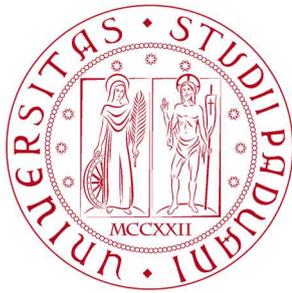


Università degli Studi di Padova

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi
Industriali

Corso di laurea in Ingegneria Meccanica



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA



Studio sulla solidificazione di leghe AlSi5Cu1Mg da fonderia

Tesi di laurea Triennale

Relatore: Ch.mo Prof. Giulio Timelli

Laureando: Martino Casato

Anno accademico 2015/2016

INDICE:

SOMMARIO

INTRODUZIONE

CAPITOLO 1 Introduzione alle leghe d'Alluminio

- 1.1 Classificazione delle leghe d'alluminio..... 1
- 1.2 Classificazione leghe da fonderia..... 5
- 1.3 Caratteristiche chimico meccaniche lega AlSi5Cu1Mg e designazione..... 7

CAPITOLO 2 Analisi lega AlSi5Cu1Mg

- 2.1 Analisi del processo di solidificazione della lega AlSi5Cu1Mg..... 9
- 2.2 Solidificazione di leghe Al-Si-Cu a diverse velocità di raffreddamento..... 21
- 2.3 Trattamenti Termici della lega AlSi5Cu1Mg..... 29

BIBLIOGRAFIA

SOMMARIO:

Questo lavoro è focalizzato sullo studio della solidificazione di leghe AlSi5Cu1Mg, specifiche leghe d'alluminio ricche di silicio e altri elementi quali rame e magnesio.

Nel primo capitolo viene fatta un'introduzione alle leghe d'alluminio e alla loro classificazione, distinguendo quindi le leghe da deformazione plastica e le leghe da fonderia, per poi proseguire con la classificazione delle leghe da fonderia. Successivamente viene descritta nello specifico la lega in esame parlando della sua composizione chimica e delle sue proprietà meccaniche.

Nel secondo capitolo è riportato lo studio vero e proprio sulla solidificazione della lega: dapprima ripercorrendo tutte le reazioni che avvengono durante la solidificazione e successivamente valutando gli effetti che hanno diverse velocità di raffreddamento sulla struttura e quindi sulle proprietà finali dei getti.

Un ultimo paragrafo è focalizzato sui trattamenti termici della lega per capire come questi consentano di incrementarne le proprietà.

Infine è stato posto un confronto tra la lega in esame ed una generica lega AlSiMg potendo constatare come la prima sia più stabile ad elevate temperature e risenta meno di fenomeni di sovra-invecchiamento.

INTRODUZIONE:

La lega in esame fa parte del gruppo di leghe Al-Si-Cu-Mg e, come vedremo, viene nominata C355.0 secondo classificazione statunitense; essa ha eccellenti proprietà meccaniche, sufficiente colabilità e bassa densità.

Le leghe d'alluminio sono nominate leghe leggere infatti grazie al loro basso valore di densità (2.7 g/cm^3) sono sempre più utilizzate in numerosi settori quale l'aerospaziale, l'automotive e nell'industria delle costruzioni. L'impiego di queste leghe ha visto un rapido incremento negli ultimi anni principalmente nell'industria dei trasporti dove si presta maggiormente attenzione alla leggerezza dei componenti in quanto il peso dei mezzi di trasporto ha un influenza diretta sul consumo di carburante, emissioni inquinanti e sui costi di gestione e costruzione.

Le proprietà meccaniche specifiche ovvero le proprietà quali carico di snervamento o allungamento in rapporto alla densità del materiale risultano di maggior interesse e leghe d'alluminio come la lega C355.0 vantano buoni valori se paragonati a materiali da costruzione tradizionali. Per i motivi sopra citati molti costruttori nel settore automotive stanno sostituendo materiali quali acciaio e ghisa con leghe leggere a tutto vantaggio del peso ridotto, garantendo comunque buona rigidità e resistenza a rottura dei componenti.

Un'ulteriore proprietà, sempre più richiesta alle leghe leggere, è la stabilità e resistenza a caldo: elementi come scatole di trasmissione per elicotteri oppure basamenti di motori per autoveicoli vengono costruiti in lega leggera con evidenti riduzioni di peso rispetto al medesimo componente colato in ghisa; si possono apprezzare inoltre migliorate capacità di smaltimento termico, ma si incontrano svantaggi quali instabilità termica alle alte temperature.

I principali elementi in lega quali silicio, rame, magnesio e nichel sono in parte disciolti nella matrice di alluminio e in parte presenti come fasi intermetalliche, quest'ultime giocano un ruolo fondamentale nelle proprietà finali del getto.

Durante il raffreddamento della lega C355.0 si formano differenti fasi intermetalliche e il loro volume, composizione chimica e forma esercita un'influenza importante nelle proprietà meccaniche e tecnologiche della lega.

In questo elaborato si riporta un'analisi e rielaborazione della letteratura scientifica; per caratterizzare al meglio la lega C355.0 sono state utilizzate diverse tecniche di laboratorio: per studiarne il processo di solidificazione sono state eseguite analisi termiche DSC (Calorimetria a Scansione Differenziale) e per misurare gli effetti dei precipitati indurenti sono state eseguite prove di durezza. Prove di trazione hanno permesso di valutare le proprietà plastiche e meccaniche dei provini ed infine per individuare e valutare le fasi intermetalliche presenti nella lega sono stati utilizzati microscopi SEM (Microscopio Elettronico a Scansione) e TEM (Microscopio Elettronico a Trasmissione) associati a tecniche EDS (Energy Dispersive x-ray Spectrometry) e XRD (Diffrazione a Raggi X).

CAPITOLO 1 Introduzione alle leghe d'Alluminio

1.1 Classificazione delle leghe d'alluminio

Lo standard ASTM classifica le leghe di alluminio in base alle tecnologie di lavorazione ed ai trattamenti termici a cui vengono sottoposte. Possiamo individuare due grandi famiglie: leghe da fonderia e leghe da deformazione plastica; in Figura 1.1 uno schema ne riassume la suddivisione.

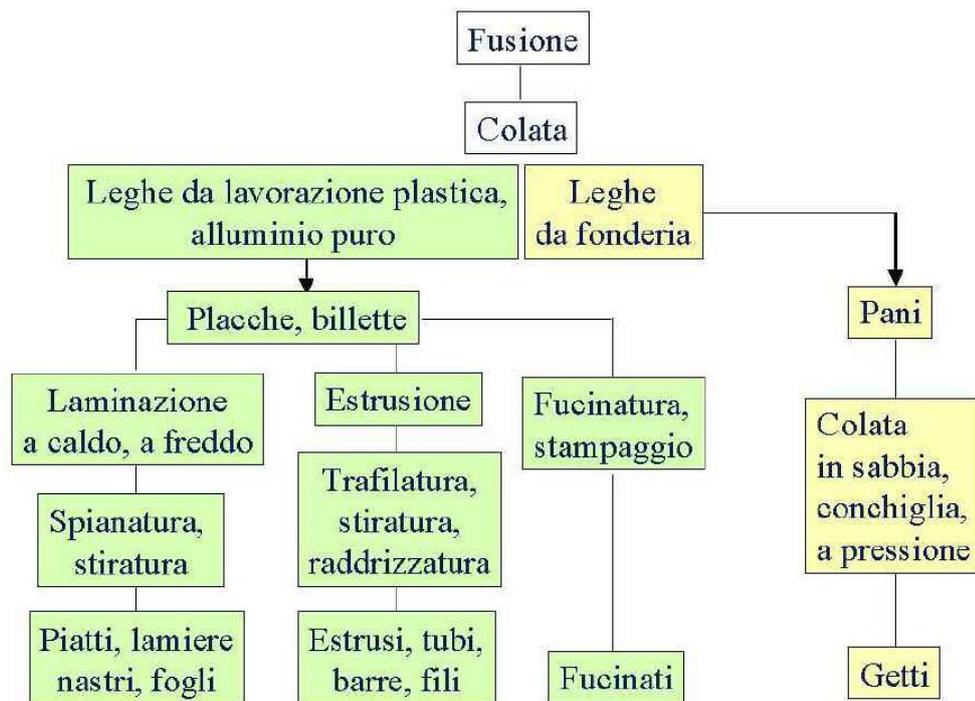


Figura 1.1 Principali famiglie di leghe d'alluminio [1]

Il processo di fonderia consiste nel colare il metallo fuso all'interno di uno stampo e lasciarlo solidificare in modo che una volta estratto abbia assunto la sua forma. Questa tecnica viene spesso utilizzata per produrre oggetti dalle geometrie complesse inoltre risulta spesso conveniente per produzioni in serie; questo processo presenta però limitazioni come la scarsa finitura superficiale, modeste tolleranze geometriche e rischio di formazione di porosità/cavità da ritiro. Principalmente vengono utilizzate due tecniche di fonderia: la colata per gravità nella quale il metallo viene semplicemente versato all'interno di uno stampo e la colata in pressione nella quale il metallo viene spinto nella forma da una pressione maggiore di quella atmosferica; quest'ultima tecnica ha il vantaggio di ottenere manufatti piuttosto complessi anche con pareti sottili.

Gli stampi sono principalmente di due tipologie: stampi a perdere utili quando si hanno piccoli volumi di produzione, oppure stampi permanenti utilizzabili per più colate. Gli stampi a perdere vengono generalmente realizzati in sabbia da fonderia e vengono rotti dopo ogni colata per consentire l'estrazione del componente, gli stampi permanenti invece vengono ricavati per asportazione di truciolo partendo da un pieno in materiale metallico. La seconda tipologia viene impiegata per elevati volumi di produzione, permette di mantenere buone tolleranze e finiture consentendo inoltre un raffreddamento controllato del componente colato.

Le lavorazioni plastiche, invece, consistono nel deformare il metallo allo stato solido modellandolo e imprimendogli forme semplici e lineari rispetto le lavorazioni sopra descritte; possono essere eseguite a caldo in modo da realizzare grandi deformazioni sfruttando la maggior plasticità del metallo ad alte temperature oppure a freddo in modo da mantenere tolleranze ristrette, buone finiture superficiali e indurre un indurimento nei manufatti sfruttando il meccanismo dell'incrudimento.

Vengono chiamati semilavorati i prodotti ottenuti da lavorazioni plastiche primarie differenziate dalle secondarie che servono per produrre prodotti finiti. Sono esempi di lavorazioni plastiche la laminazione (a caldo o a freddo), che consiste nel far passare una placca attraverso due rulli che ne riducono notevolmente lo spessore mediante sforzi di compressione; e l'estrusione a caldo che produce profili a sezione complessa forzando il metallo attraverso una matrice mediante forze di compressione. Altro processo simile è la trafilatura che prevede sempre una matrice ma le forze questa volta

sono di trazione in luogo delle forze di compressione. Infine, la forgiatura, che permette di ottenere manufatti mediante compressione del materiale all'interno di uno stampo; quest'ultima lavorazione viene svolta quasi sempre a caldo.

Un'ulteriore suddivisione per le leghe da deformazione plastica viene fatta in base alla possibilità o meno di sottoporle a trattamento termico (solubilizzazione, tempra e invecchiamento).

I meccanismi che dal punto di vista metallurgico inducono un rafforzamento delle leghe di alluminio sono essenzialmente tre: soluzione di elementi solidi nella matrice di alluminio, deformazione plastica a freddo e precipitazione.

1.2 Classificazione leghe da Fonderia

La designazione UNI EN 1706 e 1676 classifica le leghe d'alluminio come rappresentato in Figura 1.2.

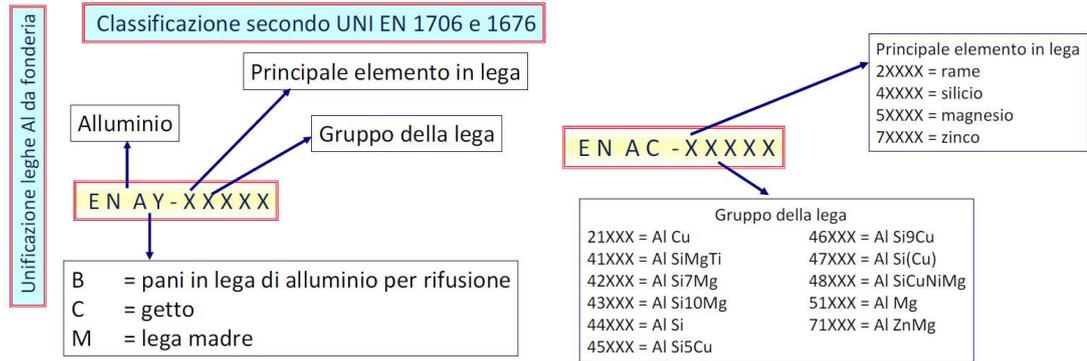


Figura 1.2 Designazione leghe da fonderia secondo UNI EN 1706 e 1676 [1]

La sigla EN richiama la normativa di riferimento (Standard Europeo), la lettera A indica che stiamo parlando di leghe d'alluminio mentre la lettera successiva ci informa sullo stato di fornitura della lega (pani, getti o lega madre); le cinque cifre successive ci forniscono informazioni riguardanti i principali elementi in lega: con la prima cifra identifichiamo il principale elemento alligante (Tabella 1.1), con le successive possiamo identificare altri sottogruppi, mentre l'ultima cifra è sempre uno zero per differenziare questa famiglia di leghe da quelle per deformazione plastica.

