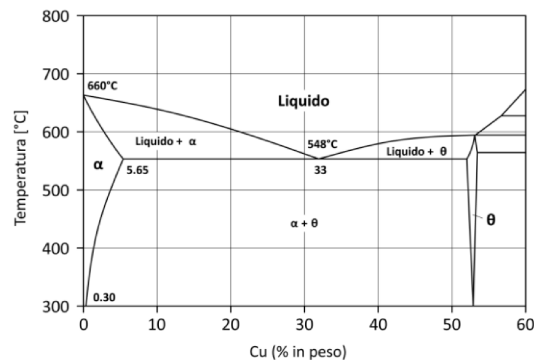


Figura 3: Diagramma di fase Alluminio-Rame

### 3.2 Elementi alliganti nella lega Al-Cu

Per quanto riguarda invece l'aggiunta di altri elementi alliganti, questi possono rappresentare la causa di vari fattori di variazione del materiale preso in considerazione[1][3].

Alcuni esempi di modifiche alle proprietà della lega sono riportate di seguito:

1. Un'aggiunta di Mg dello 0.2% aumenta la durezza della lega. Per contro diminuiscono l'allungamento o la plasticità.
2. Un'aggiunta di Ti percentuale dello 0.2 – 0.4 affina la struttura dando migliori caratteristiche meccaniche.
3. Il Fe come impurezza (0.5% circa) impedisce l'invecchiamento naturale al quale tendono le leghe Al – Cu purissime. In concentrazioni dell'1 – 1.5% provoca un aumento della resistenza a caldo ed evita le rotture di ritiro se è contemporaneamente presente il silicio (1% circa), pure benefica è tale concentrazione del ferro se in presenza di Zn (1.5% circa). In concentrazioni superiori all'1.5% il ferro dà luogo ad inconvenienti sia di ritiro superficiale che di lavorazione meccanica.
4. Il Ni aumenta le caratteristiche meccaniche a caldo. Riduce inoltre il coefficiente di espansione termica e migliora la resistenza dopo bonifica particolarmente se in unione con altri elementi come Mg e Si.
5. L'Ag viene utilizzato in genere in piccole percentuali nelle leghe di Al-Cu, e porta ad un indurimento per precipitazione e ad un aumento della resistenza alla corrosione sotto tensione.



6. Il Mn viene normalmente considerato un'impurità nelle colate, venendo quindi controllato e tenuto a bassi livelli in molte composizioni. Risulta essere un'importante elemento per lavorazioni di indurimento. In assenza di lavorazioni di indurimento, il manganese non offre nessun importante beneficio nelle leghe di alluminio da colata.
7. Il Cr viene in genere aggiunto in basse concentrazioni per invecchiamenti a temperatura ambiente e composti termicamente instabili, nei quali la germinazione e la crescita del grano sono importanti. In genere il cromo forma il  $CrAl_7$ , il quale mostra una limitata solubilità allo stato solido, e risulta quindi utile nel bloccare tendenze di crescita del grano. Il cromo aumenta la resistenza a corrosione in certe leghe e aumenta anche la sensibilità al raffreddamento ad alte concentrazioni.

## 4 A201

La lega di alluminio da colata A201 è una lega che nasce con l'interesse di andare a soddisfare le alte richieste di resistenza delle industrie aerospaziali[3][4][5][6][7][8].

La lega appartiene alla serie 2xx delle leghe di alluminio, nella quale il rame rappresenta l'elemento alligante maggiormente presente, si ha inoltre un range di fusione attorno a 570-650°C e un rapporto Cu/Mg approssimativamente di 18, e in generale la composizione nominale della lega è riportata nella tabella 1. Tale lega ha un'elevata risposta all'indurimento per invecchiamento, e la differenza con altre leghe di alluminio sta nel fatto che è presente una piccola percentuale di argento che promuove la formazione della fase  $\Omega$  più fine e dispersa. L'A201 è generalmente considerato la lega di casting-aluminium con la più alta resistenza meccanica e mostra inoltre un'ottima stabilità termica a 200°C.

<b>Lega di alluminio A201 nominale</b>			
<b>Elementi</b>	<b>%</b>	<b>Elementi</b>	<b>%</b>
Cu	4-5	Mg	0.15-0.35
Si	<0.05	Fe	<0.1
Mn	0.2-0.4	Ti	0.15-0.35
Ag	0.4-1	Altro	<0.1

Tabella 1: Tabella dei valori nominali della lega di alluminio A201

Nonostante tutto questo, l'A201 è una delle leghe più costose (anche in parte dato dall'aggiunta dell'Ag che ne migliora le caratteristiche) e difficili da colare per la sua tendenza all'hot tearing<sup>2</sup> ("rottura a caldo").

L'hot tearing anche detto hot cracking, si riferisce a un difetto che include la formazione di una macrofrattura durante la solidificazione. Nonostante vi siano diverse teorie riguardanti la formazione di tali difetti, che in generale sono divisibili in quelle riguardanti le tensioni e le forze e quelle riguardanti il liquid film ("strato/pellicola liquido/a"), ad oggi nessuna di queste mette d'accordo la comunità scientifica riguardo la formazione dell'hot tearing. Si è comunque notata una tendenza alla diminuzione di tale condizione nella lega, andando a raffinare la grandezza del grano, aumentando le temperature dello stampo, diminuendo le temperature di colata, ecc..

La lega A201 offre una buona lavorabilità alle macchine, eccellenti proprietà meccaniche ed una buona formabilità, che la rendono richiesta e normalmente utilizzata nel campo dell'ingegneria aerospaziale

<sup>2</sup>Durante la solidificazione le tensioni interne causate dalla contrazione del raffreddamento superano la resistenza del materiale fuso, causando la formazione di cricche.

e automobilistica, oltre a parti operanti ad elevate temperature. Tuttavia colate di A201 e altre leghe di alluminio vengono raramente utilizzate per applicazioni critiche a causa della variabilità che hanno nelle proprietà, specialmente per quanto riguarda l'allungamento e la vita a fatica.

Questo alto livello di variabilità è una conseguenza dei difetti strutturali nelle colate, per esempio possono essere porosità oppure ossidazioni, che peggiorano le proprietà meccaniche creando fratture premature sia per quanto riguarda le tensioni sia per quanto riguarda la fatica, diminuendo quindi la duttilità, la resistenza a trazione e la vita a fatica. Oltre a questo, la presenza di gravi difetti strutturali riduce il potenziale di incrudimento sotto tensione, ampliando maggiormente le variazioni delle proprietà.

Porosità e cricche rappresentano spesso difetti strutturali, anche infiltrazioni di ossidi rappresentano in genere un pericolo; esse si creano durante lavorazioni turbolente del metallo liquido, in particolare durante il versamento, la superficie ossidata viene inglobata nella massa sciolta. Al contrario di colate di acciaio, dove la differenza di densità con gli ossidi fa sì che questi possano venire a galla lasciando il metallo pulito, questo risulta più difficile nelle leghe di alluminio, tendendo quindi a rimanere in sospenso nel liquido.

Se si crea uno strato d'aria nell'ossido piegato, questo potrebbe diventare un poro, oppure rimanere una cricca nella lega ormai solidificata. Tali cricche sono spesso estese (millimetri quadri, o addirittura centimetri quadri), ma allo stesso tempo risultano essere molto sottili (dell'ordine dei nanometri o micrometri).

## 4.1 Caratteristiche della formazione della microstruttura nella lega A201

Per quanto riguarda la microstruttura dell'A201 da fonderia, è stato verificato che la metallografia può essere utilizzata per il controllo della qualità delle misure per le colate; facendo questo viene descritta la colata in sabbia della lega A201 che consiste principalmente in dendriti ricche di alluminio con una struttura parzialmente connessa a particelle in fase eutettica, con fasi Al-Cu-Mn presenti vicino ai bordi di grani/dendriti.

Nelle prime fasi della solidificazione dopo la nucleazione, si iniziano a formare le dendriti ricche di alluminio, che si arricchiscono sempre più di elementi alliganti. Al raggiungimento di circa il 30% di frazione solida, si raggiunge il punto di coerenza, lasciando il rimanente metallo a solidificare attraverso un feeding<sup>3</sup> interdendritico e per un lungo intervallo di congelamento (120°).

Nelle ultime fasi della solidificazione ogni dendrite ha formato un grano che poi respinge il soluto nella restante fase liquida fino a che non si raggiunge la composizione eutettica. Questo liquido eutettico è l'ultimo a solidificare e rimane intrappolato o in mezzo a dendriti che formano questi semi-connessioni di fasi eutettiche o in mezzo a grani.

### 4.1.1 Raffinamento del grano

Sotto normali condizioni di colata con un lento raffreddamento delle leghe metalliche, la solidificazione avviene con una grossolana struttura a grano colonnare. Risulta possibile creare un grano equiassico molto più fine, e questo risulta principalmente svolto aumentando il numero di zone attive di nucleazione durante la solidificazione.

Questo processo che trasforma il grano grossolano colonnare in grano fine equiassico è conosciuto come raffinamento del grano e risulta essere utilizzato con praticamente quasi tutte le leghe di alluminio. I benefici del raffinamento del grano sono dati dal fatto che le proprietà meccaniche risultano essere migliori quando è presente una struttura fine ed equiassica.

---

<sup>3</sup>Processo che fornisce metallo fuso aggiuntivo a una colata in corso al fine di compensare la contrazione dovuta al raffreddamento e alla solidificazione.

Un controllo delle capacità del raffinamento del grano nelle forme delle colate di alluminio, ha dimostrato che una struttura con un grano più fine (circa sotto i  $220\mu\text{m}$ ) migliora anche la resistenza a fatica. Il feeding è un'importante proprietà della colata ed è anche aumentato con un raffinamento del grano, oltre a ridurre le porosità dovute al ritiro volumetrico.

Tutto questo porta ad avere anche una migliore distribuzione delle microporosità in una scala più accurata nella colata. Fasi secondarie vengono raffinate causando un miglioramento della lavorabilità alle macchine.

