

SCUOLA DI SCIENZE

Dipartimento di Chimica Industriale "Toso Montanari"

Corso di Laurea Magistrale in

Chimica Industriale

Classe LM-71 - Scienze e Tecnologie della Chimica Industriale

**Caratterizzazione di leghe di alluminio da
fonderia per impieghi motoristici**

Tesi di laurea sperimentale

CANDIDATO

Cristiano Luciani

RELATORE

Chiar.mo Prof. Alessandro Morri

CORRELATORI

Lorella Ceschini

Carla Martini

Fabio Rotundo

Stefania Toschi

Sessione III

Anno Accademico 2011-2012

ABSTRACT

L'alluminio e le sue leghe sono fra i materiali più importanti nell'ambito della ingegneria meccanica e trovano spazio in tutti i principali settori dell'industria aerospaziale e motoristica. La loro versatilità è legata principalmente all'elevata resistenza specifica indotta dal trattamento termico, all'ottima resistenza alla corrosione e all'elevata conducibilità elettrica e termica. Purtroppo l'effetto di rinforzo indotto del trattamento termico viene ad essere compromesso nel caso di applicazioni delle leghe a temperature superiori ai 200°C.

Negli ultimi anni, al fine di aumentare l'efficienza e la potenza dei motori endotermici, le temperature a cui questi sono sottoposti si sono innalzate. Per tale ragione si stanno sviluppando e studiando leghe che, attraverso l'aggiunta di opportuni elementi, possano mantenere alte proprietà meccaniche anche a temperature superiori ai 200°C.

L'obiettivo della presente ricerca è valutare l'influenza della microstruttura sulle proprietà meccaniche in temperatura di due leghe di alluminio per applicazioni in fonderia, C355 e A354, aventi come elementi principali di lega Si, Cu e Mg.

Aluminium and its alloys are important materials in the field of mechanical engineering, in particular aerospace and automotive sectors. Their versatility is mainly due to the high specific resistance induced by the heat treatment, excellent corrosion resistance and high electrical and thermal conductivity. Unfortunately the reinforcing effect, induced by heat treatment, is not effective if the alloys are employed at temperatures above 200°C.

In order to increase the efficiency and power of endothermic engines, the temperatures at which these are subjected have risen. For this reason they are developing and studying alloys which, through the addition of suitable elements, can maintain high mechanical properties even at temperatures higher than 200°C.

The objective of this study is to evaluate the influence of the microstructure on the mechanical properties of C355 and A354 alloys after exposure to high temperatures.

INDICE

- Cap. 1 ALLUMINO E LE SUE LEGHE	pag.1
-1.1 Proprietà chimico – fisiche generali dell’alluminio	pag.2
-1.2 Nomenclatura	pag.6
-1.3 Produzione leghe di alluminio	pag.8
-1.4 Elementi nelle leghe di alluminio	pag.11
-1.5 Proprietà meccaniche delle leghe di alluminio	pag.16
- Bibliografia	pag.20
- Cap. 2 LEGHE DA FONDERIA	pag.21
-2.1 Leghe Al-Si	pag.21
-2.2 SDAS	pag.23
-2.3 Morfologia del Si eutettico e modificatori	pag.24
-2.4 Composti intermetallici	pag.25
-2.5 Effetti porosità	pag.28
-2.6 Lega A356	pag.31
-2.7 Leghe Al-Si-Cu-Mg: C355 e A354	pag.33
2.7.1 Lega C355	pag.34
2.7.2 Lega A354	pag.40
- Bibliografia	pag.47
- Cap. 3 TRATTAMENTI TERMICI DELLE LEGHE DI ALLUMINIO	pag.49
-3.1 Cenni meccanismi di rinforzo per precipitazione	pag.50
3.1.1 Vacanze	pag.51
3.1.2 Dislocazioni	pag.51
-3.2 Trattamenti di ricottura	pag.52
-3.3 Trattamento di tempra	pag.56
-3.4 Invecchiamento	pag.58
- Bibliografia	pag.62
- Cap. 4 TECNOLOGIE DI FONDERIA	pag.63
-4.1 Colata in sabbia verde	pag.63
-4.2 Colata in conchiglia in gravità	pag.65
-4.3 Colata a bassa pressione	pag.66
-4.4 Pressocolata	pag.68
- Bibliografia	pag.70

- Cap. 5 ATTIVITA' SPERIMENTALE	pag.71
-5.1 Materiali e prove	pag.71
-5.2 Caratterizzazione meccanica e microstrutturale	pag.75
-5.3 Risultati	pag.78
5.3.1 Prove a temperatura ambiente	pag.78
5.3.2 Prove ad alta temperatura (200°C)	pag.82
5.3.3 Prove ad alta temperatura dopo esposizione a T° elevata	pag.85
5.3.4 Caratterizzazione microstrutturale	pag.88
-5.4 Conclusioni	pag.101
- Bibliografia	pag.103

CAPITOLO 1.