CASTING ALLOYS*)	1XXX0	None (min. 99.00% Al)	*) letters preceding the alloy numbers have the following meaning EN = European Standard A = Aluminium B = Ingot C = Cast Alloy M = Master Alloy W = Wrought Alloy
EN AB-	2XXX0	Cu	
EN AC-	4XXX0	Si	
EN AM-	5XXX0	Mg	
	7XXX0	Zn	
	8XXX0	Sn	
	9XXX0	Master Alloys	

Tabella 1.1 Identificazione gruppo della lega secondo i principali elementi [1]

La designazione statunitense per leghe d'alluminio da fonderia è basata invece su tre cifre più una cifra decimale (XXX.X). La prima cifra indica il principale elemento in lega (Tabella 1.2) mentre le altre due cifre sono arbitrarie e servono ad indicare una specifica lega. Il decimale indica lo stato di fornitura della lega (pani, getti).

Serie	Principali elementi in lega
1xx.x	99.000% min. alluminio
2xx.x	Rame
3xx.x	Si + Cu e/o Mg
4xx.x	Si
5xx.x	Mg
6xx.x	Serie inutilizzata
7xx.x	Zn
8xx.x	Ti
9xx.x	Altri elementi

Tabella 1.2 Sistema di designazione Statunitense [1]

1.3 Caratteristiche chimico meccaniche della lega AlSi5Cu1Mg e designazione

Nel Capitolo 2 verrà analizzato il processo di solidificazione di una lega AlSi5Cu1Mg, vediamo ora la sua composizione chimica, le proprietà meccaniche e le designazioni di questa lega secondo tre principali normative (Tabella 1.3).

Designazione EN	Designazione ISO	Designazione AA
EN AC-45300	AlSi5Cu1Mg	355.0

Tabella 1.3 Principali designazioni della lega AlSi5Cu1Mg [2]

In Tabella 1.4 viene riportata la forchetta di composizione chimica per una lega AlSi5Cu1Mg con valori minimi e massimi degli elementi.

	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	Mn	Ni	Pb
Min	4.5	0.4	1					
Max	5.50	0.6	1.5	0.2	0.1	0.1	0.05	0.05

Tabella 1.4 Forchetta di composizione chimica della lega AlSi5Cu1Mg [2]

Relativamente al diagramma bifasico Al-Si la lega in esame è ipoeutettica, ovvero con tenore di silicio inferiore al 12%. Il Si grazie all'elevato calore latente ritarda la solidificazione della lega favorendone la colabilità, inoltre riduce i ritiri in quanto aumenta la capacità di alimentazione: il liquido passa facilmente tra le dendriti e va a riempire i vuoti. La lega risulta così adatta all'impiego in fonderia.

La rilevante presenza di Rame aumenta le proprietà meccaniche a temperatura ambiente ed a elevate temperature, in quanto legandosi all'Al forma precipitati indurenti (Al₂Cu) che rendono inoltre la lega adatta a trattamenti termici.

L'aggiunta di Rame, per contro, causa un aumento della criccabilità a caldo ed una diminuzione della colabilità.

Il Magnesio durante il trattamento termico della lega forma precipitati indurenti legandosi con il Silicio (Mg_2Si) e con il Rame (Al_2CuMg) ma viene aggiunto in modeste quantità perché peggiora la colabilità.

Il Manganese viene aggiunto per migliorare la resistenza a corrosione, inoltre limita le problematiche causate dal Ferro legandosi con quest'ultimo.

Lo Zinco e l'altro elemento, assieme al Rame, che viene aggiunto per aumentare la resistenza meccanica della lega ma il suo rafforzamento ha influenza fino a $100^\circ C$.

Il Ferro è sempre presente all'interno delle leghe di alluminio come impurità. La solubilità del Fe nell'Alluminio è molto bassa 0.05% a $655^\circ C$ e passato tale valore esso forma precipitati infragilenti a forma di aghetto, oltretutto quest'ultimi si formano quando l'alluminio è ancora allo stato liquido peggiorandone la colabilità. L'unico aspetto positivo della presenza del Fe è che la lega colata risulta meno aggressiva nei confronti dello stampo garantendone così una vita utile più lunga.

In Tabella 1.5 sono riportate le principali proprietà meccaniche della lega fornita con due diversi trattamenti termici.

<i>AlSi5Cu1Mg</i>	Trattamento Termico	Carico di Rottura [MPa]	Carico di Snervamento [Mpa]	A %	Durezza Brinell
	T4	170	120	2	80
	T6	230	200	<1	100

Tabella 1.5 Proprietà meccaniche lega AlSi5Cu1Mg [2]

Il trattamento termico T4 consiste in una solubilizzazione ed invecchiamento naturale mentre con il trattamento termico T6 abbiamo una solubilizzazione seguita da un invecchiamento artificiale completo; in entrambi si ha un notevole guadagno in termini di carico massimo a rottura e durezza Brinell con conseguente perdita di allungamento rispetto l'alluminio puro.

CAPITOLO 2 Analisi lega AlSi5Cu1Mg

2.1 Analisi del processo di solidificazione della lega AlSi5Cu1Mg

Le proprietà meccaniche di una lega Al-Si-Cu-Mg sono governate dalla microstruttura ovvero dalla distribuzione, morfologia e dimensione della fase primaria alluminio, dalle particelle di silicio eutettico, dalla tipologia di intermetallici e dai difetti. Un elevato valore di tensione a rottura è ottenibile mediante bassi valori della SDAS e con particelle di silicio eutettico piccole e compatte; particelle grossolane sono maggiormente inclini alla rottura, viceversa una microstruttura fine si deforma gradualmente e sopporta tensioni a rottura maggiori.

La lega d'alluminio oggetto di questa analisi è composta da elementi quali Silicio, Rame e Magnesio in parte disciolti nella matrice primaria α -Al e in parte presenti sotto forma di fasi intermetalliche; la sua composizione chimica è riportata in Tabella 2.1.

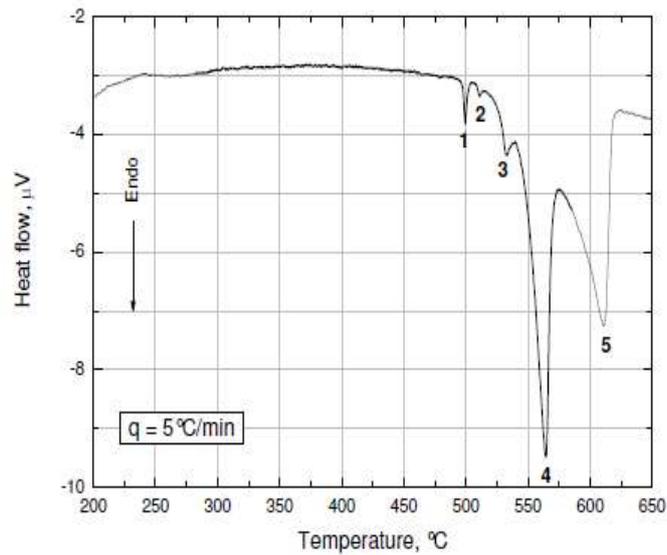
Lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
C355.0	5.24	0.14	1.19	0.01	0.49	0.01	0.13

Tabella 2.1 Composizione chimica lega C 355.0 in esame

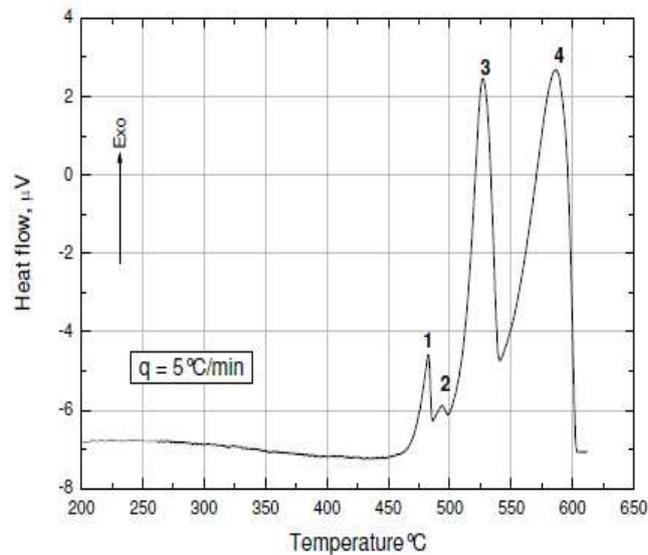
La quantità di fasi intermetalliche che si formano durante la solidificazione dipende principalmente dalla percentuale degli elementi in lega. Il loro volume, composizione chimica e morfologia esercita una significativa influenza sulle proprietà tecnologiche del componente finito in quanto esiste una stretta relazione tra composizione, struttura e proprietà della lega.

Confrontando le curve DSC (Differential Scanning Calorimetry) ottenute al riscaldamento e raffreddamento della lega AlSi5Cu1Mg si notano delle differenze.

Le curve in Figura 2.1 mostrano con precisione le fasi di riscaldamento e solidificazione della lega quindi è possibile vedere che le reazioni durante il raffreddamento sono avvenute a temperature più basse rispetto ai valori registrati durante il riscaldamento della stessa lega.



(a)



(b)

Figura 2.1 Curve DSC del campione di lega AlSi5Cu1Mg ottenute durante le fasi di a) riscaldamento e b) raffreddamento della lega stessa a velocità di $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ [3]

Queste differenze di temperatura si registrano perché elementi in lega quali Mg e Cu così come impurità quali Mn e Fe rendono piuttosto complesso il processo di solidificazione pertanto la lega in esame, allo stato colato, presenterà una miscela di fasi intermetalliche.

Il processo di solidificazione della lega *AlSi5Cu1Mg* inizia con la formazione di dendriti (α -Al). Bäckerud [4] ha notato, da studi sulla solidificazione della lega C355.2, che la rete di dendriti α -Al inizia a formarsi ad una temperatura compresa tra i 557-621°C; l'esatta temperatura dipende principalmente dalla concentrazione di Si e Cu nella lega. Proseguendo poi con il raffreddamento della lega, alla temperatura di 564°C, si forma una miscela eutettica di α -Al, Si e Al₅FeSi. La fase Al(FeMnSi) precipita quando la temperatura raggiunge i 532°C, poi abbassando ulteriormente la temperatura precipita la fase Al₂Cu (510°C) e successivamente la fase Al₅Mg₈Cu₂Si₆ (499°C). In Tabella 2.2 sono riportati i valori di temperatura per ogni fase formatasi durante il processo di solidificazione:

Reazioni durante la solidificazione	Precipitati	Temperature (°C)
L → (Al) Rete di Dendriti	Rete di dendriti Si Al	610
L → (Al) + Si + Al ₅ FeSi	Si eutettico	564
L → (Al) + Si + AlMnFeSi	Al ₆ Mg ₃ FeSi ₆ + Mg ₂ Si	532
L → (Al) + Al ₂ Cu + Al ₅ FeSi	Al ₂ Cu	510
L → (Al) + Al ₂ Cu + Si + Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆	Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆	499

Tabella 2.2 Reazioni e relative temperature durante il processo di solidificazione della lega AlSi5Cu1Mg [4]

In Figura 2.2 è rappresentata la tipica microstruttura della lega AlSi5Cu1Mg dove possiamo notare dendriti di Al primario e fasi intermetalliche, posizionate a bordo grano, di varia forma (lamelle, forma compatta, blocco o a scrittura cinese), dimensione e distribuzione.