## 4.2 Risultati di un master research della University of Birmingham

Lo studio citato nella seguente sottosezione identifica due diverse tipologie di leghe di alluminio A201, che sono quella direttamente data dal lingotto di tale lega che viene fuso e colato (IA201), e quella risultante dal raffinamento del grano fuso e colato (GRA201)[5].

Alligante	IA201	GRA201	Nominale
Ag	0.72	0.83	0.4-1
B	0.01	0.04	-
Cu	4.41	4.10	4-5
Fe	0.05	0.02	<0.1
K	<0.01	<0.01	-
Mg	0.31	0.30	0.15-0.35
Si	0.03	0.05	<0.05
Ti	0.24	0.28	0.15-0.35
V	0.01	<0.1	-
Al	94.22	94.38	Bal.
Altro	-	-	<0.1

Tabella 2: Concentrazione (%) dei vari elementi all'interno delle tipologie di A201 considerate

### 4.2.1 Grani formati

La prima interpretazione viene dalle immagini della micrografia ottica a 50 ingrandimenti della microstruttura sia nell'IA201 sia nel GRA201:

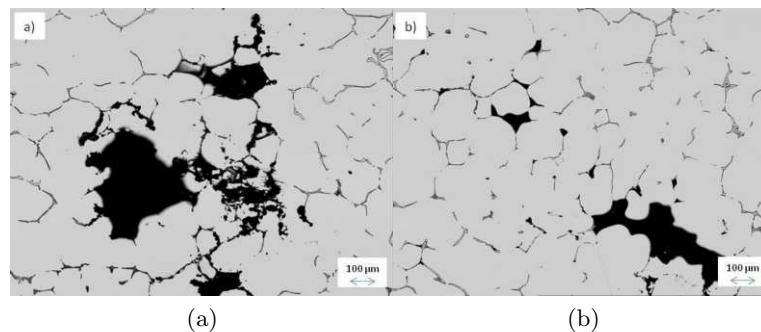


Figura 4: Microstruttura (a) della lega IA201 e (b) della lega GRA201

Le immagini riportano la microstruttura delle due tipologie della lega studiata a 120mm dalla parte inferiore del pezzo ottenuto tramite colata, e questa parte si estende lungo la linea centrale del pezzo stesso.

Si possono subito notare le zone nere che richiamano il lavoro della porosità, e quindi la formazione di pori, e anche le reti spezzate che dividono le strutture, che rappresentano la fase di  $CuAl_2$  eutettico, che si è formato per ultimo durante il processo di solidificazione sui bordi-grano.

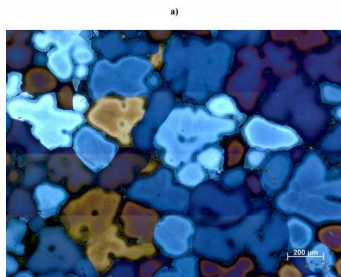


Figura 5: Micrografia del GRA201 a 60mm dalla parte inferiore del pezzo ottenuto tramite colata, lungo la linea centrale del pezzo stesso (anodizzato usando 2% di  $HBF_4$  e visualizzato utilizzando luce polarizzata).

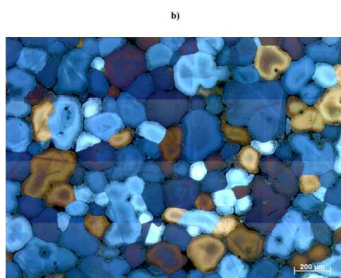


Figura 6: Micrografia del GRA201 a 120mm dalla parte inferiore del pezzo ottenuto tramite colata, lungo la linea centrale del pezzo stesso (anodizzato usando 2% di  $HBF_4$  e visualizzato utilizzando luce polarizzata).

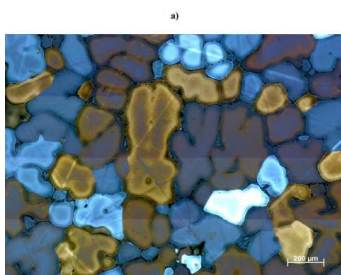


Figura 7: Micrografia del IA201 a 60mm dalla parte inferiore del pezzo ottenuto tramite colata, lungo la linea centrale del pezzo stesso (anodizzato usando 2% di  $HBF_4$  e visualizzato utilizzando luce polarizzata).

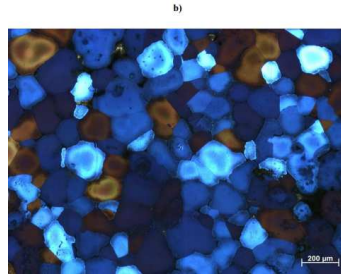


Figura 8: Micrografia del IA201 a 120mm dalla parte inferiore del pezzo ottenuto tramite colata, lungo la linea centrale del pezzo stesso (anodizzato usando 2% di  $HBF_4$  e visualizzato utilizzando luce polarizzata).

#### 4.2.2 Porosità

Per quanto riguarda la porosità, si trovano maggiori differenze tra le due diverse tipologie studiate.

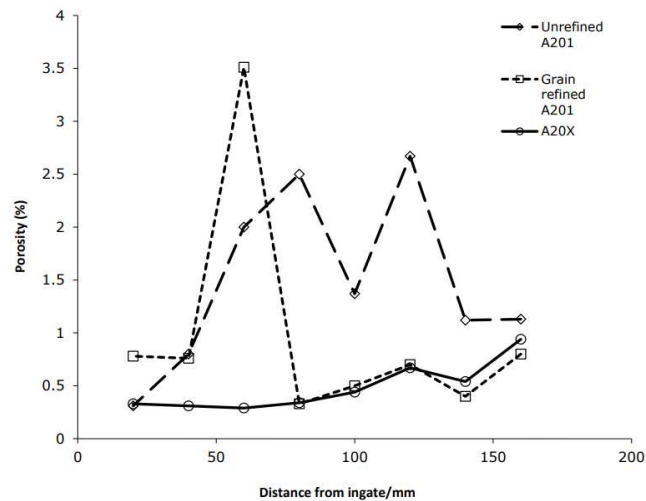


Figura 9: Distribuzione delle porosità in otto aree lungo la linea centrale di ogni lega colata

Dal grafico 9 si può notare una notevole differenza tra il GRA201 e il IA201 poichè, al di là di un picco misurato a 60mm per il GRA201, la lega non raffinata ha un livello più alto di porosità attraverso la colata.

Distance from ingate (mm)	Ingot A201(%)	Grain-Refined A201(%)
160	1.13	0.80
140	1.12	0.40
120	2.67	0.70
100	1.37	0.50
80	2.50	0.33
60	2.00	3.51
40	0.80	0.76
20	0.31	0.78
40	1.23	0.83
40	0.93	1.55

Tabella 3: Distribuzione delle porosità di ogni lega colata dall'ingate

La distribuzione delle porosità risulta essere inoltre molto variabile, i livelli sembrano aumentare con la distanza dall'ingate (parte inferiore del pezzo ottenuto tramite colata). Al di là di un'eccezione data dai 60mm, l'aumento della porosità nel GRA201 non supera l'1% e aumenta all'aumentare della distanza dall'ingate, riportando quindi una buona riduzione dei livelli di porosità in queste colate.

### 4.3 Risultati sperimentali dell'Università di Padova con provini Dallara

Altri risultati vengono forniti dall'Università di Padova, dopo uno studio della lega A201 con l'utilizzo dei provini Dallara, per la medesima azienda.

I dati studiati presentano inevitabilmente una forma differente della lega in esame, ma risultano comparabili le varie fonti per la coerenza con la forma nominale della lega A201.

Elemento	Nominale	Dallara
Cu (Rame)	4 - 5%	$5.18 \pm 0.10\%$
Si (Silicio)	0.15 - 0.35%	$0.229 \pm 0.001\%$
Fe (Ferro)	< 0.05%	$0.158 \pm 0.002\%$
Mn (Manganese)	< 0.1%	$0.042 \pm 0.002\%$
Mg (Magnesio)	0.2 - 0.4%	$0.308 \pm 0.007\%$
Zn (Zinco)	-	$0.002 \pm 0.001\%$
Ni (Nichel)	0.15 - 0.35%	$0.025 \pm 0.001\%$
Cr (Cromo)	0.4 - 1%	$0.291 \pm 0.010\%$
Al (Alluminio)	Bilanciato	$0.922 \pm 0.021\%$
Altro	< 0.1%	0.143
Bilanciato	100%	$92.7 \pm 0.1\%$

Tabella 4: Composizione della lega A201 nominale, confrontata con i valori ricavati dai provini Dallara

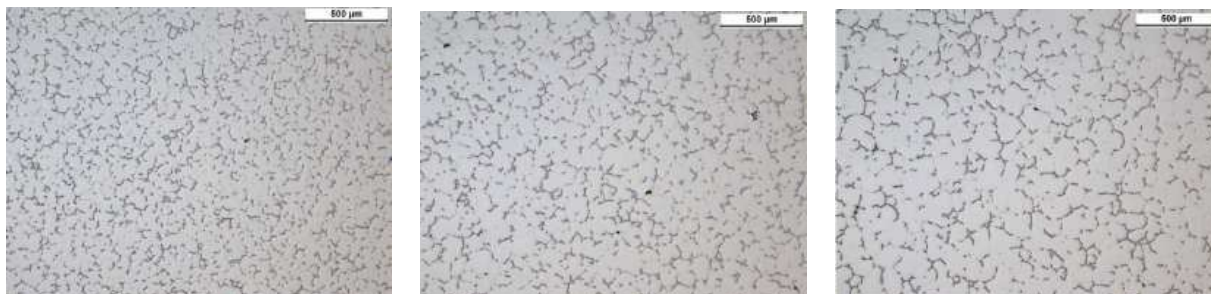


Figura 10: Micrografie OM a cuore a bassi ingrandimenti della lega A201 as-cast, con i provini Dallara (da sinistra a destra 4-A-1, 10-A-1, 20-A-1)