ALLUMINIO E LE SUE LEGHE

L'alluminio (Al) è il tredicesimo elemento della tavola periodica, ha un peso atomico di 26.98uma e fa parte del 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.

E' leggero, malleabile e duttile (grazie al reticolo cubico a facce centrate CFC con distanza reticolare di 4,0494 Å in cui cristallizza), con temperatura di fusione relativamente bassa (la temperatura di fusione è 660°C); è molto diffuso in natura sotto forma di ossido idrato, da cui si ricava. Viene poco impiegato allo stato puro, ma è tuttavia di grande importanza industriale perché costituisce l'elemento di base per la produzione delle leghe leggere. Questo metallo inoltre è molto avido di ossigeno e all'aria si ricopre immediatamente di un leggero strato di ossido che lo protegge da un'ulteriore più profonda ossidazione (passività dell'alluminio). Questa passivazione dell'alluminio è un fattore positivo per le caratteristiche del materiale in presenza di determinati tipi di ambienti, in quanto va a proteggere il materiale da eventuali agenti che potrebbero generare corrosione. La sua densità e modulo elastico sono circa un terzo di quelle dell'acciaio e visto l'eccellente rapporto resistenza/densità, può esser applicato in larga scala in settori dove siano necessarie alte prestazioni unite a leggerezza del materiale; presenta, inoltre, ottima conducibilità termica ed elettrica ed una grande resistenza a corrosione [1,2].

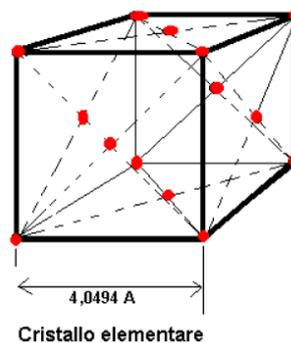


Figura 1.1: struttura CFC [2]

1.1 PROPRIETA' CHIMICO - FISICHE GENERALI DELL'ALLUMINIO

L'alluminio, il cui nome deriva da allumina, fu estratto dalla bauxite per la prima volta da H.C. Oersted [3] nel 1825. Dopo l'ossigeno e il silicio, è l'elemento più abbondante nella litosfera, di cui costituisce circa l'8%. E' presente in forma di silicati e di ossidi in molti minerali della crosta terrestre ad esempio nei feldspati, miche, argille e corindone.

E' un metallo molto elettropositivo e facendo parte del III gruppo presenta soltanto lo stato di ossidazione +3; l'alluminio ha una grande affinità per l'ossigeno e, se molto finemente suddiviso, può bruciare all'aria formando l'ossido Al_2O_3 con una reazione fortemente esotermica; ciononostante puro e compatto è praticamente inattaccato sia dall'aria sia dall'acqua, poiché si ricopre rapidamente di una sottile e impenetrabile pellicola di ossido che lo protegge da un'ulteriore ossidazione (passivazione). Questa passivazione genera una delle principali caratteristiche dell'alluminio, ovvero la grande resistenza a corrosione che si riduce nel caso delle leghe [3]. L'alluminio può essere attaccato dagli acidi non ossidanti come il cloridrico e il fosforico anche diluiti con svolgimento di idrogeno, mentre è debolmente attaccato dagli acidi organici a caldo, si "passiva", infine, non disciogliendosi in acidi ossidanti come l'acido nitrico concentrato. Dato il suo carattere anfotero, è inoltre facilmente attaccato dagli alcali con formazione dei corrispondenti alluminati:



Con i sali di mercurio forma facilmente un amalgama che decompone l'acqua con svolgimento di idrogeno. Infine, l'alluminio reagisce facilmente con gli alogeni e, ad alta temperatura, con lo zolfo, l'azoto e il fosforo; forma inoltre nelle sue leghe molti composti intermetallici. In Tabella 1.1 vengono elencate le principali caratteristiche chimico-fisiche dell'alluminio.

PROPRIETA' GENERALI		PROPRIETA' ATOMICHE		PROPRIETA' FISICHE	
Nome	alluminio	Massa Atomica in uma (*2)	26,98	Stato di Aggregazione (*3)	Solido
Simbolo	Al	Elettronegatività (Pauling)	1,5	Temperatura di fusione (°C)	660
Numero Atomico	13	Numeri di Ossidazione	+3	Temperatura di Ebollizione (°C)	2467
Periodo	3	Energia di I Ionizzazione (eV)	5,98	Densità (*4)	2,7
Comportamento dell'Ossido (*1)	anfotero	Raggio Atomico (Angstrom)	1,43	Struttura Cristallina	CFC
*1 = Relativo all'ossido con valenza maggiore					
*2 = Un eventuale () indica che il valore riportato è quello dell'isotopo a vita più lunga di un elemento radioattivo che non ha isotopi stabili e la cui massa atomica non può essere definita con precisione					
*3 = alla t = 20°C e P = 1atm					
*4 = per solidi e liquidi è espressa in g/ml a 20°C. Per i gas in g/L a 0°C e 1atm					