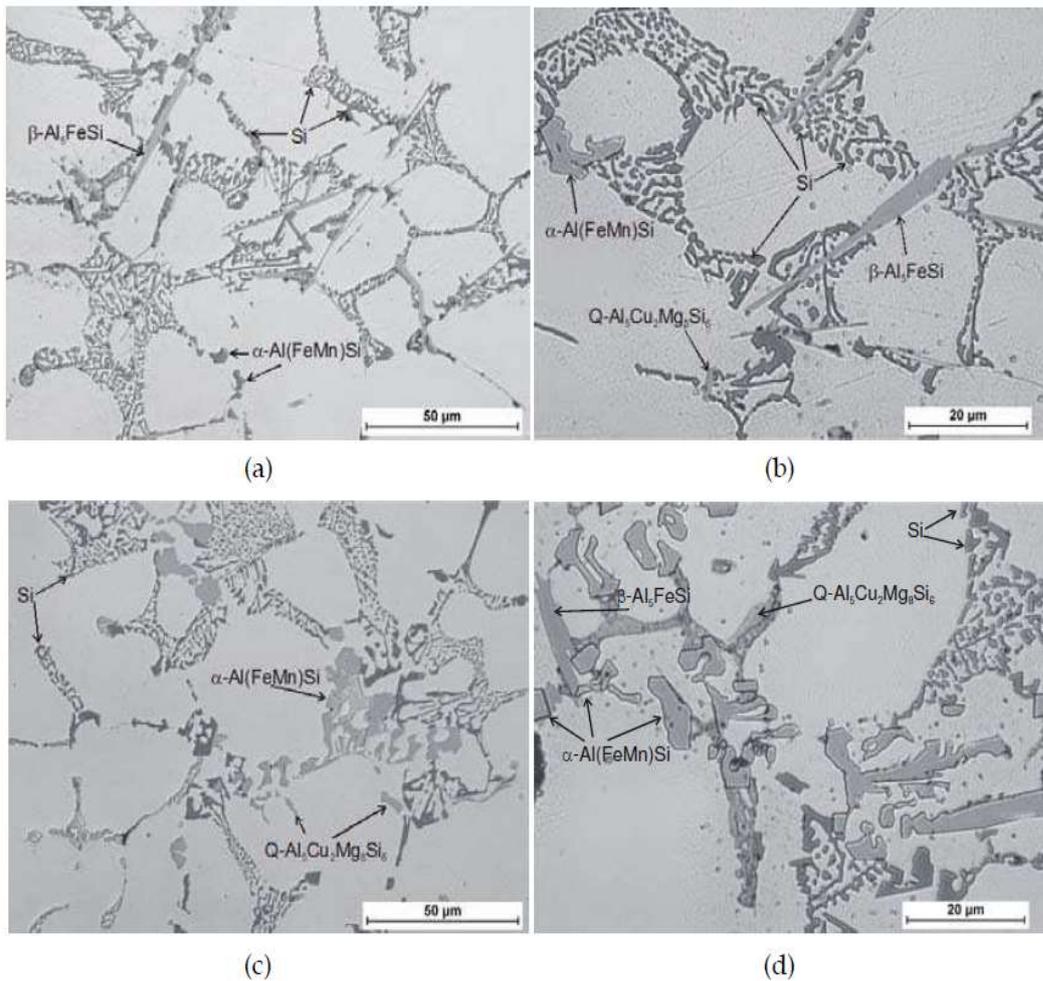


Figura 2.2 Microstruttura della lega AlSi5Cu1Mg a) e c) prima e b) e d) dopo attacco chimico [3]

Al fine di indentificare le fasi intermetalliche presenti nella lega si è ricorso ad un'analisi EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometry) che sfrutta l'emissione di raggi-x generati da un fascio elettronico accelerato incidente sul campione. La tecnica EDS è sempre associata ad un microscopio che emette elettroni come il microscopio elettronico a scansione (SEM), che viene utilizzato anche per individuare le fasi presenti e fare analisi mirate. E' stata eseguita una mappatura degli elementi quali: Al-K, Mg-K, Fe-K, Si-K, Cu-K e Mn-K (Figura 2.3 e 2.4) così da poter confermare la presenza di Al, Mg, Fe, Si, Cu e Mn all'interno della lega in esame.

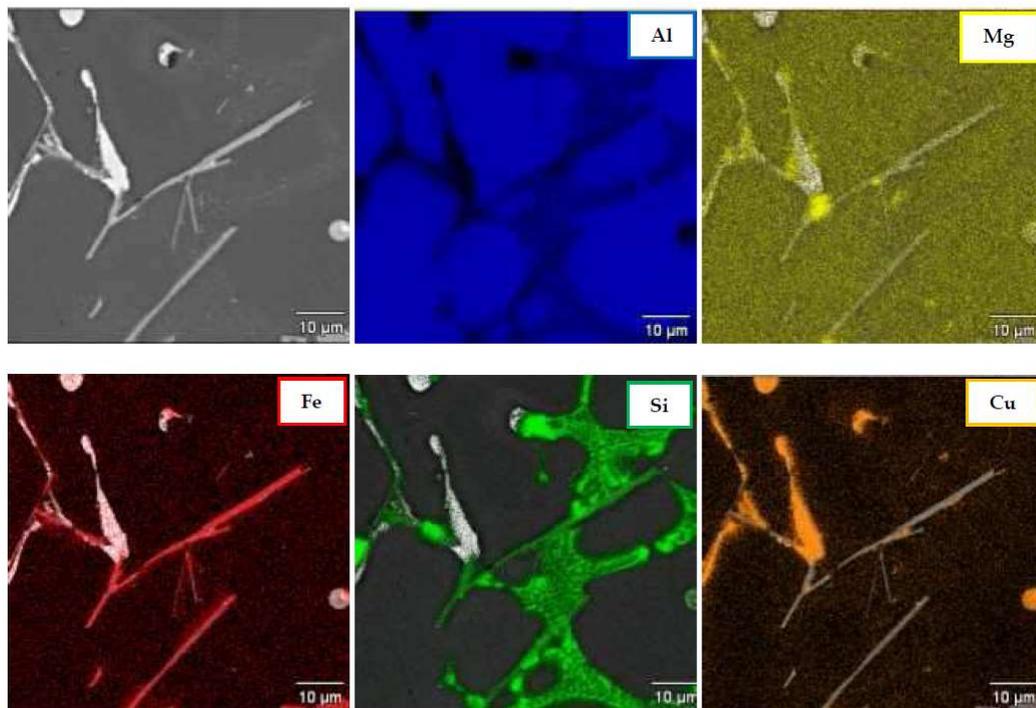


Figura 2.3 Immagine SEM della lega AlSi5Cu1Mg e corrispondente mappatura degli elementi Al, Mg, Fe, Si e Cu [3]

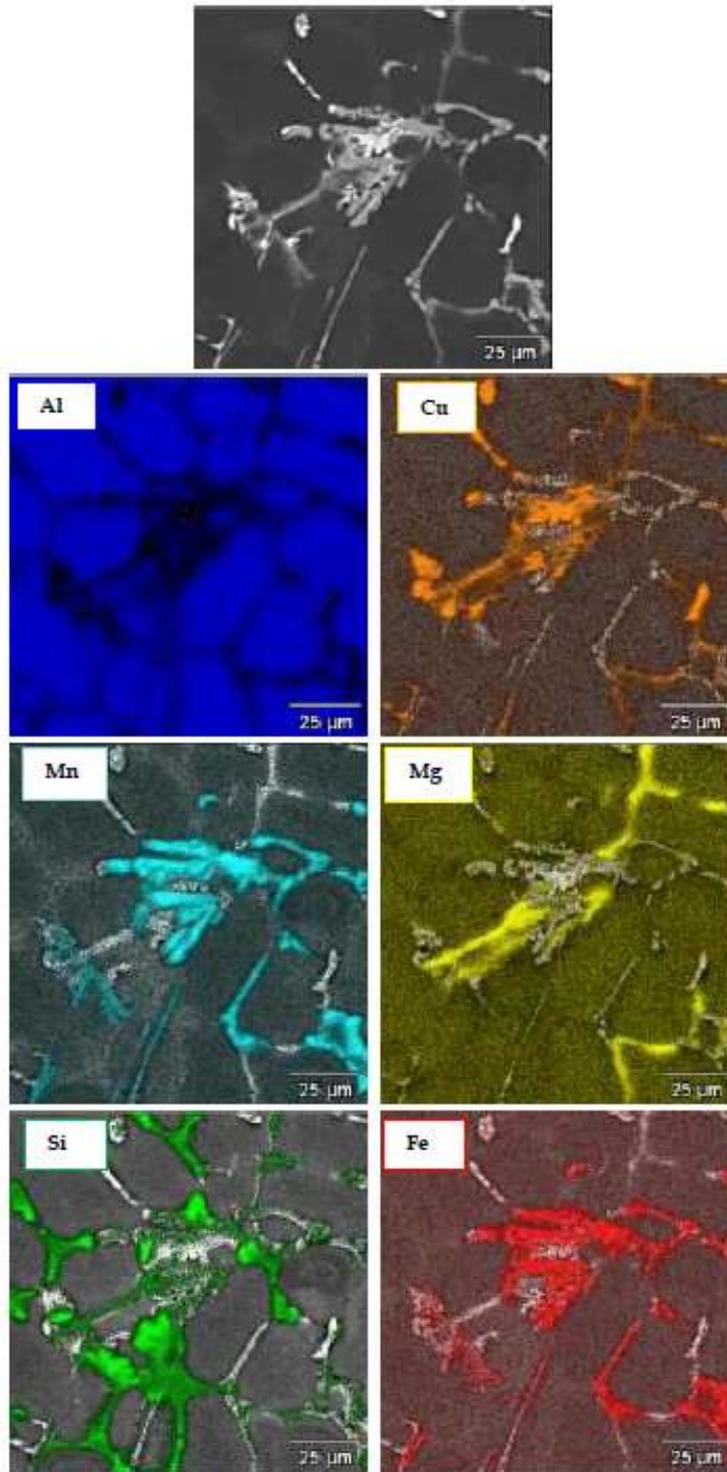


Figura 2.4 Immagine SEM della lega AlSi5Cu1Mg e corrispondente mappatura degli elementi Al, Cu, Mn, Mg, Si e Fe [3]

La Figura 2.5 mostra l'analisi SEM del campione allo stato colato, su di essa sono state numerate le varie fasi intermetalliche con forma differente.



Figura 2.5 Microstruttura della lega AlSi5Cu1Mg allo stato colato rilevata con microscopio SEM [5]

In Figura 2.6 sono rappresentati gli spettri EDS relativi ai vari composti presenti nel campione e mediante il confronto con valori riportati in letteratura è possibile una precisa identificazione delle fasi.

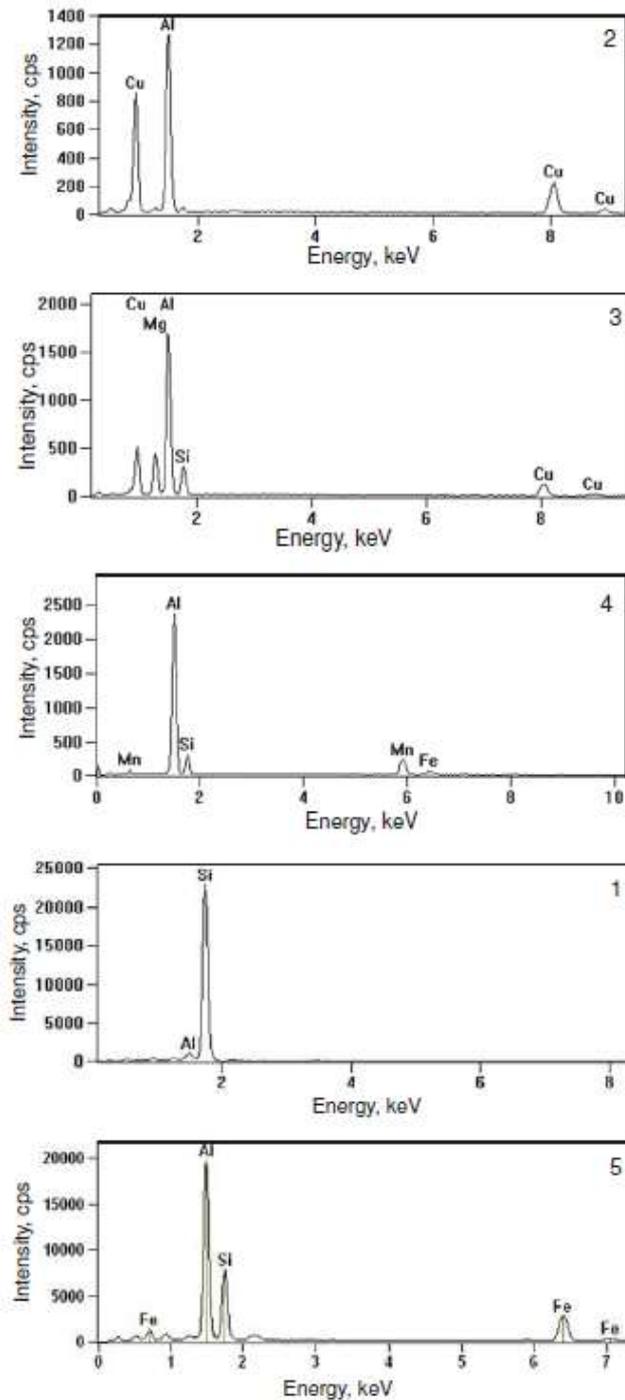


Figura 2.6 Spettri EDS acquisiti nelle posizioni indicate 1-5 [5]

Le particelle di forma ovale sono state riconosciute come precipitati Al_2Cu , inoltre la presenza di Rame è stata rilevata all'interno della fase $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$. I precipitati Al_2Cu consentono un trattamento termico, e quindi un rafforzamento per precipitazione, fino a 550 Mpa. Le proprietà meccaniche delle leghe Al-Si-Cu sono in funzione del contenuto di Rame come mostrato in Figura 2.7 [6]. In generale possiamo affermare che il carico massimo a rottura, durezza e microdurezza aumentano proporzionalmente con il contenuto di Cu in lega.