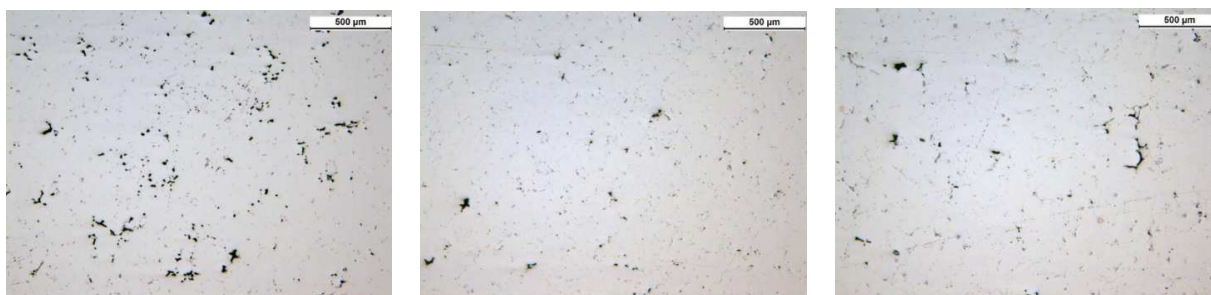


Figura 11: Micrografie OM a cuore a bassi ingrandimenti della lega A201 trattata (T7), con i provini Dallara (da sinistra a destra 4-A-1, 10-A-1, 20-A-1)



Figura 12: Micrografie OM a cuore a più alti ingrandimenti della lega A201 as-cast, con i provini Dallara (da sinistra a destra 4-A-1, 10-A-1, 20-A-1)

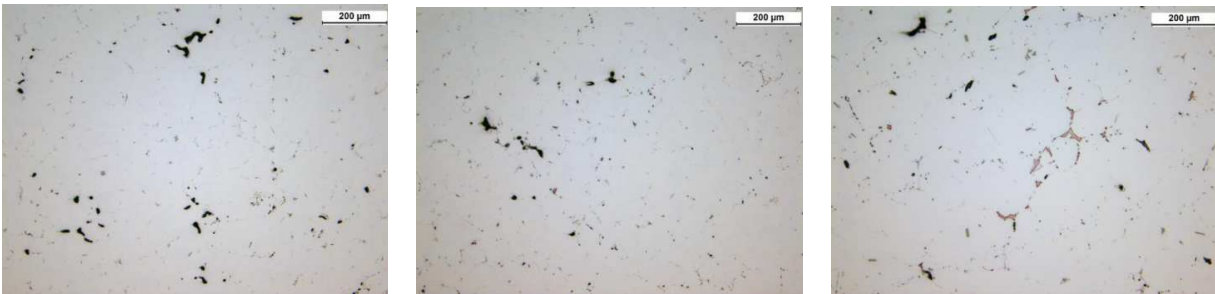


Figura 13: Micrografie OM a cuore a più alti ingrandimenti della lega A201 trattata (T7), con i provini Dallara (da sinistra a destra 4-A-1, 10-A-1, 20-A-1)

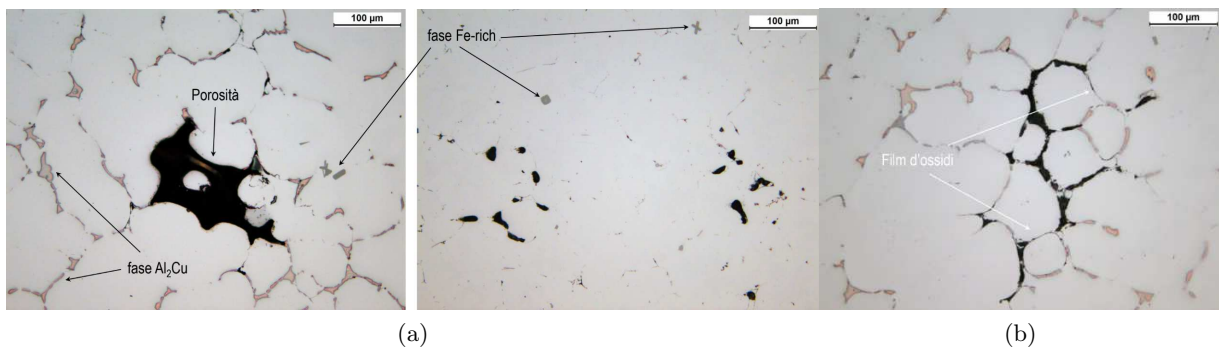


Figura 14: Micrografie OM a più alti ingrandimenti, della lega A201 con i provini Dallara. (a) Rappresentazione del provino 20-A-1 as-cast (a sinistra) e post trattamento T7 (a destra). (b) Rappresentazione del provino 20-B-1 as-cast.

#### 4.3.1 SDAS

Per quanto riguarda lo SDAS, l'Università di Padova fornisce dei dati che mettono a confronto la formazione di questa particolare situazione dendritica in funzione dello spessore del materiale in questione.

Provini	Spessore[mm]		
	4	10	20
SDAS A1	40 ± 6	59 ± 7	75 ± 12
SDAS B1	37 ± 7	54 ± 8	79 ± 11

Tabella 5: Tabella dei valori dello SDAS[ $\mu\text{m}$ ] ricavati dai provini Dallara in funzione dello spessore

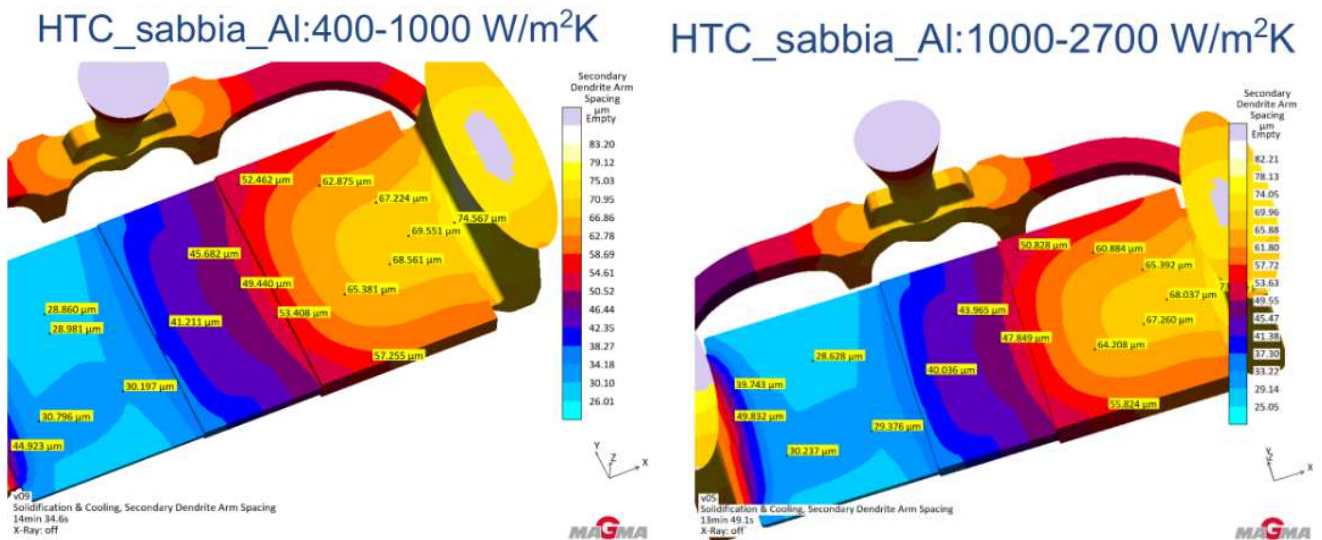


Figura 15: Variazione dello SDAS in funzione del punto preso in esame del getto studiato. A sinistra si ha un valore di scambio termico inferiore rispetto all'immagine riportata a destra.

La variazione dello SDAS risulta influenzata anche da un diverso scambio termico, ma dalla figura 15 si può notare come la variabile della posizione presa in esame abbia un'influenza anche maggiore, portando a derivate più accentuate.

Lo SDAS nella microstruttura che ne deriva è quindi mostrato nella figura 17 e sottolineato nella tabella 5, che mostra una derivata positiva in funzione dello spessore, evidenziando quindi anche una maggior velocità di solidificazione principalmente su uno spessore minore.

Attraverso poi un attacco chimico Keller<sup>4</sup>, sono stati rilevati i bordi grano, i cui valori vengono riportati nella tabella 6

Provini	Spessore[mm]		
	4	10	20
<b>Grani A1</b>	45 ± 4	63 ± 8	82 ± 7

Tabella 6: Tabella dei valori dei grani ricavati dai provini Dallara in funzione dello spessore attraverso un attacco chimico Keller

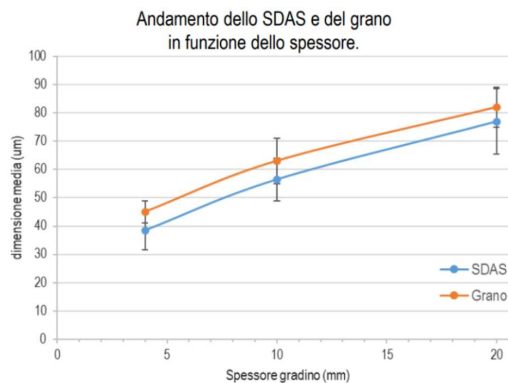


Figura 16: Rappresentazione grafica dei risultati riportati in tabella 5 riguardanti lo SDAS e confrontati con le grandezze dei grani misurate.