Tabella 1.1: principali caratteristiche alluminio [4]

Da un punto di vista tecnologico ed ingegneristico l'alluminio e le sue leghe [5]:

- non infragiliscono alle basse temperature (assenza di temperatura di transizione) e possono essere laminate in fogli sottili fino a 7 micron
- hanno il modulo elastico compreso fra 60-70 GPa e le loro densità (circa 2,7 g cm⁻³) sono circa un terzo quella dell'acciaio (210 GPa e 7,87g cm⁻³)
- hanno, nel caso delle leghe per fonderia, una temperatura di fusione inferiore a quella dell'Al puro e questo le rende idonee a questa applicazione anche se hanno un calore specifico relativamente alto rispetto ad altri metalli (921 J/Kg a 1000°C rispetto ai circa 500 J/Kg dell'acciaio ed ai 377 J/Kg del rame)
- possiedono un coefficiente di espansione termica non è lineare, circa 24*10⁻⁶ K⁻¹, fortemente influenzato dagli elementi di lega o dalla presenza di rinforzo

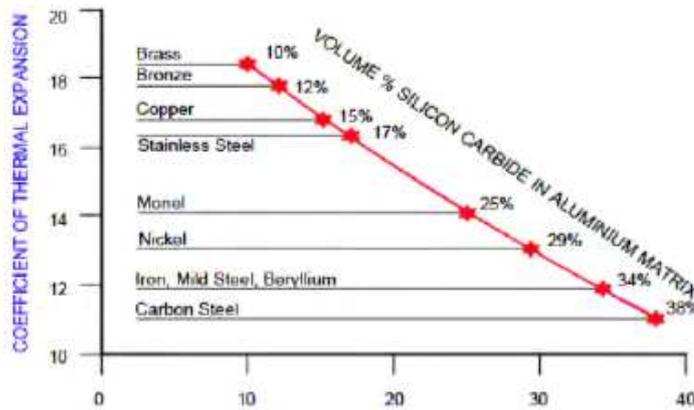


Figura 1.2: rappresentazione confronto coefficienti espansione termica di un composito a matrice di alluminio e le principali leghe metalliche [6]

- hanno una buona conducibilità elettrica ($37,7 \text{ m/W mm}^2 \sim 62\%$ di quella del rame) e termica (242 W/m K , superata solo da Ag, Au e Cu)

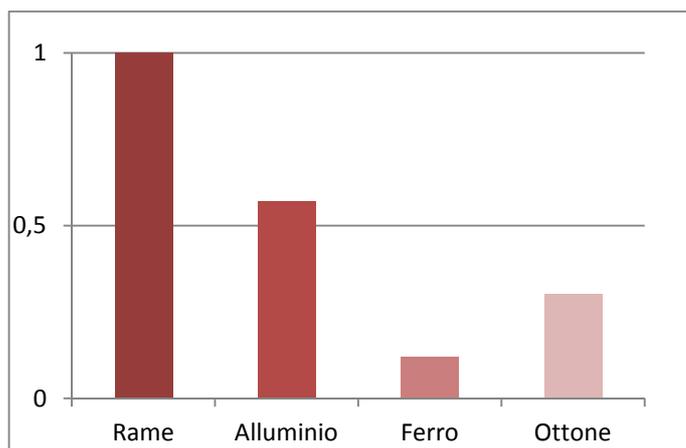


Figura 1.3: conducibilità termica alluminio confrontata ad altri materiali [7]

- sono amagnetiche, quindi sono utilizzabili per l'elettronica e tutti quei settori dove c'è bisogno di sopportare elevati voltaggi
- hanno ottime caratteristiche di deformabilità e fresabilità, rendendo possibile la realizzazione di profilati con sezione complessa

I vantaggi principali dell'alluminio rispetto ad altre leghe metalliche sono:

- elevato rapporto resistenza/peso
- elevata resistenza alla corrosione
- facilità dei processi di fabbricazione
- riciclabilità

Come ogni materiale però, anche le leghe di all'alluminio hanno limiti quali:

- Assenza di limite di fatica
- Bassa resistenza al creep
- Riduzione delle proprietà meccaniche già a temperature dei 200°C
- Scarsa saldabilità.

La bassa resistenza al creep e la caduta di proprietà meccaniche già a 200°C sono imputabili alla bassa temperatura di fusione se confrontata con altri tipi di materiali (es. acciaio 1370÷1530 °C) ed alle basse temperature con cui vengono effettuati i trattamenti termici delle leghe [5].

La scarsa saldabilità, invece, è dovuta all'elevata conducibilità termica che determina un incremento della temperatura del componente saldato anche lontano dal bagno di fusione, con conseguente incremento di estensione della zona termicamente alterata. Altra problematica che si riscontra nella saldatura è la forte tendenza dell'alluminio e delle sue leghe allo stato liquido a ricoprirsi rapidamente di uno strato di ossido, che ostacola il processo di saldatura per il suo elevato punto di fusione. L' Al_2O_3 , inoltre, di peso specifico superiore alle leghe leggere tende a restare inglobato nella saldatura creando zone non omogenee a minor resistenza meccanica.