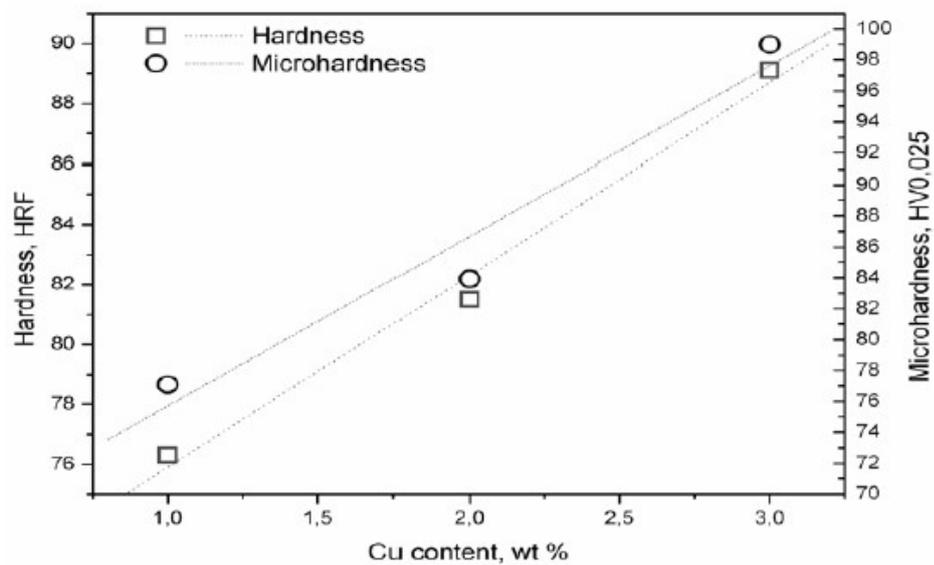


Figura 2.7 Effetto su durezza e micro-durezza in funzione del contenuto di Cu in una lega $AlSi_5CuXMg$ [6]

Le caratteristiche meccaniche dipendono dal livello di saturazione della matrice α -Al. Aumentando il contenuto di rame viene creato un maggior rafforzamento con conseguente aumento delle proprietà meccaniche; l'aumento di Cu causa però un aumento di fragilità della lega. La presenza di Rame favorisce la lavorabilità alle macchine utensili e un miglior comportamento meccanico a temperatura ambiente.

Per contro vengono ostacolati i processi di fonderia in quanto si ha una diminuzione della colabilità ed un aumento della criccabilità a caldo, questo perché aumentando la quantità di elementi il lega aumenta il tempo di solidificazione e il rischio di avere liquido a bordo grano che porta a cricche e difetti. Si ha inoltre una diminuzione della resistenza a corrosione in quanto i composti Al_2Cu che affiorano in superficie interrompono lo strato di ossido a protezione della lega; una minor resistenza alla corrosione si traduce anche in difficoltà di anodizzazione e verniciatura.

Il Ferro ha bassa solubilità allo stato solido nelle leghe d'Alluminio così la maggior parte di esso forma una vasta gamma di intermetallici a seconda degli altri elementi presenti e delle condizioni di solidificazione. Nella lega in esame infatti sono stati osservati intermetallici aghiformi grigio chiaro contenenti Fe (Al_5FeSi), inoltre sono state rilevate fasi a blocchi $Al(FeMn)Si$. Questi precipitati risultano molto infragilenti, inoltre peggiorano la colabilità della lega.

Il Rame svolge un'altra azione importante relativamente alle fasi contenenti Ferro: durante il processo di solidificazione gli aghetti di fase $\beta-Al_5FeSi$ vengono circondati da fase liquida ricca di rame e questo fa in modo che gli aghetti vengano isolati e non si crei una lunga catena interconnessa che risulterebbe particolarmente penalizzante per le prestazioni meccaniche.

Infine si è osservata la presenza di fasi contenenti Silicio con una morfologia a scrittura cinese. Il Silicio accoppiato al Magnesio offre la possibilità di eseguire trattamenti termici, diminuisce la criccabilità a caldo aumentando la fragilità della lega e la sua resistenza ad usura; il Si, inoltre, diminuisce la densità e il coefficiente di espansione termica.

In Tabella 2.3 sono riportate tutte le fasi rilevate nella lega AlSi5Cu1Mg; vengono riportati valori riscontrati da più ricercatori.

Fasi	Si %	Cu %	Mg %	Fe %	Mg %	Studi di riferimento
Al5Cu2Mg8Si6	19.2	31.1	33			Ji, 2008 [7]
	15.2	26.9	29.22			Lodgaard, [8]
	17.97	27.48	28.49			Grażyna [9]
β -Al5FeSi	12-15			25-30		Mondolfo [10]
	12.2			25		Warmuze[11]
	14.59			27.75		Liu, [12]
	13-16			23-26		Grażyna
α -Al12(FeMn)3Si	10-12			10-15	15-20	Mondolfo
	5.5-6.5			5.1-28	14-24	Warmuzek,
	5-7			10-13	19-23	Liu, 1999
	8-12			11-13	14-20	Grażyna
Al2Cu		52.5				Belov, [13]
		49.51				Grażyna
Si	85-95					Grażyna

Tabella 2.3 Composizione chimica delle fasi intermetalliche presenti nella lega AlSi5Cu1Mg allo stato colato

2.2 Solidificazione di leghe Al-Si-Cu a diverse velocità di raffreddamento

Lo scopo di questo paragrafo è quello di indagare l'effetto che hanno diverse velocità di raffreddamento sulle caratteristiche strutturali della lega e come queste possono influire sulle caratteristiche finali del getto. Studi effettuati da L.A. Dobrzański, et al. [14] hanno messo in luce l'effetto che ha il contenuto di Rame e la velocità di raffreddamento di una lega AlSi7CuX a livello macro e microstrutturale: in particolare sono stati considerati gli effetti sulle dimensioni della grana e SDAS.

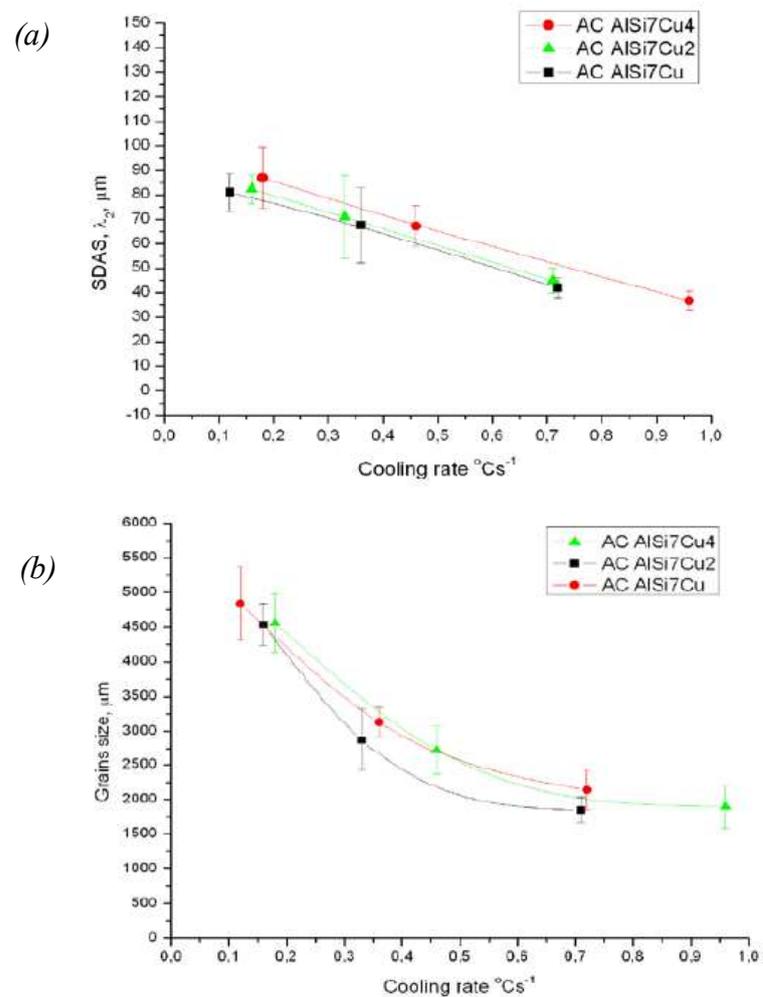


Figura 2.8 Influenza del contenuto di Rame e velocità di raffreddamento su (a) SDAS e (b) dimensione del grano [14]

I grafici riportati in Figura 2.8 riassumono i risultati ottenuti, sono state utilizzate tre leghe d'alluminio con quantità crescente di Rame: $AlSi_7Cu$, $AlSi_7Cu_2$ e $AlSi_7Cu_4$. Possiamo notare come SDAS e dimensione del grano diminuiscono all'aumentare della velocità di raffreddamento e come in parte anche il contenuto di Cu influisce sull'affinamento dendritico. Diminuire il valore della SDAS significa migliorare la microstruttura del materiale e quindi le proprietà meccaniche.

Durante il processo di cristallizzazione l'accrescimento dendritico risulta lento ad elevate velocità di raffreddamento in quanto gli atomi hanno poco tempo per diffondere. Incrementando la velocità di solidificazione viene affinata anche la dimensione dei grani e pure questo fenomeno ha effetti positivi sulle proprietà meccaniche. In Figura 2.9 sono riportate tre micrografie effettuate su campioni di lega $AlSi_7Cu$ raffreddati a velocità diverse.

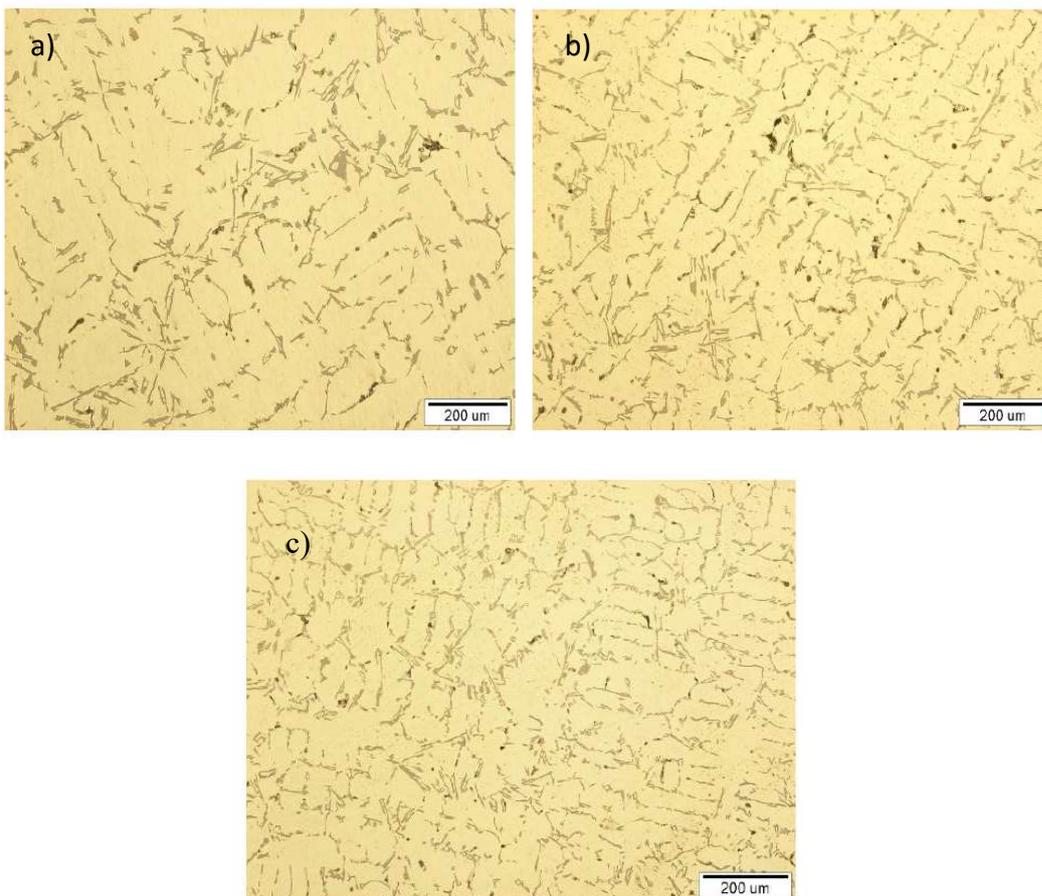


Figura 2.9 Micrografie della lega $AlSi_7Cu$ raffreddata a diverse velocità:

a) 0.18 K/s, b) 0.46 K/s e c) 0.96 K/s [15]

Si può notare come la velocità di raffreddamento influisca sulla morfologia del Silicio: il campione raffreddato velocemente presenta una struttura fibrosa con particelle di Silicio molto fini se confrontato con la struttura lamellare del provino raffreddato lentamente.