<sup>4</sup>1mlHF + 1.5mlHCl + 2.5mlHNO<sub>3</sub> + 95mlH<sub>2</sub>O



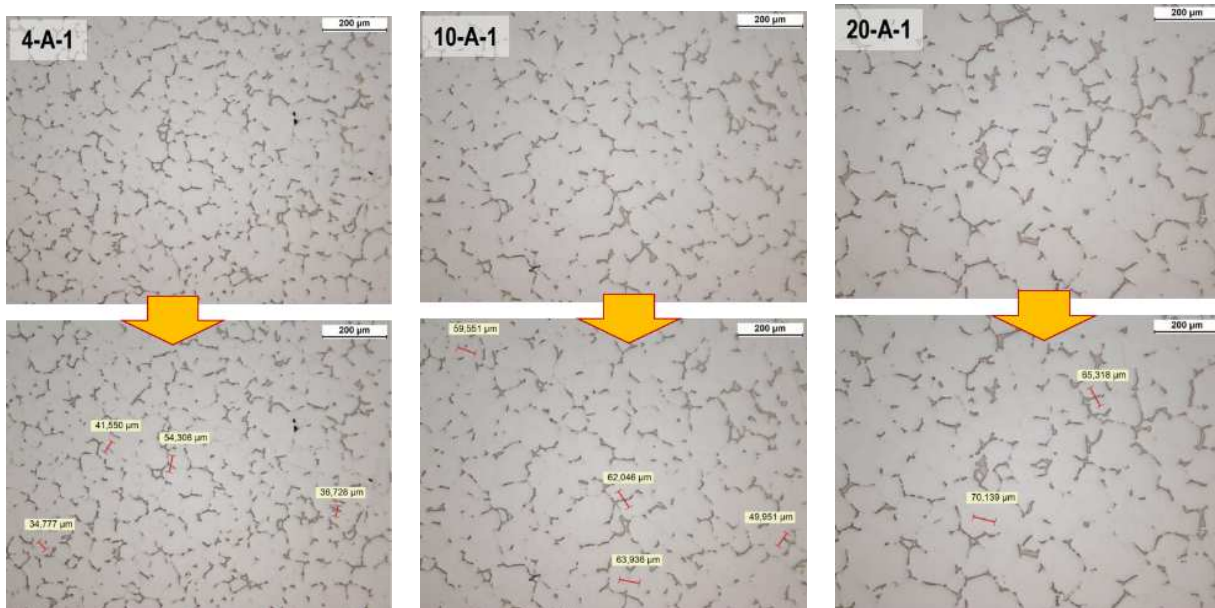


Figura 17: Micrografie OM con misure dello SDAS della lega A201 con i provini Dallara (da sinistra a destra 4-A-1, 10-A-1, 20-A-1)

#### 4.4 Caratteristiche meccaniche

Le caratteristiche meccaniche della lega di alluminio A201 variano in funzione sia della variazione dei parametri che la compongono, sia della lavorazione a cui questa viene sottoposta[3][9][10][11].

Si possono però definire dei valori ricorrenti che rappresentino le caratteristiche generali che tale lega può avere.

In seguito vengono quindi riportate delle tabelle che riassumono i valori delle principali caratteristiche meccaniche, provenienti da diverse fonti.

Alluminio A201.0				
	T7(SC)	T6(CA)	T4(SC)	Commenti
<b>HB</b>	110-140	135	95	500kg-10mm
<b>H Knoop</b>	257	170	120	da HB
<b>HRA</b>	47	51	40	da HB
<b>HRB</b>	77	82	60	da HB
<b>HV</b>	143	155	107	da HB
<b>UTS[MPa]</b>	414	485	365	
$\sigma_y$ [MPa]	345	435	215	da $\epsilon = 0.2\%$
<b>Alungamento [%]</b>	3	7	20	4D[T7] 50mm[T6,T4]
<b>Modulo di tensione[GPa]</b>	71.0	71.0	71.0	
<b>Resistenza a fatica[MPa]</b>	98.0	-	-	$5 * 10^8$ cicli $6 * 10^5$ cicli
	130	-	-	

Tabella 7: Caratteristiche meccaniche della lega di alluminio A201 in funzione della lavorazione alla quale è stata sottoposta, dati riportati da "MatWeb - material property data" (SC = sand cast; CA = casting alloy).

Alluminio A201.0 Sand Casting				
Tempra	UTS [MPa]	$\sigma_y$ [MPa]	Allungamento 5D[%]	HB
<b>T6</b>	450	380	8	130
<b>T7</b>	470	415	6	-

Tabella 8: Caratteristiche meccaniche della lega di alluminio A201 in funzione della lavorazione alla quale è stata sottoposta, dati riportati da "Aluminum alloy castings. Properties, Processes and Applications".

#### 4.4.1 Caratteristiche risultanti dai provini Dallara dell'Università di Padova

Provini	Spessore[mm]		
	4	10	20
<b>HB A1</b>	80 ± 4	77 ± 2	78 ± 2
<b>HB B1</b>	75 ± 2	79 ± 3	77 ± 3

Tabella 9: Tabella dei valori della durezza Brinell[HB] ricavati dai provini Dallara as-cast in funzione dello spessore

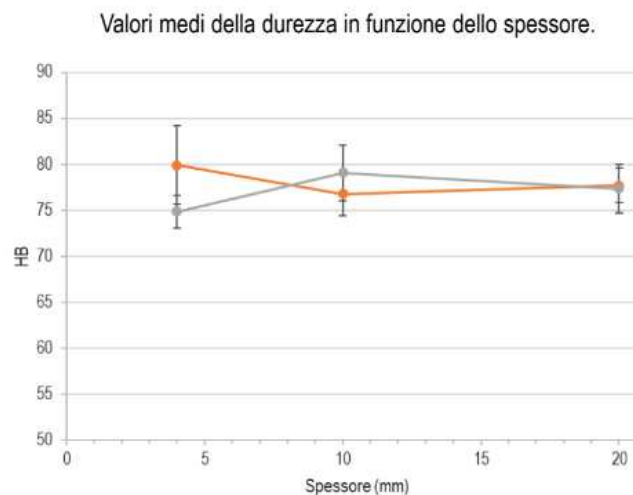


Figura 18: Rappresentazione grafica dei risultati riportati in tabella 9

Provini	Spessore[mm]		
	4	10	20
<b>A1</b>			
<b>HB as-cast</b>	77 ± 4	78 ± 3	78 ± 2
<b>HB T7</b>	143 ± 3	147 ± 3	142 ± 3

Tabella 10: Tabella dei valori della durezza Brinell[HB] ricavati dai provini Dallara as-cast in funzione dello spessore e messi a confronto con i provini dopo aver subito un trattamento T7

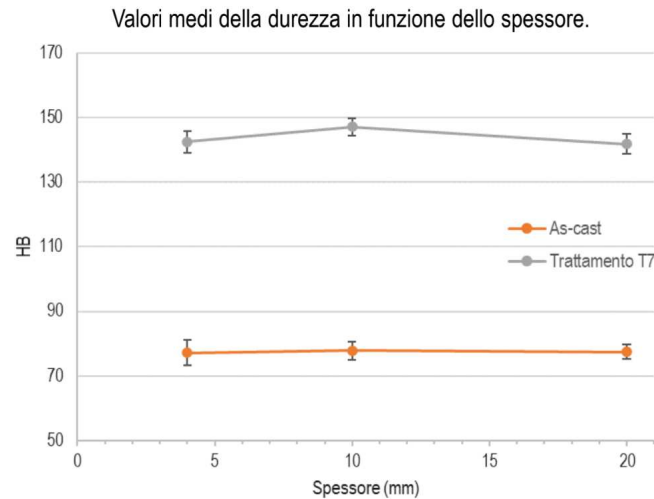


Figura 19: Rappresentazione grafica dei risultati riportati in tabella 10

#### 4.5 Discussione risultati sperimentali

Dai risultati ottenuti si può notare come la lega di alluminio A201 sia una lega dalle elevate proprietà meccaniche. La microstruttura che si nota nelle immagini 10 e 12 riporta una situazione piena di bordi-grando e di condizioni variabili in funzione dello spessore.

La grande quantità di bordi-grando può essere ricondotta in parte alla grande quantità di Ag che caratterizza tali campioni (come verrà in seguito mostrato nella figura 30), andando in questo a differenziarsi dalle micrografie dell'Università di Birmingham che vengono rappresentate nelle figure 7 e 8.

Anche le porosità sembrano diminuire notevolmente sia con un raffinamento del grano (riportato in figura 9) sia con il trattamento T7 (figura 14), e nell'ultimo caso anche i film d'ossidi vengono rimossi.

Si ha però quindi diminuzione dei difetti molto evidente dopo un trattamento T7 (figure 11 e 13), che migliorano quindi le caratteristiche proprie del materiale.

Per quanto invece riguarda lo SDAS, si ha una variazione sia in funzione dello scambio termico dato dalla colata in sabbia (figura 15), ma soprattutto al variare dello spessore studiato, come si può notare nella figura 17 e nella tabella 5. Tali condizioni sono causate dalla nucleazione eterogenea che si ha durante la colata, che porta però ad avere una disomogeneità nel materiale a livello della microstruttura. Si ha un effetto dato dallo smaltimento del calore latente anche all'interno del liquido durante la solidificazione, che porta alla formazione di dendriti, e la variazione della trasmittanza termica che viene mostrata nell'immagine 15 ha un effetto minimo su tale condizione.

Nella figura 17 e nel grafico della figura 16 si nota che la variazione della grandezza dei grani e dello SDAS è accentuata nelle zone con maggiore spessore, proprio perchè sono zone nelle quali la solidificazione avviene più lentamente.

Le caratteristiche meccaniche risultanti riportano invece una condizione abbastanza omogenea sui vari spessori, come si può notare nel grafico della figura 18. Per quanto riguarda invece le lavorazioni, si hanno dei dati notevolmente incrementati, andando quasi a raddoppiare i valori della durezza Brinell, come si può notare nel grafico 19. I valori riportati dall'Università di Padova mostrano inoltre valori leggermente più elevati dopo un trattamento T7, il che potrebbe essere causato dalla differente quantità di argento delle due tipologie di A201 (come verrà anche esposto in seguito con l'approfondimento sull'incremento della percentuale di argento).

## 5 Effetto dell'invecchiamento

Soluzioni basate su trattamenti termici come tempra o invecchiamenti sono tipici per le leghe di alluminio. Una precisa scelta di tali trattamenti può portare ad avere ottime combinazioni di resistenza e duttilità del materiale[12].

Lo scopo di tali trattamenti termici è di introdurre la quantità ottimale di elementi necessari per il miglioramento delle caratteristiche meccaniche nella soluzione solida nella matrice di alluminio, e il fine della tempra risulta essere preservare la soluzione solida formata nella soluzione alla temperatura del trattamento termico, andando a raffreddare velocemente a basse temperature, in genere vicino alla temperatura ambiente.