Altri aspetti da tener presente sono sia la dilatazione termica, sia il ritiro durante la solidificazione che favoriscono la formazione di cricche durante la saldatura. Industrialmente i processi maggiormente impiegati sono:

- TIG (Tungsten Inert Gas Welding): saldatura ad arco in atmosfera inerte con elettrodo di tungsteno in genere alimentato da corrente elettrica (Figura 1.4)
- MIG (Metal Inert Gas welding): saldatura ad arco sotto gas inerte con elettrodo di metallo fusibile alimentato a corrente continua e polarità inversa (Figura 1.5)

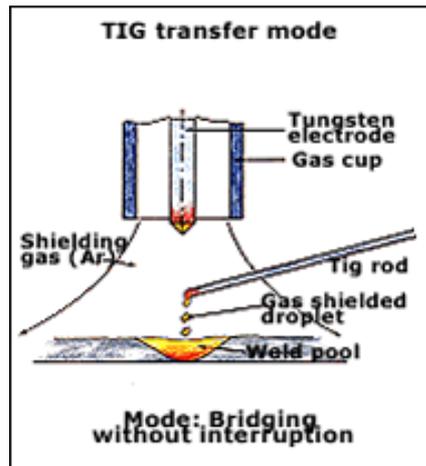


Figura 1.4: Processo TIG [8]

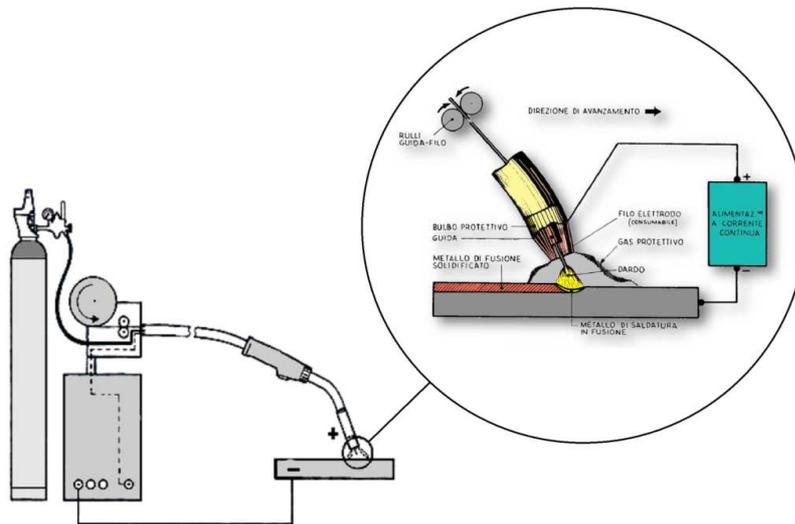


Figura 1.5: Processo MIG [9]

1.2 NOMENCLATURA

Le leghe di alluminio si dividono in due categorie:

- Leghe da fonderia: le leghe particolarmente adatte alla realizzazione di getti e quindi ad essere colate allo stato liquido e a solidificare in una forma che riproduce l'oggetto da realizzare
- Leghe da deformazione plastica: che rappresentano la frazione più importante delle leghe leggere sia in termini numerici che di applicazioni. Sono quelle il cui utilizzo avviene allo stato di semi-lavorati (estrusi, laminati etc.) ottenuti mediante processi di trasformazione plastica di prodotti primari denominati billette o placche.

La lega, a seconda degli elementi presenti, può essere trattabile termicamente o meno. La differenza consiste nel fatto che nelle prime è possibile ottenere la formazione di precipitati fini, omogeneamente dispersi con un'elevata durezza; mentre le leghe non trattabili sono rinforzate per deformazione plastica a freddo. La denominazione IADS (International Alloy Designation System) delle leghe è riportata in Tabella 1.2

Leghe da fonderia			Leghe da deformazione plastica		
1xx.x	Al puro		1xxx	Al puro	
2xx.x	Al-Cu	trattabile termicamente	2xxx	Al-Cu	trattabile termicamente
3xx.x	Al-Si-Cu (Mg)	trattabile termicamente	3xxx	Al-Mn	
4xx.x	Al-Si		4xxx	Al-Si	
5xx.x	Al-Mg		5xxx	Al-Mg	
7xx.x	Al-Zn	trattabile termicamente	6xxx	Al-Mg-Si	trattabile termicamente
8xx.x	Al-Sn	trattabile termicamente	7xxx	Al-Zn-Mg	trattabile termicamente
9xx.x	altre composizioni		8xxx	Al-Li (Sn, Zr, B)	trattabile termicamente

Tabella 1.2: denominazione IADS principali leghe Al [3]

La seconda cifra indica eventuali varianti della composizione originaria, cui è assegnato l'indice 0; l'ultima o le ultime due hanno funzione di classificazione.