In Tabella 2.4 riassumiamo i valori di micro-durezza in funzione della velocità di raffreddamento e del contenuto di Rame delle leghe. Si può notare come incremento di Cu e della velocità di raffreddamento siano direttamente proporzionali all'incremento di durezza.

Lega	Velocità di raffreddamento	Micro-durezza HV 0.025
AlSi ₇ Cu	0.18	75.76
	0.46	77.94
	0.96	80.30
AlSi ₇ Cu ₂	0.18	79.56
	0.46	82.67
	0.96	84.89
AlSi ₇ Cu ₄	0.18	85.54
	0.46	87.12
	0.96	89.00

Tabella 2.4 Valori di micro-durezza delle leghe AlSi₇Cu, AlSi₇Cu₂ e AlSi₇Cu₄ a differenti velocità di raffreddamento [14]

Riportiamo ora lo studio di L. Backerud, et.al [16] sulla lega C355.2, simile alla 355.0 sinora esaminata, con la principale differenza focalizzata sul contenuto di Manganese che in quest'ultima risulta molto basso. Il basso contenuto di Mn porta alla precipitazione della fase Al₅FeSi che in una seconda reazione verrà trasformata in parte nella fase Al₈Mg₃FeSi₆;

Vediamo la precisa composizione della nuova lega in esame (Tabella 2.5) e le reazioni durante la solidificazione (Tabella 2.6)

Lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
C355.2	5.05	0.10	1.04	0.01	0.53	0.05	0.09

Tabella 2.5 Composizione chimica della lega C355.2 [16]

No. Reazione	Reazione	Temperature [°C]
1	Rete dendritica	622
2	Liq. = Al + Si	577
3a	Liq. = Al + Si + Al ₅ FeSi	575
3b	Liq. + Al ₅ FeSi = Al + Si + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	567
4	Liq. = Al + Si + Mg ₂ Si + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	554
5	Liq. = Al + Al ₂ Cu + Al ₅ FeSi + Si	525
6	Liq. = Al + Al ₂ Cu + Si + Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆	507

Tabella 2.6 Reazioni durante la solidificazione della lega C355.2 [16]

Le temperature delle reazioni riportate in Tabella 2.6 sono state rilevate eseguendo un raffreddamento controllato a velocità molto basse; spesso, per questioni industriali, si è portati ad eseguire raffreddamenti più veloci.

In Tabella 2.7 vediamo la temperatura alla quale avvengono le reazioni con tre differenti velocità di raffreddamento 0.3, 0.5 e 5 °C/s; confrontando le temperature è possibile scorgere differenze. Nella reazione no.6, ad esempio, con il campione raffreddato a 0.3 e 5 K/s possiamo notare una differenza di 12°C.

Velocità di Raffreddamento [°C/s]	No. Reazione	T [°C]
0.3	1	621-617
	(1-2)	617-557
	2+3	557-551
	(3-4)	551-535
	4+5	535-501
	6	501-489
0.5	1	622-616
	(1-2)	616-557
	2+3	557-553
	(3-4)	553-536
	4	536-532
	(4-5)	532-524
	5	524-501
	6	501-488
(6-end)	488-486	
5	1	622-615
	(1-2)	615-543
	2+3	543-537
	(3-4)	537-532
	4	532-517
	(4-5)	517-516
	5	516-496
	(5-6)	496-485
6	485-477	

Tabella 2.7 Temperature di reazione alle diverse velocità di raffreddamento [16]

Le temperature di formazione dei precipitati sono state rilevate mediante analisi termica di un getto campione; per la misurazione sono state impiegate due termocoppie: una posizionata a parete ed una posta al centro.

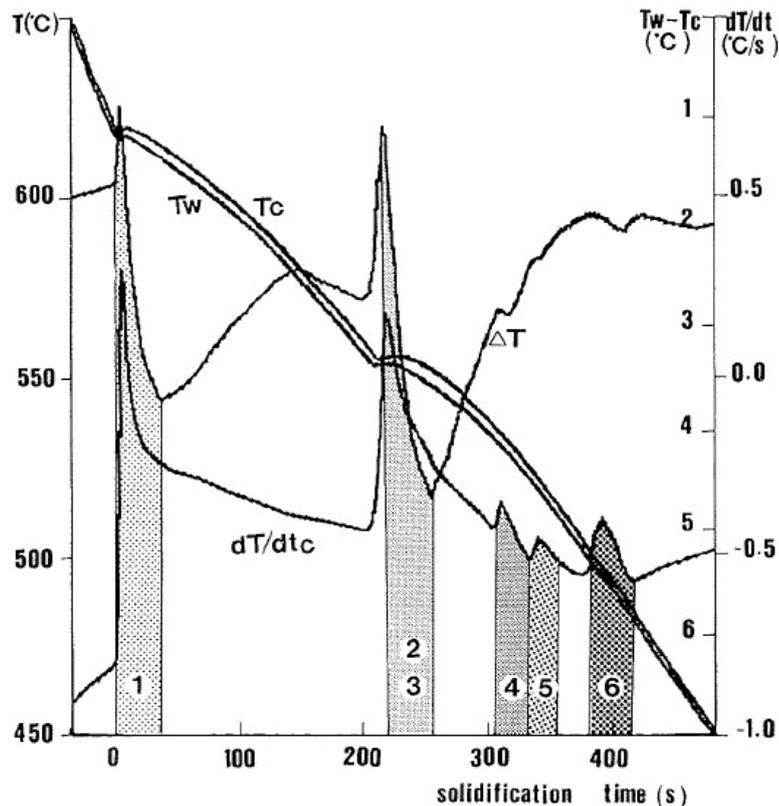


Figura 2.10 Analisi Termica eseguita al centro e alla parete [16]

In Figura 2.10 possiamo vedere le due curve di raffreddamento, notando lievi scostamenti: il centro del getto ha uno scambio termico sfavorevole e per questo mantiene temperature più elevate rispetto la parete. I picchi della curva (Figura 2.11), rappresentante la derivata prima della temperatura al centro del getto sul tempo (dT/dt), ci indicano la comparsa di una nuova fase che libera calore latente. L'utilizzo delle due termocoppie ci permette di tracciare un'ulteriore curva che rappresenta la differenza tra le due temperature rilevate; analizzando questa curva possiamo riconoscere il punto minimo che rappresenta il termine dell'accrescimento longitudinale delle dendriti, seguito da una fase che vede l'ispessimento o crescita laterale delle dendriti. Il punto di minimo ci rileva inoltre che si è completata la

formazione della rete dendritica, la capacità di alimentazione del liquido diventa limitata.

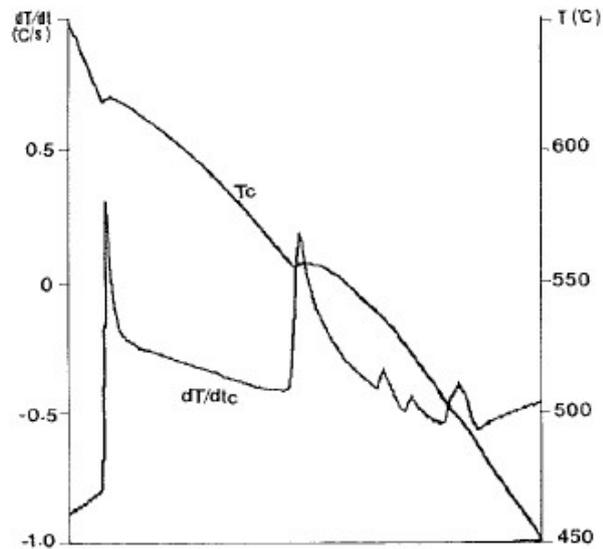


Figura 2.11 Curva di raffreddamento misurato al centro e curva della derivata prima rispetto al tempo [16]

Risulta inoltre interessante conoscere la frazione solida formata in funzione del tempo (Figura 2.12)

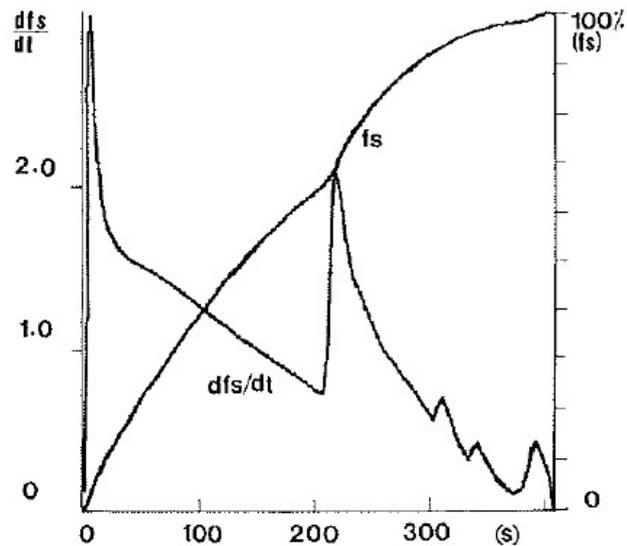


Figura 2.12 Curva del tasso relativo di solidificazione e della frazione solida in funzione del tempo [16]

In Figura 2.13 si può vedere come la velocità di raffreddamento influisca anche sulla dimensione dei grani.

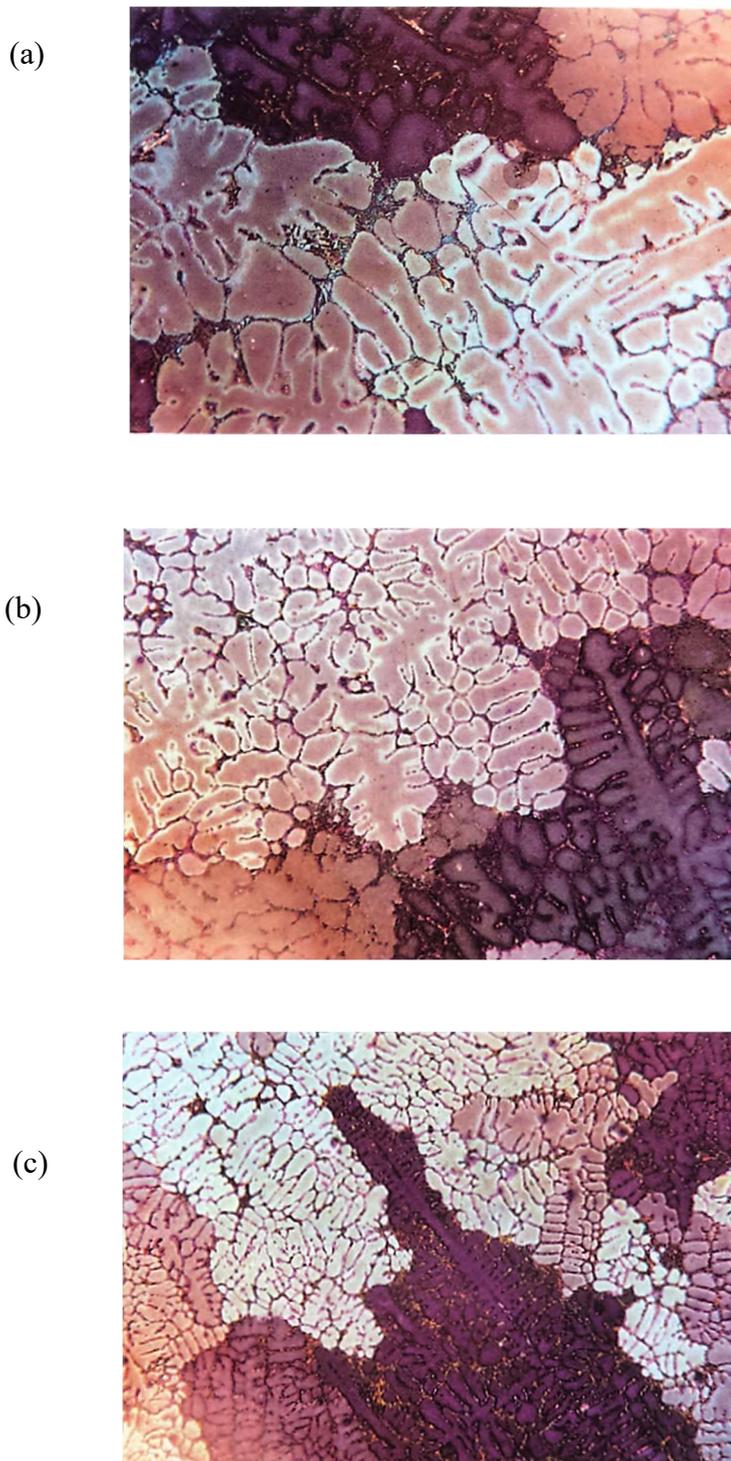


Figura 2.13 Grani e dendriti della lega C355.2 raffreddata ad (a) 0.3 K/s, (b) 0.5 K/s e (c) 4.6 K/s [16]

Elevate velocità di raffreddamento rallentano i fenomeni diffusivi e portano alla formazione di una struttura fine che contribuisce ad incrementare le proprietà meccaniche.