La tempra non solo trattiene gli atomi del soluto in soluzione solida, ma mantiene anche un certo numero di vacanze minimo, che aiuta alla diffusione a basse temperature richiesta per la precipitazione. Una rapida tempra migliora la resistenza. Inoltre l'invecchiamento viene fatto per incrementare le caratteristiche meccaniche e la resistenza alla corrosione andando a formare zone Guinier-Preston (GP) e facendo precipitare particelle della seconda fase dalla soluzione solida ottenuta dalla tempra.

Ci sono due tipi di invecchiamento per le leghe di alluminio: invecchiamento naturale e invecchiamento artificiale. La maggior parte delle leghe trattabili termicamente subiscono un invecchiamento alla temperatura ambiente dopo la tempra, chiamato invecchiamento naturale. Riscaldando un materiale temprato ad un'elevata temperatura, il contenuto dei soluti precipiterà nella soluzione solida, accumulando l'energia necessaria per la diffusione dal calore, chiamato invecchiamento artificiale che modifica molto bene le proprietà meccaniche delle leghe di alluminio diminuendo però la duttilità e la tenacità.

Un sovrainvecchiamento potrebbe portare ad una diminuzione delle proprietà meccaniche a causa della perdita della coerenza dei precipitati con la matrice della lega. Gli effetti dell'indurimento sono da attribuire solamente alla formazione di una zona con una struttura insieme alla soluzione solida.

La gran parte della resistenza arriva in poche ore dopo la tempra a temperatura ambiente per la maggior parte delle leghe di alluminio. Le proprietà meccaniche sono solitamente stabili dopo 4 giorni. Le leghe di alluminio conservate sotto refrigerazione possono ritardare l'invecchiamento. Le zone GP rappresentano delle regioni 2-dimensionali ricche di rame, a forma di disco e orientate parallelamente ai piani  $\{100\}$ . A201.0 è una lega da indurimento per precipitazione, che è soggetta a un trattamento in soluzione, tempra, e un invecchiamento naturale o artificiale per ottenere un'ottima combinazione di proprietà meccaniche.

Il meccanismo di indurimento per precipitazione è basato sulla formazione di prodotti intermetallici durante il trattamento di invecchiamento, dopo la decomposizione di una soluzione solida supersatura ( $\alpha$ SSS) ottenuta dal trattamento della soluzione e dalla tempra. Durante l'invecchiamento le due principali sequenze di precipitazione sono la causa dell'indurimento di questo tipo di lega,  $\alpha$ SSS  $\rightarrow$  zone GP  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'$  (la fase metastabile di  $CuAl_2$ )  $\rightarrow \theta$  e  $\alpha$ SSS  $\rightarrow$  zone GPB  $\rightarrow S'' \rightarrow S'$  (la fase metastabile di  $Al_2CuMg$ )  $\rightarrow S$  ( $Al_2CuMg$ ).

In base alla composizione della lega (rapporto Cu/Mg) e i parametri di invecchiamento, possono essere ottenute diverse fasi con differenti distribuzioni, e conseguentemente diverse proprietà dei materiali.

### 5.1 Influenza dell'invecchiamento sulla microstruttura

Chemical element	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti
wt%	Base	0.05	0.1	4.5	0.5	0.55	0.2

Tabella 11: Composizione chimica della lega di alluminio A201.0 per lo studio dell'invecchiamento

La tabella 11 riporta le caratteristiche dell'A201 utilizzato per il seguente studio.

Il diagramma di fase dell'AlCu, figura 3 mostra che, tra 500°C e 580°C, il 4.4% della lega di Cu è in una sola fase: il Cu si dissolve nell'Al per dare soluzione solida  $\alpha$  randomica.

Sotto i 500°C la lega entra nel campo delle due fasi di  $\alpha$  e  $CuAl_2$ . La quantità di  $CuAl_2$  aumenta al diminuire della temperatura.

La struttura appena colata consiste in una struttura dendritica (figura 20).

La figura 21 mostra la microstruttura che è stata ottenuta andando a raffreddare moderatamente veloce da  $540 \pm 2$  °C fino alla temperatura ambiente. Grazie al veloce raffreddamento è stata prodotta una struttura più fine, proprio per un'alta velocità di nucleazione indotta; i precipitati sono piccoli e posizionati vicini, andando a opporsi al movimento delle dislocazioni e quindi rendendo la lega più dura.

Sono stati evitati raffreddamenti lenti, poichè in tali situazioni, le forze motrici di gioco per la precipitazione dell' $CuAl_2$  sarebbero piccole e la velocità di nucleazione sarebbe minore, andando a lasciare che si creino precipitati di  $CuAl_2$  più larghi nella matrice; tale condizione porterebbe ad una diminuzione della resistenza e della durezza.

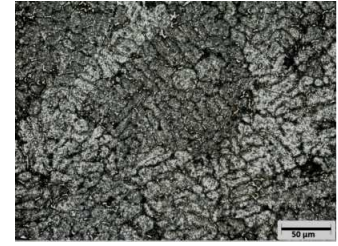


Figura 20: Microstruttura [Ingrandimento: 250X] della lega A201.0 nella condizione as-cast

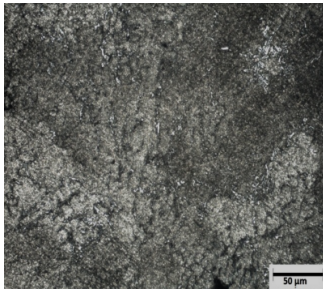


Figura 21: Microstruttura [Ingrandimento: 250X] della lega A201.0 prodotta con un raffreddamento moderatamente veloce da  $540 \pm 2$  °C

La tempra in acqua porta alla formazione di piccoli precipitati distribuiti molto vicini tra loro, ostacolando il movimento delle dislocazioni, aumentando resistenza e durezza. Con l'utilizzo del software JMatPro per i calcoli termodinamici, si osserva chiaramente l'evoluzione e l'estinzione di diverse fasi nella lega.

E' evidente che la lega inizia a solidificare a 640°C, e si vede che la fase di Al-Cu-Mn ( $Al_{20}Cu_2Mn_3$ ) inizia a solidificare a 578°C e aumenta fino a 1.95 wt%. A 385°C una fase di Al-Cu-Mg ( $S - Al_2CuMg$ ) inizia a crescere. La fase di Al-Cu ( $Al_2Cu$ ) si evolve da 496°C. A 135°C, questa fase inizia a crescere da 5.2% fino a 5.65% (wt%) con l'evoluzione di una fase Al-Mn ( $Al_6Mn$ ) e la fase di Al-Cu-Mg inizia ad estinguersi (come si vede dalle figure 23, 24 e 25).

Quindi la fase di Al-Cu-Mg si dissocia nelle due fasi Al-Cu e Al-Mn. Il resto delle fasi intermetalliche sono sotto l'1.0 wt%, quindi le aree interdendritiche potrebbero essere riempite con fasi intermetalliche contenenti Cu e Mg. Inoltre la solidificazione inizia a 695°C e finisce completamente a 505°C.

## 5.2 Influenza dell'invecchiamento sulla durezza

L'invecchiamento artificiale incrementa la proprietà meccaniche. Il grado di indurimento per precipitazione è in funzione delle temperature dell'invecchiamento e della durata del trattamento. Si può rappresentare graficamente la variazione della durezza (si veda la figura 22) a 170°C.

La durezza massima si ha dopo 10h di trattamento (a 170°C), e si ha una stabilizzazione della durezza attorno alle 1000h. La variazione di durezza come funzione dell'invecchiamento artificiale mostra 4 stadi principali.

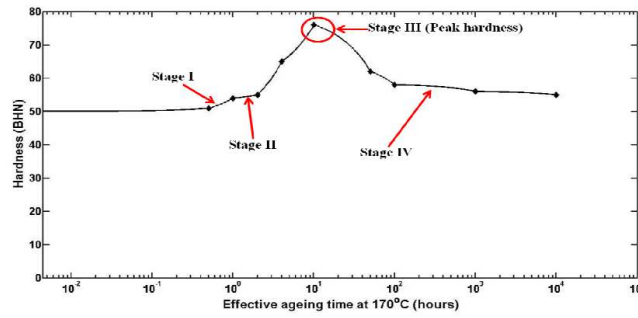


Figura 22: Rappresentazione grafica dei risultati dell'indurimento durante l'invecchiamento

- Stadio I: Un primo incremento di durezza.
- Stadio II: Stabilizzazione della durezza.
- Stadio III: Secondo incremento di durezza (picco della durezza); attribuito alla formazione di S' e la fase S.
- Stadio IV: Sovrainvecchiamento, stabilizzazione della durezza.

Il primo stadio avviene molto rapidamente. Questo stadio rappresenta circa il 50-70% del massimo indurimento della lega e corrisponde alla formazione di aggregati di Cu-Mg. La terza fase è caratterizzata da un aumento di durezza (picco di durezza) ed è attribuito alla formazione delle zone GP, descritte come un ordinamento a breve distanza di uno strato di Cu + Mg e diversi strati di Al lungo i piani  $\{100\}$  dell'alluminio e le fasi  $S - Al_2CuMg$ .

Tra questi due stadi di incremento della durezza, vi è un "plateau" durante il quale non cambia la durezza con l'avanzare del tempo per diverse ore di trattamento. Il sovrainvecchiamento aiuta a stabilizzare la microstruttura e la durezza. I meccanismi di indurimento a lavoro durante il processo di invecchiamento sono:

1. Indurimento per soluzione solida
2. Indurimento per stress della coerenza
3. Indurimento per precipitazione

Durante l'indurimento per soluzione solida all'inizio dell'invecchiamento, la lega è principalmente resa resistente dal 4.5 wt% di rame, che è intrappolato nella fase  $\alpha$  supersatura. Poi si forma la fase GP, e quasi tutto il rame viene rimosso dalla soluzione e scompare "virtualmente" la resistenza della soluzione.

Nell'indurimento per lo stress della coerenza, le deformazioni di coerenza attorno alle zone GP e ai precipitati  $\theta''$  generano tensioni che aiutano a impedire il movimento delle dislocazioni. Le zone GP danno un effetto di indurimento maggiore. Nell'indurimento per precipitazione, i precipitati ostruiscono direttamente le dislocazioni.