Nelle leghe da fonderia, la cifra dopo il punto vale 0 se lo stato di fornitura è in colata; 1 se in lingotto.

Infine anche le leghe da fonderia poi possono essere suddivise in:

- leghe suscettibili di trattamento termico
- leghe non trattabili

1.3 PRODUZIONE LEGHE DI ALLUMINIO

L'alluminio può essere primario, ovvero prodotto a partire dal minerale con un grande apporto di energia ($26 \text{ kWh kg}_{\text{Al}}^{-1}$), oppure secondario ovvero riciclato dall'alluminio primario con la sola spesa di energia per la rifusione ($0,7 \text{ kWh kg}_{\text{Al}}^{-1}$); la grande differenza tra i due è data dal grande apporto di energia necessaria alla produzione di nuovo materiale di alluminio, rendendo così il costo finale molto dipendente dal costo dell'energia utilizzata.

Il minerale più importante per la produzione dell'alluminio è la bauxite, un ossido idrato dell'alluminio che contiene dal 50 al 60 % di Al_2O_3 (allumina), dall' 1 al 20 % di Fe_2O_3 (ematite), dall'1 al 10 % di SiO_2 (silice), minori quantità di titanio, zirconio, vanadio ed altri minerali contenenti gli ossidi dei metalli di transizione, con un contenuto di acqua che varia dal 20 al 30 %.



Figura 1.6: bauxite [10]

La bauxite è purificata con il processo Bayer (Figura 1.7) che sfrutta il carattere anfotero dell'ossido di alluminio (allumina). Quest'ultimo è solubile nelle basi forti, mentre l'ossido di ferro(III) non lo è. La bauxite grezza viene disciolta nell'idrossido di sodio (NaOH):



e separata dall'ossido di ferro (III) idrato e dalle altre impurezze insolubili mediante una filtrazione.

L'ossido di alluminio puro precipita quando la soluzione viene raffreddata fino a sovrassaturazione e seminata con germi dell'idrato di alluminio da cristallizzare.



inventarono un processo efficiente per la sua produzione. Il processo Hall-Héroult consiste nella deposizione catodica dell'alluminio dalla criolite fusa (Na_3AlF_6) che contiene l'ossido Al_2O_3 in soluzione.

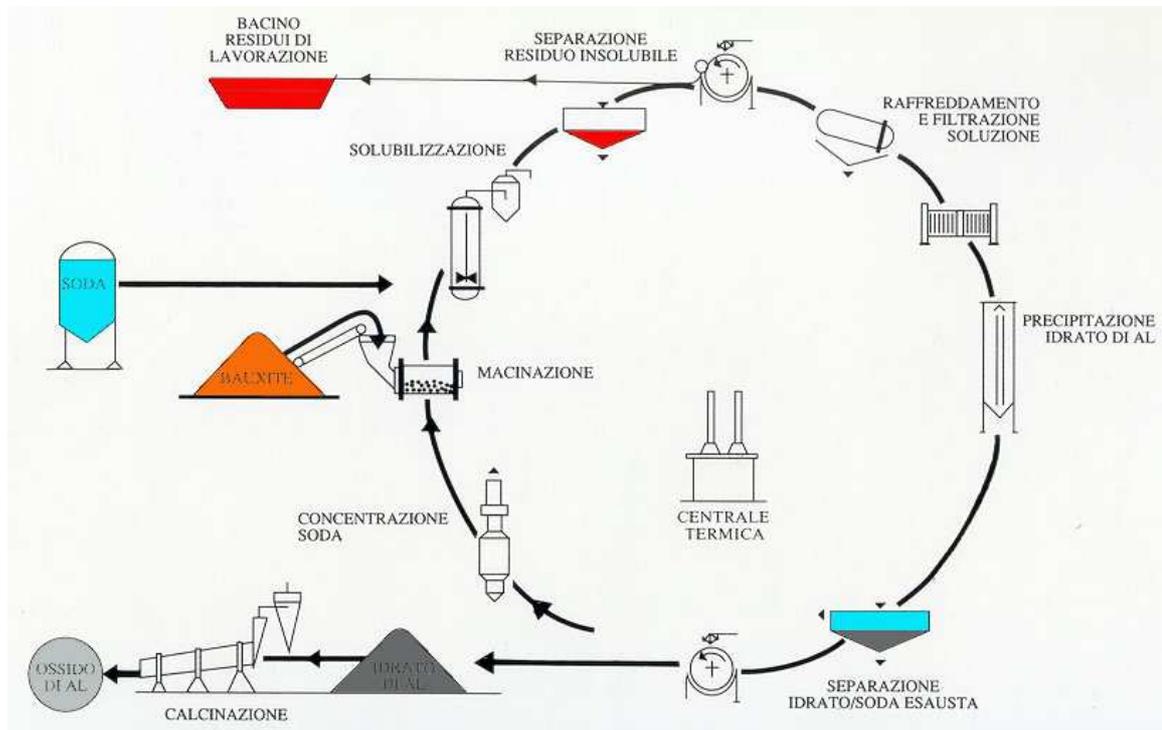


Figura 1.7: processo Bayer per la purificazione bauxite [11]

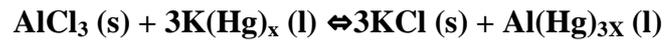
L'acqua di idratazione viene allontanata con una calcinazione a 1200°C .