Prendendo come esempio un getto da fonderia raffreddamenti veloci avvengono generalmente in prossimità delle pareti grazie ad uno scambio termico elevato mentre al centro avremo raffreddamenti più lenti; anche getti di forma complessa, con differenti spessori, comportano raffreddamenti disomogenei che portano alla precipitazione delle medesime fasi a differenti temperature.

Una differente temperatura di formazione dei medesimi precipitati all'interno dello stesso getto può causare problemi quando il getto viene riscaldato in fasi successive alla colata. Durante un trattamento termico di solubilizzazione, ad esempio, una temperatura troppo elevata nelle zone raffreddate velocemente, può indurre la formazione di bruciature e quindi portare a non conformità il componente.

Sarà necessaria dunque una corretta scelta della temperatura di trattamento termico che dovrà essere inferiore alla temperatura più bassa di formazione dei precipitati.

2.3 Trattamenti Termici della lega AlSi5Cu1Mg

I getti realizzati con la lega d'alluminio in esame vengono trattati termicamente prima di essere posti in esercizio: molto spesso viene fatto un trattamento termico T6 che consiste in una solubilizzazione, tempra ed invecchiamento artificiale completo.

In Figura 2.14 è mostrata la microstruttura della lega AlSi5Cu1Mg post trattamento termico. Kuijpers, et al [17] hanno riscontrato che la maggior parte delle particelle con forma aciculare subisce un processo di sferoidizzazione durante il trattamento termico; in particolare la fase β -Al₅FeSi aciculare, dopo trattamento, viene trasformata in fase α -Al (Fe Mn) Si con forma tondeggiante.

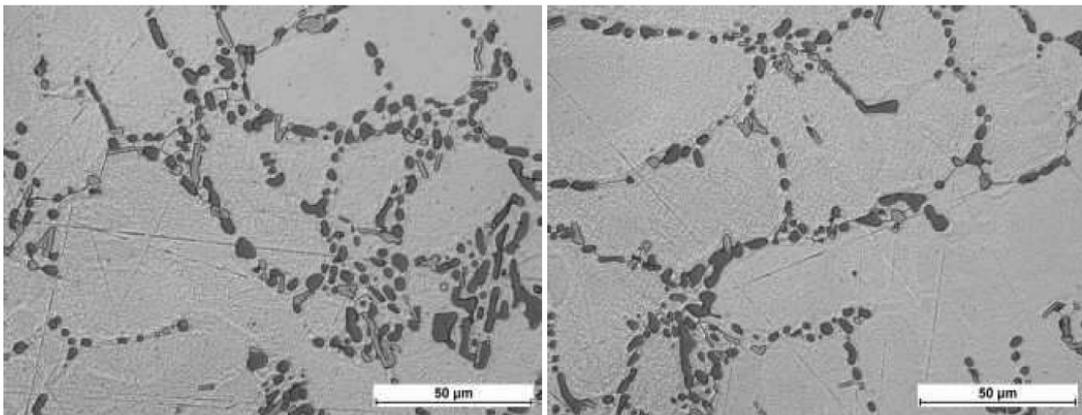


Figura 2.14 Microstruttura della lega AlSi5Cu1Mg dopo trattamento termico T6 [3]

Questa trasformazione è stata investigata a fondo studiando il processo di omogenizzazione di una lega della famiglia 6000. Allo stato colato la lega presenta a bordo grano particelle di forma lamellare β -Al₅FeSi e precipitati Mg₂Si nucleati vicino le β -particelle. Dopo due ore di omogenizzazione a 540°C si vede che particelle α -Al (Fe Mn) Si iniziano a nucleare sulle particelle β -Al₅FeSi e che i precipitati Mg₂Si sono dissolti nella matrice di alluminio. Passate 32h di trattamento è possibile notare che i precipitati β -Al₅FeSi si sono trasformati completamente in particelle α -Al (Fe Mn) Si di forma sferica.

In Figura 2.15 sono riportate le fasi della trasformazione.

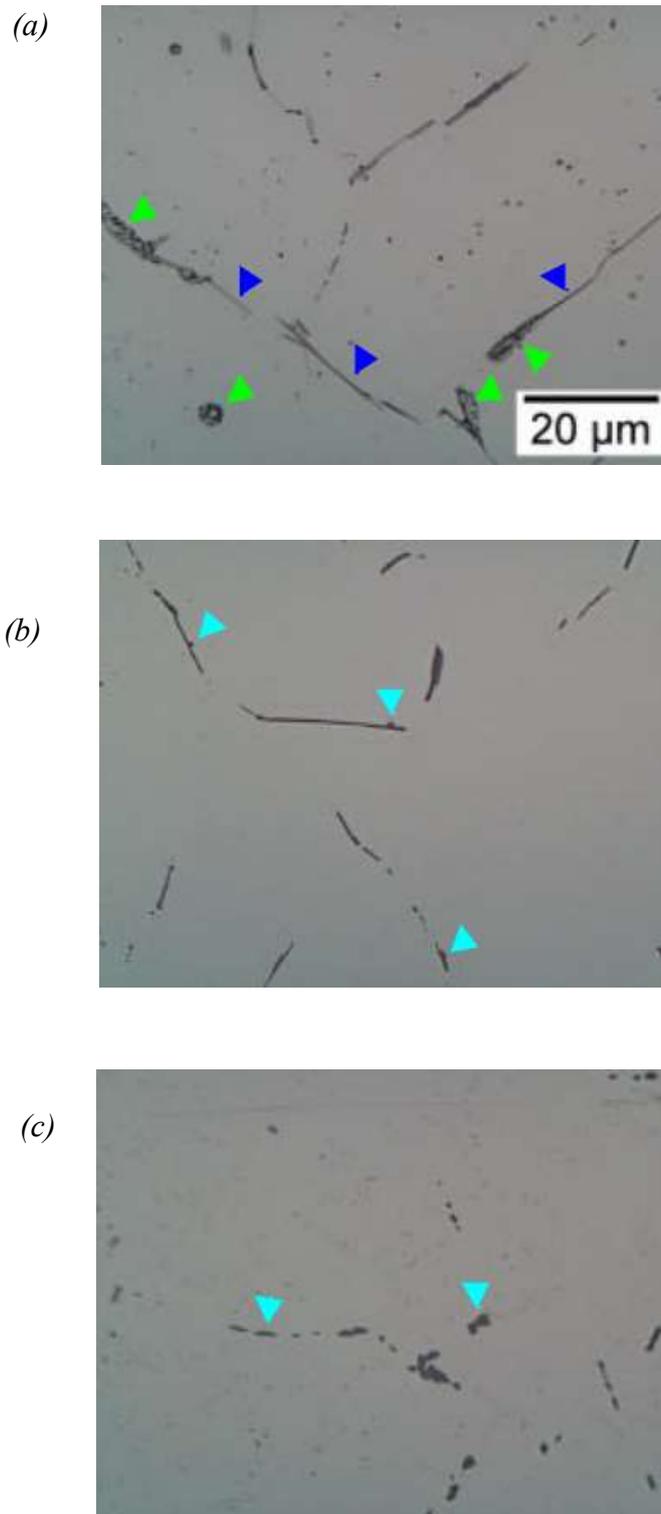


Figura 2.15 Trasformazione fase β -Al₅FeSi (a) precipitati lamellari β -Al₅FeSi (blu) e Mg₂Si (verde), (b) inizio nucleazione particelle α -Al (Fe Mn), (c) fine trasformazione [17]

Confrontando le micrografie (Figura 2.16) della lega, prima e dopo trattamento termico (520° per 5h), si può notare come la morfologia del Si eutettico venga modificata: si passa da una struttura aghiforme ad una più affinata a scrittura cinese con particelle di forma tondeggiate.

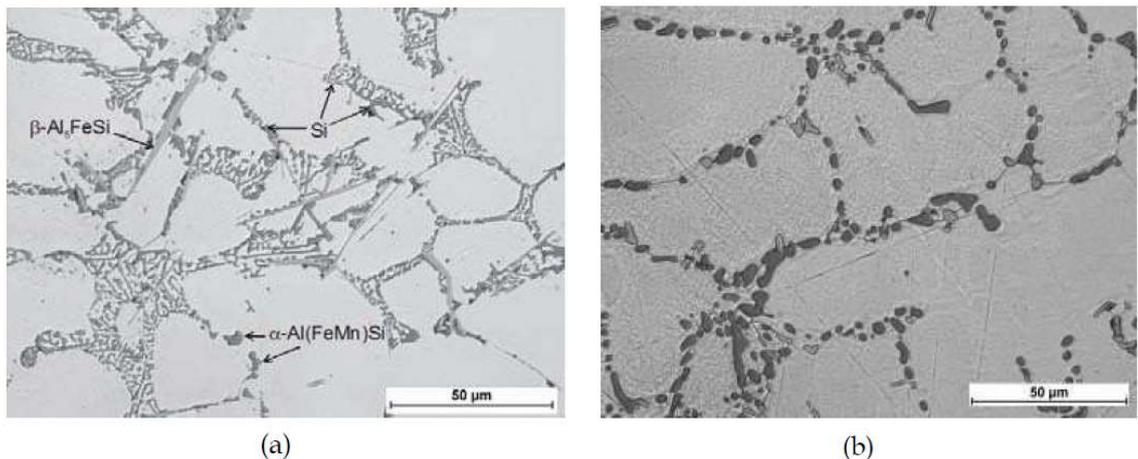


Figura 2.16 Confronto tra lega AlSi5Cu1Mg (a) allo stato colato e (b) lega dopo trattamento T6 [3]

Durante il trattamento termico di solubilizzazione si è notato che le fasi β -Mg₂Si, Al₂Cu e Al₅Cu₂Mg₈Si₆ dissolvono nella matrice α -Al. Il successivo trattamento termico di invecchiamento a 250°C per 5h porta alla formazione di una soluzione solida sovrasatura rafforzata con particelle intermetalliche di β -Mg₂Si e Al₂Cu.

Per poter identificare le fasi formate dopo trattamento termico si è sfruttato un microscopio a scansione (SEM) associato all' EDS; la Figura 2.17 mostra la micrografia della lega e la relativa analisi EDS. E' stato quindi rilevato che i precipitati di forma sferica sono costituiti da Silicio eutettico (1) mentre quelli a scrittura cinese (2) sono costituite da Al, Si, Mn, e Fe.

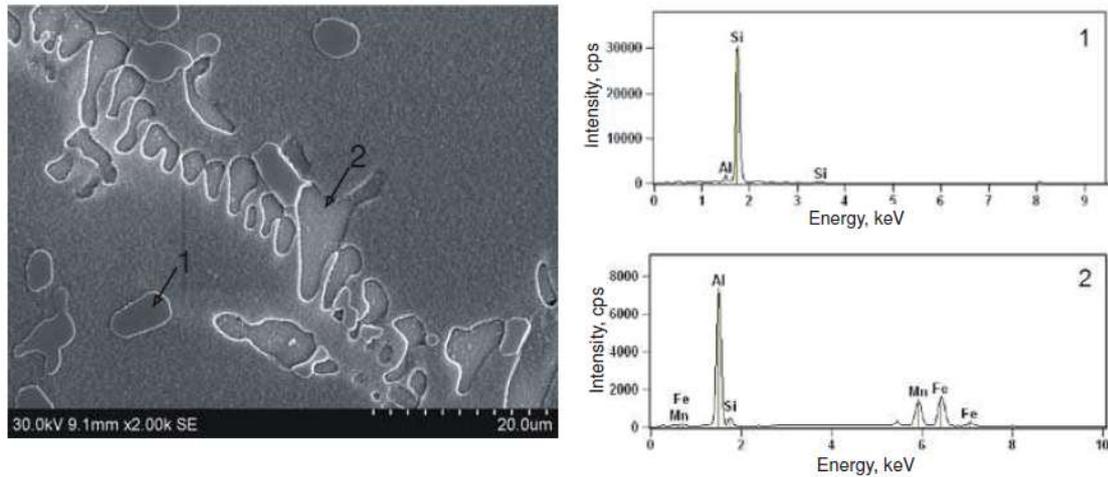


Figura 2.17 (a) Micrografia SEM della lega AlSi5Cu1Mg dopo trattamento termico e (b) corrispondenti spettri EDS acquisiti nelle posizioni indicate [5]

Dal momento che risulta piuttosto difficile produrre un'identificazione dettagliata con il solo ausilio del microscopio elettronico a scansione sono state effettuate analisi XRD e con il microscopio elettronico a trasmissione al fine di classificare con precisione le fasi presenti nella lega. Il microscopio elettronico a trasmissione (TEM) permette di individuare anche precipitati nanometrici non rilevabili con il microscopio a scansione.