L'influenza del tempo di invecchiamento e della temperatura sulla struttura e sulla durezza della lega A201 è stata quindi analizzata. L'analisi della microstruttura ha rilevato un cambiamento in essa dopo il trattamento termico della lega in esame. La microstruttura della lega di alluminio A201 è cambiata da una struttura dendritica a una struttura con una fase  $\alpha$  saturata con un precipitato di  $CuAl_2$  quando temprato dalla temperatura di trattamento della struttura.

Con l'utilizzo del programma JMatPro e usando la modellazione termodinamica, è stata confermata la presenza di Mg-Si, precipitati di  $CuAl_2$  e la fase  $S - Al_2CuMg$ , e la presenza di una fase arricchita di Cu nel liquido ha ulteriormente confermato la presenza di fasi di Cu intermetalliche.

Queste fasi sono principalmente responsabili della durezza della lega. La durezza della lega A201.0 come funzione del tempo di invecchiamento a una determinata temperatura segue una determinata forma, che rivela sulla curva quattro differenti stadi di variazione (già approfonditi in precedenza) Il picco di durezza è stato raggiunto dopo 10h. Sovrainvecchiando la lega si stabilizza la microstruttura e la durezza dopo un periodo di 1000h. I grafici 23 24 e 25 indicano la presenza di queste fasi in diverse condizioni di studio.

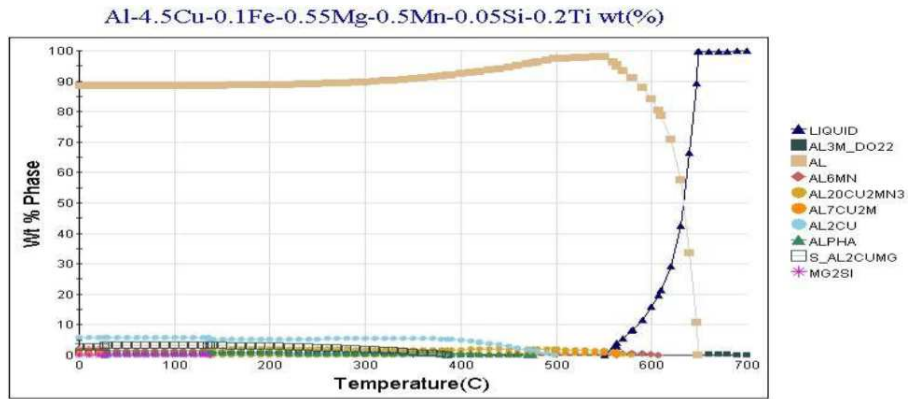


Fig. 4 Thermodynamic Modeling of A201.0 Al Alloy

Figura 23: Modellazione termodinamica della lega di alluminio A201

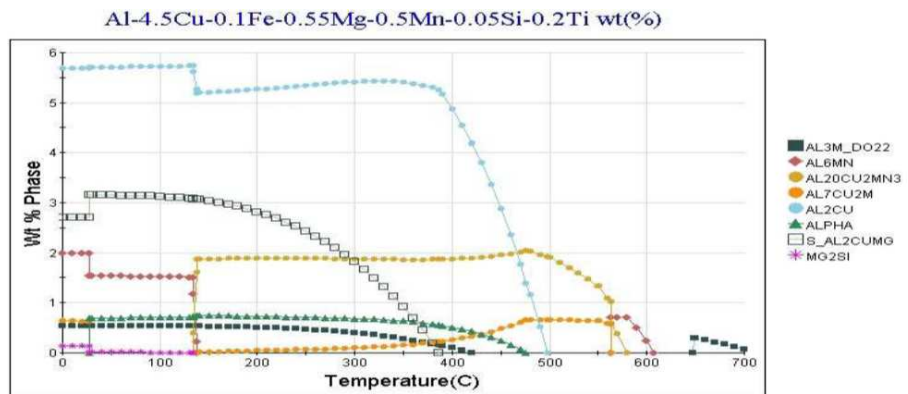


Fig. 5 Evolution and Abolition of Intermetallic Phases During Solidification

Figura 24: Evoluzione ed estinzione delle fasi intermetalliche durante la solidificazione

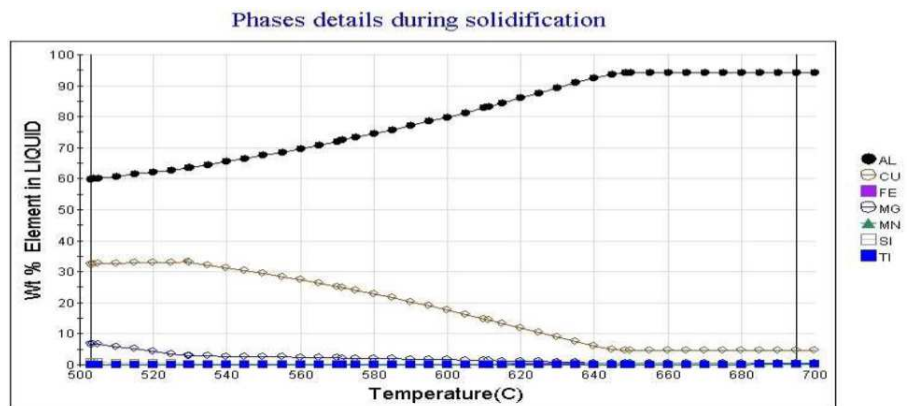


Fig. 6 Enrichment of Elements in the Liquid Phase

Figura 25: Arricchimento degli elementi nella fase liquida

## 6 Influenza dell'aggiunta di Si, Ti e B nella lega A201

Incrementando la colabilità, le proprietà meccaniche e modificando la microstruttura della lega A201 (Al - 4.97wt. % Cu - 0.56 wt. % Ag) è stato fatto aggiungendo gli elementi Si, Ti e B[13].

Le quattro leghe di A201 con aggiunte sono:

1. Base-alloy – BA
2. BA +1 wt.
3. BA +1.33 wt.% B +3.17 wt.% Ti
4. BA +1 wt. % Si +1.33wt. %B +3.17 wt. % Ti al.

Studiati come as-cast, soluzioni trattate a 550°C per 20h e invecchiate a 10°C fino a 32gg. Vengono utilizzati diversi microscopi e test di microdurezza per studiare come le proprietà della lega sono influenzate dai precipitati. L'aggiunta di Si controlla la quantità di strutture eutettiche di Al-Si e inoltre influenza la sequenza di precipitazione; porta ad un ingrossamento del grano e un aumento nella quantità di fasi secondarie vicino al bordo dei grani.

L'aggiunta di Ti e B porta ad un affinamento del grano, previene l'effetto dell'hot tearing, ma crea una grande quantità di zone della fase  $Al_3Ti$ , che rende il liquido molto più viscoso, quindi meno fluido e colabile. I meccanismi dell'influenza sono stati riconosciuti come facilitatori della nucleazione delle zone GP: gli atomi di Si provvedono ad una più probabile nucleazione omogenea delle zone GP  $< 001 >_{\alpha}$  che si trasformano in fasi  $\theta''$  durante l'invecchiamento; le particelle di  $TiB_2$  lavorano come siti per la nucleazione eterogenea della zona GP  $< 111 >_{\alpha}$ , che poi si trasforma nella fase  $\Omega$ .

La sequenza di precipitazioni durante l'invecchiamento è risultato essere il seguente:  $SSSS^5 \rightarrow$  zone GP  $\rightarrow \theta'' + \Omega \rightarrow \theta' + \Omega \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ .

Il massimo della microdurezza è stato raggiunto con due tipi di precipitati semi-coerenti nella struttura:  $\theta'$  ( $Al_2Cu$  tetragonale) e  $\Omega$  ( $Al_2Cu$  ortorombico). Pertanto, l'aggiunta di elementi insieme al trattamento termico corrispondente possono fornire una microstruttura ottimale e proprietà meccaniche per le leghe che hanno come base iniziale la lega di alluminio A201.

Alloy	Composizione Nominale	Si (wt. %)	B (wt. %)	Ti (wt. %)
I	BA 4.97 Cu - 0.56 Ag - 0.33 Mn - 0.24 Mg	-	-	-
II	BA 4.97 Cu - 0.56 Ag - 0.33 Mn - 0.24 Mg	1.0	-	-
III	BA 4.97 Cu - 0.56 Ag - 0.33 Mn - 0.24 Mg	-	1.33	3.17
IV	BA 4.97 Cu - 0.56 Ag - 0.33 Mn - 0.24 Mg	1.0	1.33	3.17

Tabella 12: Composizione delle leghe A201 con aggiunte di Si, B e Ti.

Per quanto riguarda la colabilità delle leghe in esame i risultati sono stati i seguenti. L'aggiunta di Si si è rivelata essere un incrementatore della colabilità, però i getti risultanti riportavano un gran numero di crepe. L'aggiunta di Ti e B ha aiutato ad evitare la presenza di crepe, andando però a rendere la colata molto più viscosa, diminuendo così la fluidità e la colabilità del materiale.

La microdurezza è stata studiata andando a valutare la variazione isoterma dell'invecchiamento (grafico 26), in funzione quindi del tempo e con 170°C di base, considerando che le precipitazioni nelle fasi iniziali non si verificano a temperature più elevate (sopra i 180°C) durante il processo di invecchiamento.

<sup>5</sup>Supersaturated Solid Solution



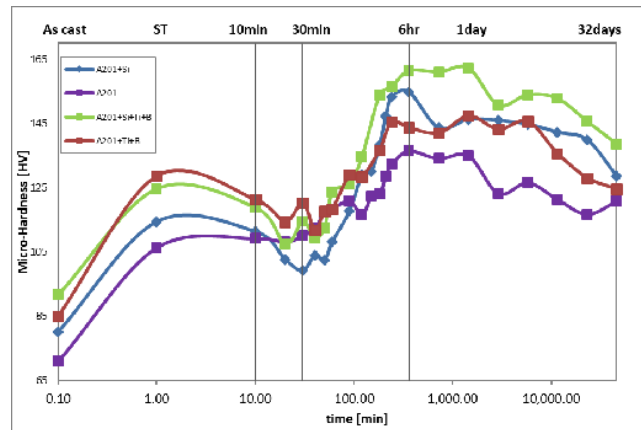


Figura 26: Durezza delle 4 leghe in funzione del tempo invecchiate a  $170^{\circ}\text{C}$ ; l'incertezza risulta essere  $\pm 5HV$

Per tutte le leghe esaminate, la microdurezza ha raggiunto un valore massimo dopo un certo periodo di invecchiamento, e ulteriori fasi di invecchiamento hanno portato alla sua diminuzione (sovra-invecchiamento). Per le leghe I e II (A201 e A201- 1 wt. % Si) il massimo ( $\sim 138HV$  e  $\sim 155HV$ , rispettivamente) è stato raggiunto a  $\sim 6h$  di invecchiamento; per le leghe III e IV contenenti Ti e B, il massimo ( $\sim 147HV$  e  $\sim 162HV$ , rispettivamente) è stato raggiunto dopo 1 gg di invecchiamento.