Si ottiene allumina α di elevata purezza ($\sim 99,5\%$) in forma di polvere bianca molto fine, inerte ed igroscopica. La soluzione di soda caustica viene recuperata riconcentrata e riutilizzata nelle produzioni successive.

Se paragonato al rame, al ferro, all'oro ed al piombo, che erano noti fin dall' antichità, il metallo alluminio è relativamente recente. Sir Humphry Davy lo aveva ottenuto come una lega del ferro e dimostrò la sua natura metallica nel 1809.

Fu isolato da H.C. Oersted nel 1825, in una forma relativamente pura, per mezzo della riduzione del cloruro di alluminio con un' amalgama di potassio sciolto nel mercurio, secondo la reazione:



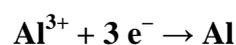
dai cui prodotti era stato rimosso il mercurio per distillazione.

L'alluminio è rimasto una curiosità di laboratorio fino al 1886 quando Charles Hall negli Stati Uniti e Paul Héroult [3] (un francese della stessa età), in modo indipendente, inventarono un processo efficiente per la sua produzione. Il processo Hall-Héroult consiste nella deposizione catodica dell'alluminio dalla criolite fusa (Na_3AlF_6) che contiene l'ossido o Al_2O_3 in soluzione.

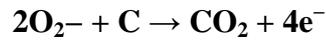


Ogni cella consiste di una vasca rettangolare d' acciaio, lunga 6 m, larga 2m ed alta 1m che funge da catodo, mentre gli anodi di grafite massiccia si estendono dal tetto della cella fin dentro il bagno di criolite fusa. Enormi correnti elettriche (50.000 fino a 100.000A) sono fatte passare attraverso la cella e fino a 100 di queste celle possono essere collegate in serie.

La criolite fusa, che è completamente dissociata negli ioni Na^+ a AlF_6^{3-} , è un solvente eccellente dell'ossido di alluminio che produce un equilibrio ripartito tra gli ioni Al^{3+} , AlF^{2+} ,, AlF_6^{3-} e O_2^- nell'elettrolita. La criolite fonde a 1000 °C ma il suo punto di fusione è abbassato dall'ossido di alluminio in soluzione in modo che la temperatura di esercizio è di circa 950 °C. A confronto con la temperatura di fusione dell' ossido puro Al_2O_3 (2050 °C), quella della criolite è una temperatura bassa e questa è la ragione per cui il metodo Hall-Héroult ha avuto successo. La reazione al catodo è:



mentre all'anodo si ha l'ossidazione dell'elettrodo di carbonio (si ha pertanto il consumo di carbone per l'elettrodo) per formare anidride carbonica:



L' alluminio fuso è un po' più denso della massa fusa a 950 °C e perciò si raccoglie sul fondo della cella, da dove può essere estratto periodicamente.

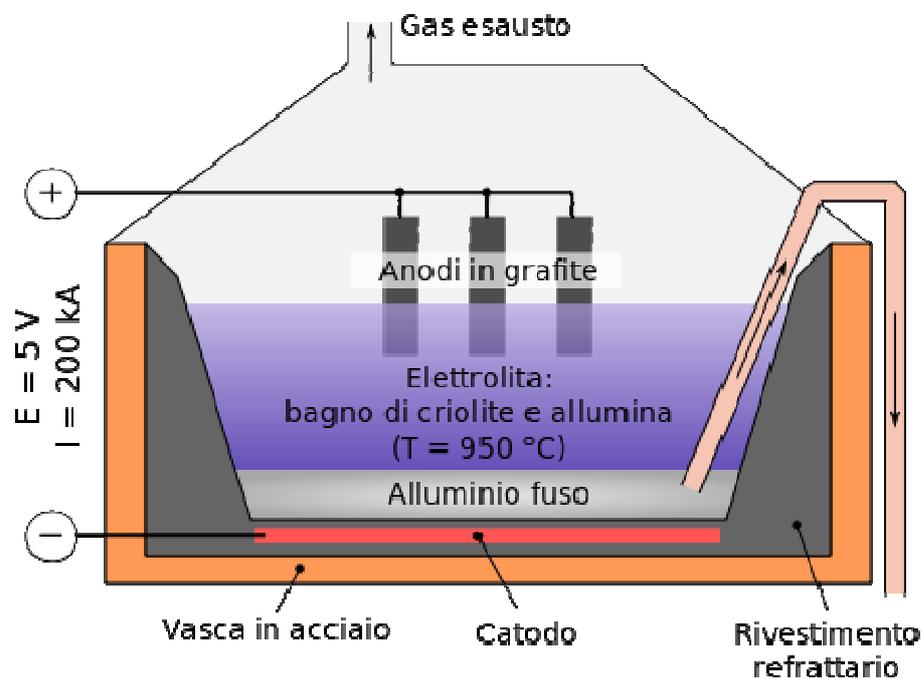


Figura 1.8: processo Hall-Héroult [12]