La microstruttura della lega, esaminata dopo il trattamento termico, presenta precipitati primari delle fasi intermetalliche combinati con le particelle indurenti altamente disperse. Le micrografie TEM (Figure 2.18 e 2.19) e le analisi XRD (Figura 2.20) dimostrano che i precipitati indurenti presenti nella lega sono β -Mg₂Si e θ' -Al₂Cu.

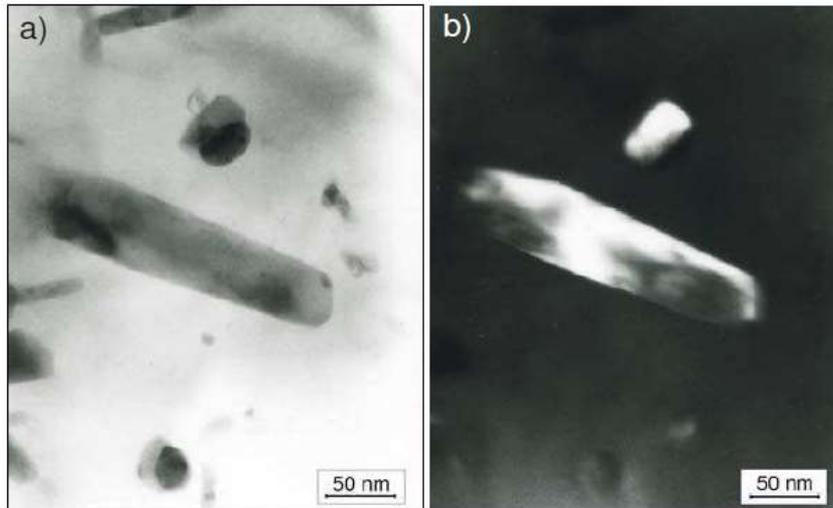


Figura 2.18 Precipitati β -Mg₂Si rilevati con micrografia TEM [3]

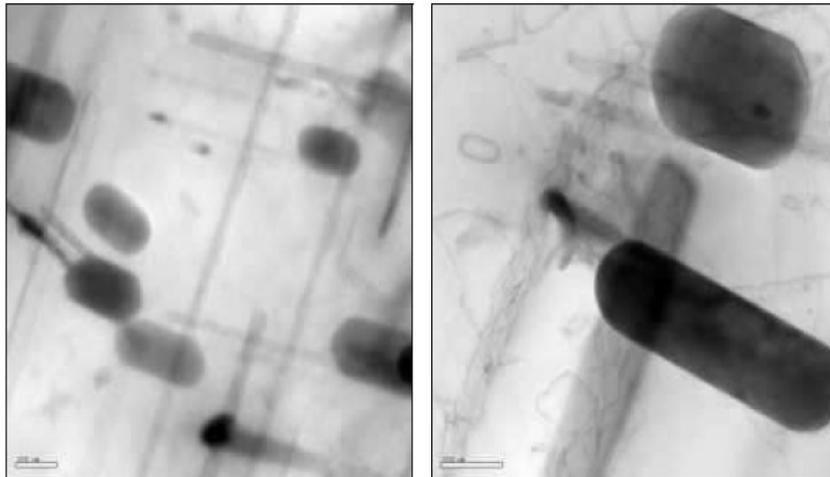


Figura 2.19 Precipitati θ' -Al₂Cu rilevati con micrografia TEM [3]

I lavori di G. Mrówka-Nowotnik et al. [5] rivelano che la presenza delle fasi β (Mg₂Si), θ -Al₂Cu e altri precipitati di fasi intermetalliche contenenti Si, Fe e Mn giocano un ruolo significativo sull'incremento delle proprietà meccaniche della lega.

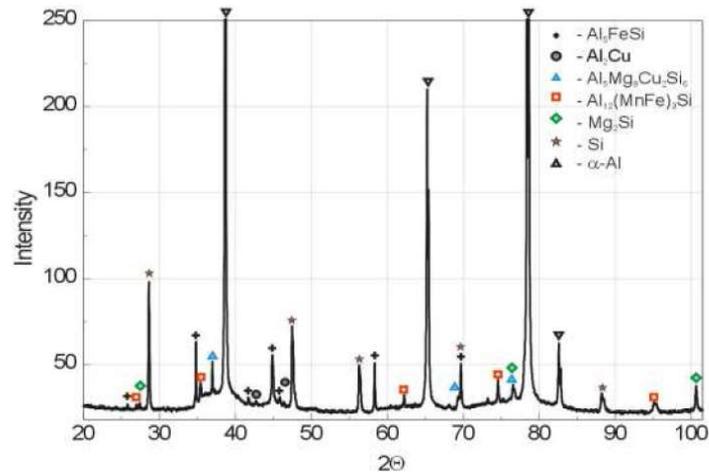


Figura 2.20 Analisi XRD sulla lega AlSi5Cu1Mg dopo il trattamento T6 [5]

Vediamo ora come temperatura e durata dell'invecchiamento influiscono sulle proprietà meccaniche della lega. La Figura 2.21 mostra gli effetti della durata di invecchiamento artificiale sulla lega C355.0.

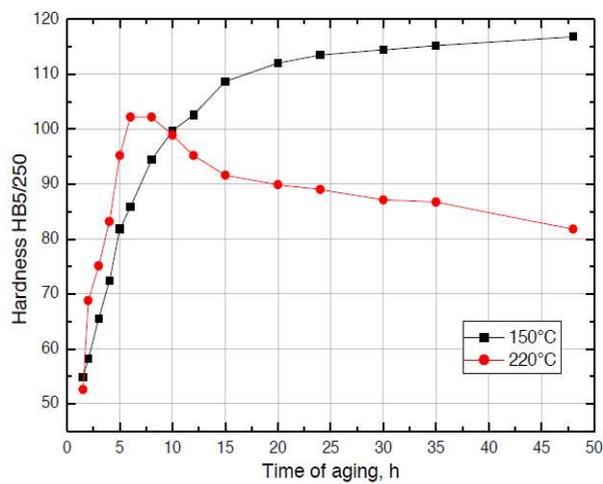


Figura 2.21 Variazione della durezza in funzione del tempo di invecchiamento a 150°C e 220°C [5]

Si può vedere dal grafico come la durezza della lega C355.0 varia in funzione del tempo di invecchiamento e della temperatura alla quale il trattamento viene eseguito.

La durezza dei campioni invecchiati a 150°C aumenta proporzionalmente al tempo di invecchiamento mentre quella dei campioni trattati a 220°C ha da subito un rapido incremento, un picco e poi un abbassamento. Con temperature di invecchiamento troppo elevate il precipitato risulta grossolano e anche con tempi brevi di trattamento diventa incoerente (fenomeno del sovra-invecchiamento) con diminuzione dell'effetto di rafforzamento.

Mediante prove di trazione sono state valutate le proprietà meccaniche dei campioni di lega C355.0 trattati termicamente e i risultati sono riassunti nella Tabella 2.8 [5]. Si può notare come all'aumentare del tempo di invecchiamento la tensione di rottura continui ad aumentare mentre l'allungamento percentuale rimanga pressoché invariato.

Tempo di Invecchiamento [h]	Tensione di Snervamento [MPa]	Tensione di Rottura [MPa]	Allungamento %	Tensione di Snervamento [MPa]	Tensione di Rottura [MPa]	Allungamento %
	150°C			220°C		
3	148.2	153.2	9.0	165.1	187.1	8.3
5	159.7	185.7	8.1	178.6	242.6	7.6
7	172.8	230.0	7.8	188.4	282.8	7.5
10	190.0	269.2	7.6	208.0	294.9	7.7
15	202.3	297.0	8.0	211.9	294.9	8.2
21	205.1	307.3	8.1	211.9	290.7	8.4
32	204.7	306.9	8.3	211.9	281.3	8.6
42	202.8	300.6	8.2	211.6	272.0	8.9

Tabella 2.8 Effetto delle temperature e tempi di invecchiamento sulle proprietà meccaniche della lega d'alluminio C355.0 [5]

In Figura 2.22 vengono riportati tre grafici che permettono di confrontare agilmente i valori di snervamento, rottura e allungamento ottenuti alle diverse temperature di invecchiamento. Possiamo notare come incrementi la tensione di rottura fino alle 10h di trattamento a 220°C e fino alle 15/20h per i provini trattati a 150°C. Superando le 20 h di trattamento, con entrambe le temperature, si va incontro ad un deterioramento delle proprietà meccaniche. Per quanto riguarda l'allungamento percentuale possiamo notare un rapido decadimento con brevi tempi di trattamento (fino a 10h) ed un successivo recupero prolungando il tempo di trattamento.

Secondo N. Belov, A. et al [18] l'incremento delle proprietà meccaniche che si verifica nelle prime fasi dell'invecchiamento sono dovute alle vacanze che favoriscono i meccanismi diffusivi e la formazione di un elevata frazione di volume di zone GP1 (Guinier-Peterson) seguite dalla formazione di precipitati metastabili di rinforzo GP2 di fase θ'' , β'' e/o θ' , β' precursori dell'equilibrio delle fasi β -Mg₂Si and θ -Al₂Cu.

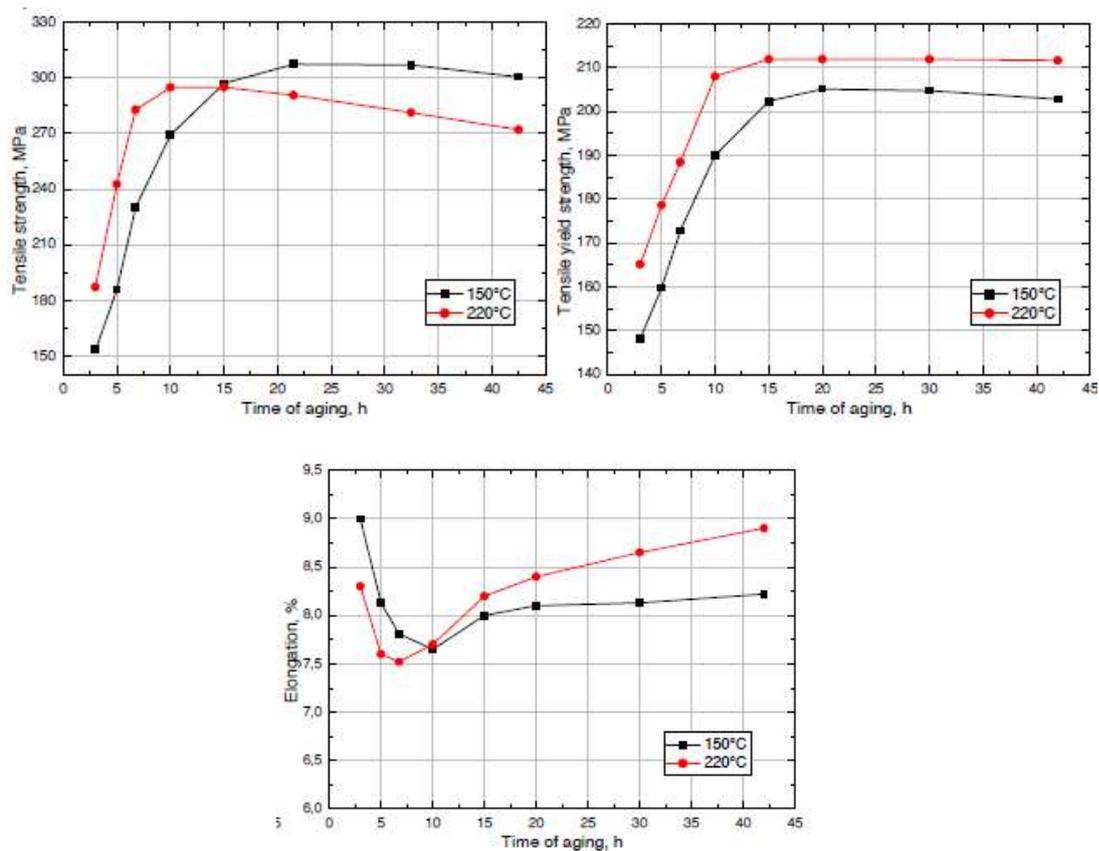


Figura 2.22 Effetto dell'invecchiamento sulla tensione di rottura, snervamento e allungamento percentuale della lega C355.0 [5]

Ceschini et al. [19] hanno condotto studi focalizzati sul sovra-invecchiamento delle leghe d' alluminio C355 e sulle loro proprietà meccaniche. In particolare è stato fatto un confronto sulla resistenza al sovra-invecchiamento tra una lega C355 e una lega A356 più comunemente impiegata (Figura 2.23).