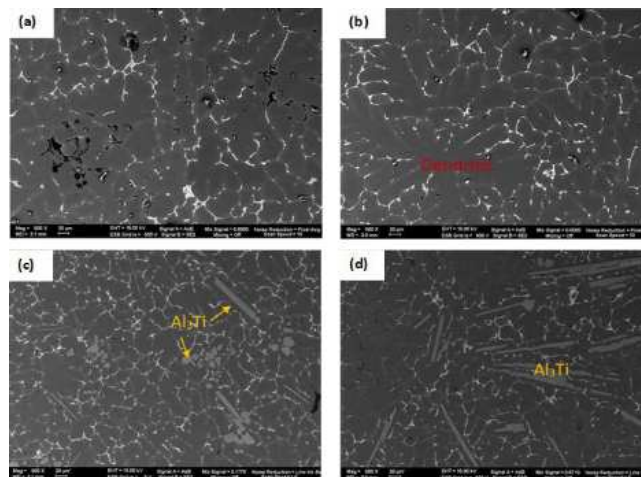


Figura 27: Microfotografie HRSEM (High-Resolution Scanning Electron Microscopy) con detector di retrodiffusione (AsB) delle leghe as-cast

Come si può vedere dalla microfotografia nella figura 27, le leghe as-cast sono caratterizzate principalmente dalla fase  $\alpha - Al$  come matrice e strutture eutettiche ( $\alpha - Al / \theta - Al_2Cu$ ) nelle vicinanze delle regioni dei bordi-grano.

Le leghe III e IV, con aggiunte di Ti e B (figura 27(c) e 27(d)) contengono anche centinaia di particelle dalla grandezza nell'ordine dei micrometri, che mostrano due tipi di forme: particelle a forma di ago e particelle arrotondate. La composizione di entrambe le tipologie di particelle è stata studiata, verificando una compatibilità con l' $Al_3Ti$ . Sono stati poi selezionati più campioni di leghe invecchiate, per l'analisi della microstruttura:

- Campioni under-aged<sup>6</sup> (primo picco dopo 30min)

<sup>6</sup>"sotto-invecchiati"

Come si vede dal HAADF STEM<sup>7</sup> delle leghe II e III nella condizione di under-aged (figura 28), le microstrutture contengono precipitati molto sottili e dalla forma simile a un disco, con diametri di circa 2-10 nm, allungati lungo due direzioni perpendicolari, che sono identificate come zone GP. Vengono riconosciute due tipi di zone GP:

1. Allungate lungo  $\langle 001 \rangle_\alpha$
2. Allungate lungo  $\langle 111 \rangle_\alpha$

- Campioni invecchiati al picco massimo ( 6h / 1gg)

Un'immagine TEM tipica e il relativo modello SAED delle quattro leghe investigate invecchiate per 6h (leghe I, II) e per 1gg (leghe III, IV) sono presentati nella figura 29, con asse di zona  $[112]_\alpha$ . Come si può vedere dalle immagini, la microstruttura nella condizione di picco dell'invecchiamento, si hanno due tipi di precipitati che possono essere riconosciuti come fasi  $\theta'$  e  $\Omega$ . I precipitati  $\theta'$  a forma di placca ( $Al_2Cu$ , tetragonali, semi-coerenti) si estendono lungo la direzione  $\langle 001 \rangle_\alpha$ , mentre i precipitati  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ , ortorombici, semi-coerenti) si estendono lungo la direzione  $\langle 111 \rangle_\alpha$ .

Per comprendere come l'aggiunta di silicio (Si) influenzi il processo di precipitazione, è stata eseguita un'analisi EDS sulla zona GP nella lega II (A201-1% Si) dopo 30min di invecchiamento, ed è stato riscontrato che una maggiore quantità di atomi di silicio è presente lungo la zona GP.

L'aggiunta di titanio (Ti) e boro (B) alla lega BA aumenta i precipitati della fase  $\Omega$ . Questo risultato può essere spiegato dalla nucleazione eterogenea delle zone GP  $\langle 111 \rangle_\alpha$  sulle particelle di  $TiB_2$ . L'energia di attivazione per la nucleazione della fase  $\Omega$  è stata notevolmente ridotta dall'aggiunta di  $TiB_2$  e argento (Ag), e le particelle di  $TiB_2$  sono state addirittura più efficaci di Ag.

I precipitati  $\theta'$  sono termodinamicamente più favorevoli rispetto alle fasi  $\theta''$  e  $\Omega$ . Questo è il motivo per cui crescono durante l'invecchiamento successivo a scapito dei precipitati esistenti di  $\theta''$  e  $\Omega$ .

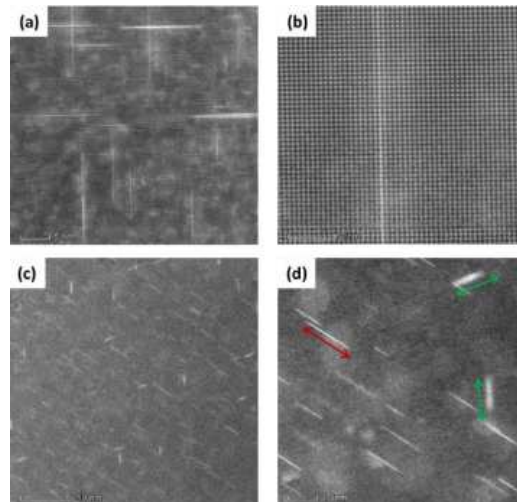


Figura 28: (a) Immagine HAADF STEM della lega II (A201-1 wt. % Si) invecchiata per 30 min a 170°C, con la Z.A.  $[001]_\alpha$  che mostra le zone GP (Precipitati Guinier-Preston).(b) Ingrandimento di (a);(c) Immagine HAADF STEM della lega III (BA +1.33 wt.%B +3.17 wt.% Ti) invecchiata per 30 min a 170°C, con la Z.A.(Zone Axis)  $[101]_\alpha$  che mostra zone GP allungate lungo  $\langle 001 \rangle_\alpha$  (freccia rossa) e  $\langle 111 \rangle_\alpha$  (freccia verde);(d) Ingrandimento di (c).

<sup>7</sup>High-Angle Annular Dark Field Scanning Transmission Electron Microscopy

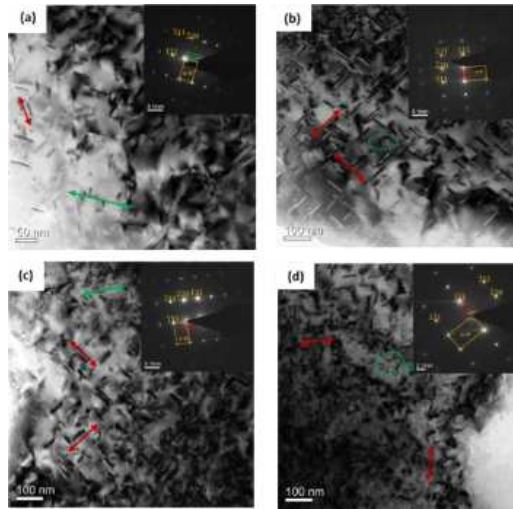


Figura 29: Immagine TEM e modello SAED corrispondente di (a) BA, (b) BA +1% wt. Si, (c) BA +1,33% wt. B +3,17% wt. Ti e (d) leghe BA +1% wt. Si +1,33% wt. B +3,17% wt. Ti invecchiate per 6h (a, b) e per 1gg (c, d), con Z.A.  $[112]_{\alpha}$ .

Si può quindi concludere che l'aggiunta di silicio, titanio e boro alla lega A201 può migliorare le proprietà della lega mediante la modifica adeguata della microstruttura. L'aggiunta di silicio da sola può aumentare la colabilità e incrementare la microdurezza, ma porta ad un'ingrossamento dei grani e ad un aumento della quantità di fasi secondarie nelle regioni dei bordi-grano. Al contrario, l'aggiunta di titanio e boro ha comportato una raffinazione dei grani, ha impedito il fenomeno dell'hot tearing, ma ha causato la formazione di una grande quantità di fase  $Al_3Ti$ , rendendo la fusione più viscosa, meno fluida e meno facilmente colabile.

I meccanismi di influenza sono stati riconosciuti come facilitatori della nucleazione delle zone GP: gli atomi di silicio forniscono una nucleazione omogenea più probabile delle zone GP  $\langle 001 \rangle_{\alpha}$ , che poi si trasformano in fase  $\theta''$  durante l'invecchiamento; le particelle di  $TiB_2$  servono come siti per la nucleazione eterogenea delle zone GP  $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ , che quindi si trasformano nella fase  $\Omega$ .

La sequenza di precipitazione durante l'invecchiamento della lega (A201+Si+Ti+B) è stata la seguente: SSSS  $\rightarrow$  zone GP  $\rightarrow \theta'' + \Omega \rightarrow \theta' + \Omega \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ . La massima microdurezza è stata raggiunta con due tipi di precipitati semi-coerenti nella struttura:  $\theta'$  ( $Al_2Cu$  - tetragonale) e  $\Omega$  ( $Al_2Cu$  - ortorombica). Pertanto, l'aggiunta congiunta di questi elementi e il relativo trattamento termico possono fornire una microstruttura e proprietà meccaniche ottimali alle leghe basate su A201.