1.4 ELEMENTI NELLE LEGHE DI ALLUMINIO

Per le ridotte proprietà resistenziali (scarsa resistenza a trazione, bassa resilienza), l'alluminio puro non può essere utilizzato nelle applicazioni le quali richiedono maggior resistenza meccanica; bastano perciò piccole quantità di elementi leganti (ad esempio rame, silicio, magnesio) per formare con l'alluminio delle leghe con caratteristiche e proprietà meccaniche eccellenti, pur conservando sempre il vantaggio della leggerezza.

I principali elementi di lega sono [3]:

- Silicio: la sua importanza è dovuta all'aumento di fluidità e alla riduzione del coefficiente di dilatazione termica, proprietà molto utili nella tecnologia dei getti e nelle saldature. La resistenza alla corrosione e la duttilità rimane pressoché inalterata e, man a mano che il tenore di Si aumenta, si vede un netto miglioramento della durezza. Il sistema Al-Si forma un eutettico alla temperatura di 577 °C ad una percentuale di silicio dell'11.7% in peso; poiché questo sistema non forma composti intermetallici, il Silicio precipita direttamente dalla matrice della soluzione solida primaria. La durezza delle particelle di Silicio conferisce infine una buona resistenza all'usura. Nell'uso commerciale a questo sistema vengono aggiunti altri elementi in lega quali per esempio il Rame e il Magnesio. Al fine di ottenere una morfologia sferoidizzata del Si eutettico nella lega fusa vengono aggiunti elementi quali Sr o Na metallico. Questa morfologia del silicio, unita a un'affinazione della struttura, determinano un miglioramento delle proprietà meccaniche della lega.
- Magnesio: conferisce doti particolari di resistenza alla corrosione ed ottime doti di duttilità e lavorabilità. Il magnesio mostra una buona solubilità nell'alluminio (seconda solo allo zinco) e, per questo, leghe con concentrazioni minori del 7% non mostrano una apprezzabile precipitazione (tuttavia se sono presenti altri elementi questa percentuale diminuisce), ma è possibile comunque ottenere un discreto effetto indurente tramite la lavorazione a freddo, visto che il Magnesio permette di conservare un'ottima duttilità; il magnesio incide negativamente durante il processo di fusione poiché rende la lega maggiormente ossidabile e la probabilità di inglobare impurezze di ossidi aumenta, aumenta inoltre la fragilità di ritiro. Il basso tenore di Mg nelle leghe con Si (0.2 ÷ 0.7 %) limita i lati negativi e soprattutto rende la lega trattabile termicamente: infatti durante il trattamento si viene a formare il precipitato Mg_2Si il quale migliora la resistenza meccanica.
- Ferro: in genere la sua presenza non è solitamente desiderata a causa della sua struttura aghiforme all'interno della lega, in quanto aumenta resistenza ma diminuisce duttilità. Nelle leghe utilizzate per pressofusione la presenza di Fe favorisce il distacco del getto solidificato dallo stampo.

- Manganese: in generale il vantaggio conferito dal Manganese è quello di aumentare la resistenza meccanica delle leghe lavorate e di ridurre la sensibilità alla corrosione intergranulare ed alla stress corrosion, ma l'eventuale presenza di composti intermetallici causa una diminuzione di duttilità: ha effetto di modifica sulla microstruttura degli composti intermetallici ricchi di Fe e da una morfologia di tipo aciculare si evolve in chinese script, fase che hanno un minor effetto negativo sul comportamento a fatica del materiale.

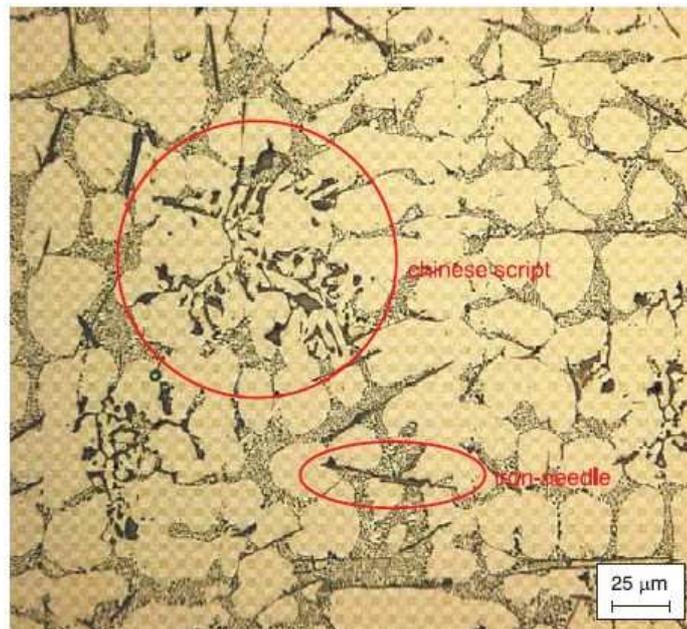


Figura 1.9: esempio di chinese script [13]