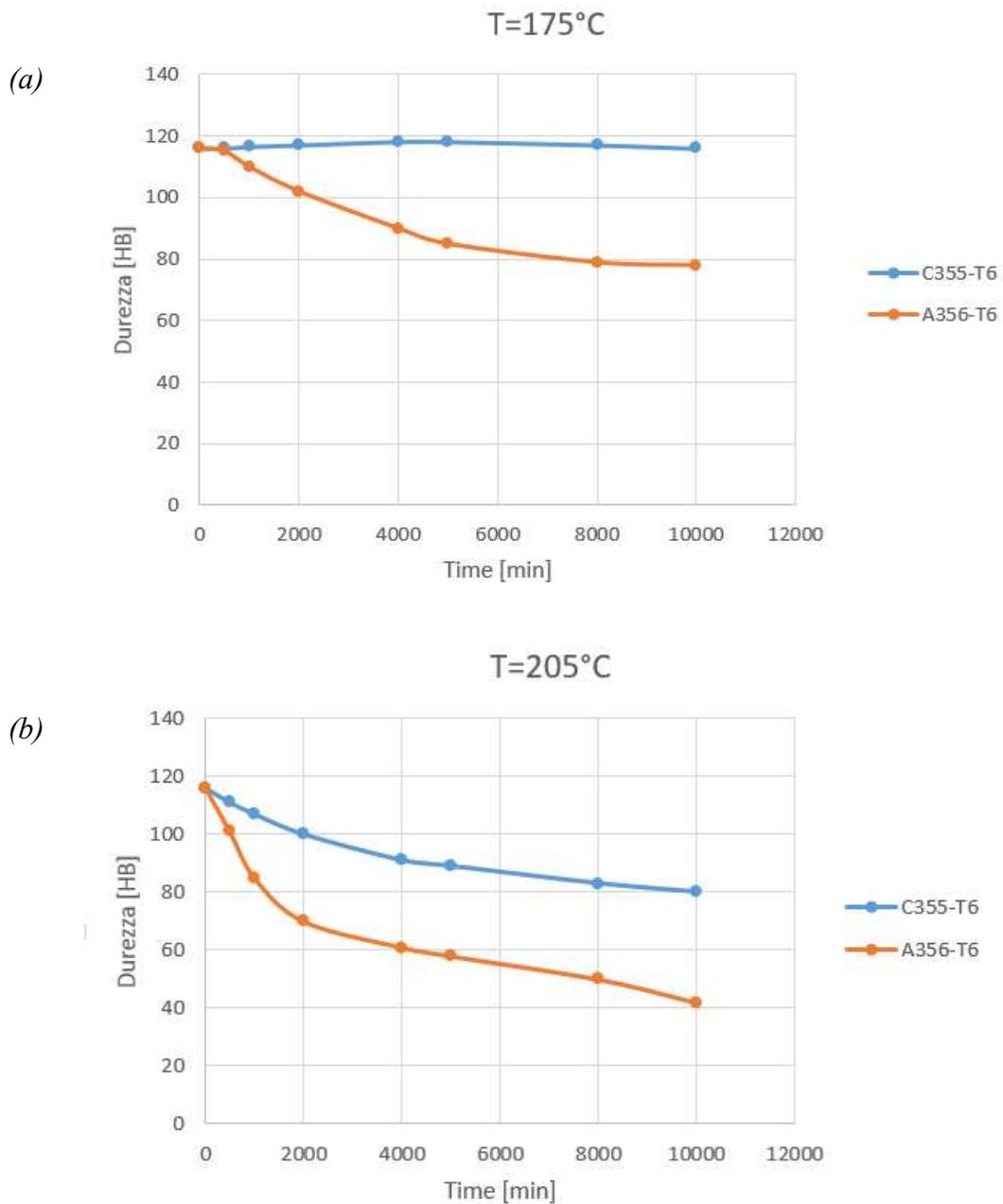


Figura 2.23 Confronto tra le curve di degrado delle leghe C355-T6 e A356-T6 ad (a) 175°C e (b) 205°C [19]

Dalle figure si evince che il picco di durezza è lo stesso per entrambe le leghe, ma l'esposizione ad elevate temperature porta ad un decadimento più significativo delle proprietà meccaniche per la lega A 356-T6. Invecchiando ad una temperatura di 175°C possiamo notare come il valore di durezza rimanga pressoché invariato per la lega C355 mentre la lega A356 subisce un significativo decremento. A 205°C, la C355 risulta più stabile e subisce un decremento meno brusco della durezza rispetto la A356.

In Figura 2.24 sono riportate le proprietà meccaniche delle due leghe; pur partendo da valori massimi molto simili si può notare come la lega C355 risulti meno sensibile al fenomeno del sovra-invecchiamento e mantenga quasi inalterate le sue proprietà rispetto la lega A356 che vede degradate le sue proprietà a causa del sovrainvecchiamento.

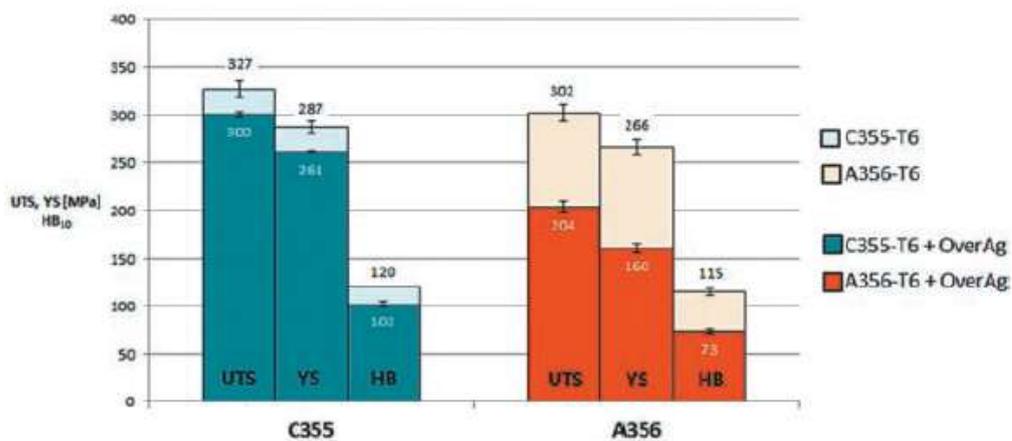


Figura 2.24 Confronto proprietà meccaniche tra lega C355 e A356 allo stato T6 e allo stato sovra-invecchiato [19]

CONCLUSIONI:

In questo lavoro di tesi si è analizzato il processo di solidificazione di una lega AlSi5Cu1Mg e si è visto come la composizione chimica e la velocità di raffreddamento influiscano sulle proprietà meccaniche finali.

E' stato messo in evidenza come la velocità di raffreddamento determini le temperature di formazione dei precipitati, quindi si è parlato dell'importanza della scelta di una corretta temperatura di trattamento termico per non incorrere in fenomeni quali bruciature che possono portare alla non conformità del componente finito.

I test riguardanti i trattamenti termici hanno permesso di individuare le migliori temperature e tempistiche di processo mettendo in evidenza come una temperatura troppo elevata in fase di invecchiamento possa essere penalizzante per le proprietà meccaniche del getto.

La parte finale del lavoro che vede il confronto tra la lega C355.0 e una convenzionale lega Al-Mg-Si ha permesso di evidenziare come la prima soffra meno del fenomeno del sovra-invecchiamento e sia più stabile ad elevate temperature mantenendo praticamente inalterate le sue proprietà meccaniche. Le ragioni di questo comportamento sono da ricercare nella presenza del rame in lega che induce non solo un incremento delle proprietà meccaniche in condizione T6, ma anche una migliorata stabilità termica del materiale, caratteristica che rende la lega C355 di grande interesse per la realizzazione di getti trattabili termicamente per applicazioni ad alta temperatura.

BIBLIOGRAFIA:

[1] Franco Bonollo Dispensa Leghe d'alluminio, Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali, Università di Padova Sede di Vicenza
www1.diccism.unipi.it/Valentini_Renzo/...%20meccanica/disp_leghe_alluminio.pdf

[2] Normativa Europea Alluminio e leghe d' alluminio composizione chimica e proprietà meccaniche UNI EN 1706 Aprile 2010 UNI Ente Nazionale Italiano di Unificazione Via Sannio, 2 20137 Milano, Italia

[3] Grażyna Mrówka-Nowotnik *Intermetallic Phases Examination in Cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 Aluminium Alloys in As-Cast and T6 Condition Archives of Materials Science and Engineering Volume 38 pag69-77, Agosto 2009 Department of Materials Science, Rzeszów University of Technology, ul. W. Pola 2, 35-959 Rzeszów, Poland ,mrowka@prz.edu.pl*

[4] L. Bäckerud, G. Chai, *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys 3, American Foundry Society, Des Plaines, Illinois, 1992 Metallurgica and Materials Transactions A Volume 26 pag. 695-700*

[5] G. Mrówka-Nowotnik*, J. Sieniawski *Microstructure and mechanical properties of C355.0 cast aluminium alloy Archives of Materials Science and Engineering Volume 47 pag. 85-94 Febbraio 2011 Department of Materials Science, Rzeszów University of Technology, ul.W. Pola 2, 35-959 Rzeszów, Poland*

*Corresponding author: E-mail address: mrowka@prz.edu.pl

[6] L.A. Dobrzański a*, R. Maniara a, M. Krupiński a, J.H. Sokolowski b *Microstructure and mechanical properties of AC AlSi9CuX alloys Archives of Materials Science and Engineering Volume 24 pag. 85-94 Ottobre 2007*

Division of Materials Processing Technology, Management and Computer Techniques in Materials Science, Institute of Engineering Materials and Biomaterials, Silesian University of Technology, ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland

**E-mail address: leszek.dobrzanski@polsl.pl*

[7] Ji, Y. Guo, F. & Pan, Y. (2008). *Microstructural characteristics and paint-bake response of Al-Mg-Si-Cu alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China*

[8] Lodgaard, L. & Ryum, N. (2000). *Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys, Materials Science and Engineering*

[9] Grażyna Mrówka-Nowotnik *Rzeszów University of Technology, Department of Materials Science Poland*

[10] L.F. Mondolfo, *Aluminium Alloys: Structure and Properties, London-Boston, Butterworths, 1976.*

[11] Warmuzek, M., Rabczak, K. & Sieniawski, J. (2005). *The course of the peritectic transformation in the Al-rich Al-Fe-Mn-Si alloys, Journal of Materials Processing Technology, No. 162-163, pp. 422-428*

[12] Liu, Y.L. Kang, S.B. & Kim, H.W. (1999). *The complex microstructures in as-cast Al-Mg-Si alloy, Materials Letters, No. 41, pp. 267-272*

[13] Belov, N.A., Eskin, D.G. & Avxentieva, N.N. (2005). *Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys, Acta Materialia, No. 53 pp.4709-4722*

[14] L.A. Dobrzański*, W. Borek, R. Maniara *Influence of the crystallization condition on Al-Si-Cu casting alloys structure*

Archives of Materials Science and Engineering Volume 24 Ottobre 2007

Division of Materials Processing Technology, Management and Computer Techniques in Materials Science, Institute of Engineering Materials and Biomaterials, Silesian

University of Technology, ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland Light Metals Casting Technology Group 401 Sunset Avenue, Windsor N9B 3P4, Ontario, Canada

**Corresponding author: E-mail address: leszek.dobrzanski@polsl.pl*

[15] M. Wierzińska, J. Sieniawski Effect of morphology of eutectic silicon crystals on mechanical properties and cleavage fracture toughness of AlSi5Cu1 alloy*

Archives of Materials Science and Engineering Volume 14 Ottobre 2006

Rzeszów University of Technology, ul. W. Pola 2, 35-959 Rzeszów, Poland

** Corresponding author: E-mail address: mwierzb@prz.edu.pl*

[16] Lennart Backerud, Guocai Chai, Jarmo Tamminen. solidification characteristic of aluminum alloys

Volume 2 Foundry Alloys Department of Structural Chemistry, Arrhenius Laboratory, University of Stockholm, S-106 91 Stockholm SWEDEN

*[17] N.C.W. Kuijpers, W.H. Kool, P.T.G. Koenis, K.E. Nilsen, I. Todd, S. van der Zwaag, Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and α -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys, *Materials Characterization* 49 (2003) 409-420.*

[18] N.A. Belov, A.A. Aksenov, D.G Eskin, Iron in aluminium alloys, Taylor & Francis Inc, New York, 2002

Moscow Institute of Steel and Alloys, Russia e D.G Eskin the Netherlands Institute for Metals Research Metals Research

[19] L. Ceschini, Alessandro Morri, Andrea Morri, F. Rotundo, S. Toschi Heat treatment response and influence of overaging on mechanical properties of C355 cast aluminum alloy Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN),

Alma Mater Studiorum – Università di Bologna, V.le Risorgimento 4, 40136 Bologna