## 7 Influenza dell'aggiunta di Ag

Per lo studio dell'influenza dell'Ag all'interno di una lega di alluminio A201, sono state sviluppate tre differenti leghe con una diversa concentrazione ciascuna (esse sono riportate in tabella 13)[14].

Alloy	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Ti	Ag
<b>AA spec.</b>	(4.0-5.2)	(<0.15)	(<0.1)	(0.2-0.5)	(0.15-0.55)	(0.15-0.35)	(0.40-1.0)
<b>A(A206)</b>	4.54	0.15	0.1	0.46	0.47	0.17	0.0
<b>B</b>	4.70	0.07	0.07	0.28	0.27	0.24	0.63
<b>C</b>	4.90	0.10	0.04	0.29	0.31	0.21	1.12

Tabella 13: Composizione chimica delle leghe studiate per la valutazione della variazione di percentuale di argento

I contenuti di argento nelle leghe varia da 0 wt% (alloy A206) fino a 1.12 wt% (poco sopra la rappresentazione nominale (AA specification)). Secondo studi già svolti si sa che l'aggiunta di Ag promuove la formazione di una fase  $\Omega$  piuttosto che una fase di  $\theta'$ . Si sa inoltre che il Mg è un componente critico per quanto riguarda la nucleazione della fase  $\Omega$ .

I gruppi di molecole ricchi di magnesio sono considerati come siti di nucleazione eterogenea per piani di  $\Omega$ . Il silicio, al contrario, tende ad intralciare la precipitazione e la stabilità della fase  $\Omega$ . Tracce di aggiunte di Si si sono mostrate uno stimolatore della matrice per la precipitazione di fasi  $\theta'$ , S ( $Al_2Mg$ ) e  $\sigma$  ( $Al_5Cu_6Mg_2$ ), in competizione per il soluto. La precipitazione di  $\Omega$  è in genere soppressa in leghe con un rapporto di Mg/Si <2.0, ma in questo caso si hanno sempre rapporti sopra il 2.0.

## 7.1 Influenza dell'Ag sulla microstruttura

Dalle analisi della radiografia a raggi X sono state rivelate delle segregazioni in molti campioni, ma con minori contrazioni da porosità, risaldatura fredda<sup>8</sup> o hot tearing.

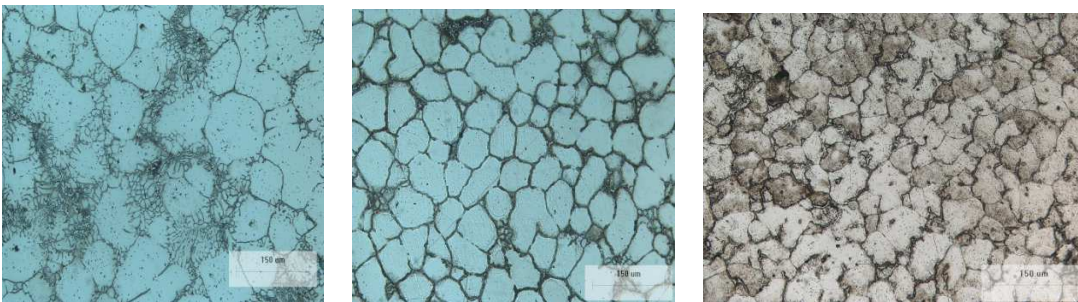


Figura 30: Micrografie ottiche delle leghe as-cast, da sinistra a destra si hanno la lega A, la lega B e la lega C.

La microstruttura di questa lega, dopo il processo di raffinazione e colata sotto alte pressioni, consiste principalmente in cristalli primari globulari. Una continua zona di segregazione ricca di Cu appare ai bordi-grano della matrice di  $\alpha - Al$ . Questa fase di segregazione a bordo-grano è stata identificata in altri studi come  $CuAl_2$  (in fase  $\theta$ ).

Dalle immagini riportate nella figura 30 si può intuire che tali segregazioni diventano più severe con l'incremento di Ag all'interno della lega - l'argento diminuisce approssimativamente la solubilità del rame in questa lega. Con un trattamento della soluzione (in questo caso T6) si nota che la fase di segregazione tende a dissolversi, ma rimane presente nella lega B e soprattutto nella lega C.

Dalle immagini nella figura 30 si nota inoltre un aumento del volume occupato dai bordi-grano all'aumentare dell'argento nella soluzione. La composizione chimica del bordo-grano risulta essere molto probabilmente  $CuAl_2(\theta)$ , come riportato anche in altri studi. In queste particelle sono state anche trovate piccole tracce di Ag e Mg - al di sotto della media del contenuto della matrice. I precipitati sferici trovati insieme ai grani  $\alpha - Al$  sono molto probabilmente fasi S ( $Al_2CuMg$ ). Questa fase sembra dissolversi con l'argento, contrariamente al  $CuAl_2$ .

I bassi livelli di Cu e Mg trovati in questa fase rispetto ai livelli teorici potrebbero essere causati da una sostituzione dell'argento in queste particelle; anche perchè nessuna di queste particelle della fase S sono state trovate nella lega A, la quale è priva di Ag. Anche la bassa percentuale di volume occupato da fasi contenenti Cu in questa lega, mostra che la matrice  $\alpha - Al$  ha un elevato livello di dissolvenza di Cu. Il volume di queste fasi aumenta all'aumentare della quantità di Ag, in questi casi si nota quindi una diminuzione simultanea di Cu contenuto nei grani.

<sup>8</sup>Una situazione nella quale due flussi di metallo fuso si uniscono in un punto durante la colata, però a causa di temperature troppo basse non si fondono correttamente

Con un trattamento della soluzione (T6) si può anche notare la presenza di  $Cu_2FeAl_7$ ; questa fase è anche presente nelle leghe as-cast, ma sono più difficili da notare a causa della grande frazione di volume occupata da  $CuAl_2(\theta)$ . La fase  $Cu_2FeAl_7$  risulta avere in genere un effetto dannoso per le proprietà meccaniche delle leghe appartenenti alla serie 200, specialmente per quanto riguarda la duttilità.

## 7.2 Influenza dell'Ag sulla durezza

La durezza Vickers è stata (come si può vedere nella tabella 14) studiata dopo un trattamento T6, andando ad escludere i campioni che hanno subito una frattura prematura a causa dei difetti.

Alloy	HV20	$\sigma_y$ $R_{0.2}$ [MPa]	UTS $R_m$ [MPa]	Allungamento A(%)
<b>A</b>	105	330	379	8
<b>B</b>	155	399	445	4
<b>C</b>	146	365	422	7

Tabella 14: Caratteristiche meccaniche della lega di alluminio A201 in funzione della quantità di Ag presente nella soluzione

Si nota quindi che l'aggiunta di Ag alla lega A206 porta ad avere un incremento delle proprietà meccaniche - questo effetto può essere ricondotto alla formazione di  $\Omega$  piuttosto che  $\theta'$  durante l'invecchiamento artificiale.

Nonostante questo, un aumento di argento da 0.63% a 1.12% mostra una diminuzione delle proprietà meccaniche. Si può ricondurre tale situazione al fatto che il trattamento della soluzione utilizzato non è stato in grado di dissolvere l'intera frazione di volume di fase ricche di Cu in questa lega, portando ad una minore dissolvenza del contenuto di Cu nei grani, e precipitando nelle altre fasi durante l'invecchiamento artificiale.

La diminuzione di resistenza meccanica porta simultaneamente a una migliore duttilità. Si può però pensare che un differente trattamento di tale lega (maggiori temperature e/o maggiori periodi di tempo) possano aiutare maggiormente nella dissolvenza delle fasi ricche di Cu, aiutando quindi a raggiungere il limite superiore nominale della lega di A201 di 1.0% di Ag.

## Riferimenti bibliografici

- [1] Gianotti, E. (2006). Alluminio e sue leghe. Classificazioni e trattamenti termici.
- [2] Stefanescu, D., Ruxanda, R., (2004). ASM Handbook vol. 9 – Metallography and Microstructures Chapter: Solidification Structure of Aluminum Alloys Publisher: ASM International.
- [3] Kaufman, J. G., & Rooy, E. L. (2004). Aluminum alloy castings. Properties, Processes and Applications. ASM International, 10.
- [4] Tiryakioclu, M., & Campbell, J. (2009). Ductility, structural quality, and fracture toughness of Al–Cu–Mg–Ag (A201) alloy castings. *Materials Science and Technology*, 25(6), 784-789.
- [5] Bale, P. (2012). Feeding properties of the highly grain refined A20X alloy (Doctoral dissertation, University of Birmingham).
- [6] Gao, J. , Zhu, Q. ,Li, D. , Hu, X. , Min, L. , Kang, Y. (2019). Slurry Preparation and Hot Tearing Susceptibility of A201 Aluminum Alloy in Rheological Die Casting. *Solid State Phenomena*, 285, 311-317.
- [7] Kapranos, P. (2012). Thixoforming A201 aluminium alloy: is there a future in aerospace applications?. *la Metallurgia italiana*.
- [8] Blanco, A., Azpilgain, Z., Lozares, J., Kapranos, P., & Hurtado, I. (2010). Rheological characterization of A201 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20(9), 1638-1642.
- [9] <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=1845667a21c54e6dad2e547460e2ac5a&cck=1>
- [10] <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=cb43b5d9252f45f29fd488ff9ad9bdae>
- [11] <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=beb46ca83fc64da78b1a5d45cd684759>
- [12] Kabir MS, Minhaj TI, Ashrafi EA, Islam MM. The influence of ageing time and temperature on the structure and properties of heat treated A201.0 aluminum alloy. *Int J Recent Technol Eng*. 2014;3(3):78–83.
- [13] Majid, S. A. E., et al. “Influence of Additional Elements (Si, Ti and B) on the Microstructure, Mechanical Properties and Castability of Aluminum Alloys (A201).” *IOP Conference Series. Materials Science and Engineering*, vol. 629, no. 1, 2019, p. 12001–.
- [14] Masuku, E. P., Govender, G., Ivanchev, L., & Möller, H. (2008). Rheocasting of Al-Cu Alloy A201 with Different Silver Contents. In *Solid State Phenomena (Voll. 141–143, pp. 151–156)*. Trans Tech Publications, Ltd.