E' in percentuali di poco superiori all'1% in peso nelle leghe non trattabili termicamente e in quantità maggiori nelle leghe trattabili al calore

- Titanio: Il contenuto di Ti è in genere molto ridotto (0.1 ÷ 0.2 %), ma se si aumenta il contenuto esso permette di ridurre la tendenza della cricatura a caldo nelle leghe da fonderia. Spesso viene aggiunto insieme al Boro come affinante del grano che si sviluppa durante la solidificazione dei getti.
- Rame: aumenta la resistenza alle alte temperature nelle leghe da fonderia, riduce il coefficiente di espansione termica ma riducono la fluidità delle leghe; può causare diminuzione della duttilità e della resistenza a corrosione dovuta alla notevole differenza del potenziale elettrochimico fra Al e Cu. Le caratteristiche delle leghe Al-

Cu possono essere ulteriormente migliorate con un trattamento termico: il precipitato che si formerà andando ad aumentare la sua durezza è il CuAl_2 . Il contenuto di rame può variare fra 1 ÷ 5% a seconda della tipologia di lega. Per migliorare la fluidità delle leghe da fonderie al Cu è solitamente associato come elemento di lega il Si.

- Nichel: aumenta le caratteristiche meccaniche a caldo. Migliora la resistenza dopo bonifica particolarmente se in unione con altri elementi come Mg e Si.
- Calcio: anche in piccole tracce può aumentare la solubilità dell'idrogeno, il quale è responsabile delle porosità presenti nelle leghe.
- Stronzio: l' introduzione nella lega fa sì che si formino particelle di silicio globulari e molto fini aumentandone la tenacità, la lavorabilità è riducendo la tendenza alla formazione delle cavità da ritiro.

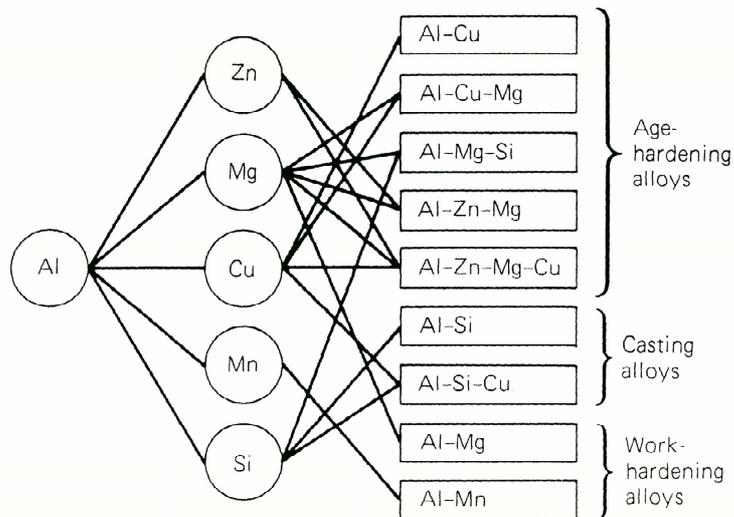


Figura 1.10: Schema delle principali combinazioni di alliganti dell'alluminio [14]

In Tabella 1.3 vengono riportati i principali effetti degli elementi alliganti nelle leghe da fonderia

Elemento	Vantaggi	Svantaggi
Cu	<ul style="list-style-type: none"> • Permette il trattamento termico • Aumenta proprietà meccaniche 	<ul style="list-style-type: none"> • Riduce la colabilità • Riduce la resistenza a corrosione
Mg	<ul style="list-style-type: none"> • Aumenta resistenza a corrosione • Permette trattamento termico (con aggiunta di Si) 	<ul style="list-style-type: none"> • Aumenta l'ossidabilità • Riduce la colabilità
Mn	<ul style="list-style-type: none"> • Migliora resistenza corrosione • Contrasta la riduzione di tenacità indotta dall'aggiunta di Fe 	
Zn	<ul style="list-style-type: none"> • Migliora le proprietà meccaniche • Permette trattamento termico (con aggiunta di Mg e Cu) 	<ul style="list-style-type: none"> • Riduce la resistenza a corrosione
Fe	<ul style="list-style-type: none"> • Migliora la resistenza meccanica ad alte temperature 	<ul style="list-style-type: none"> • Aumenta notevolmente la fragilità anche a causa della formazione di composti intermetallici • Riduce la resistenza a corrosione

Tabella 1.3: effetti dei principali elementi sulle leghe da fonderia

1.5 PROPRIETA' MECCANICHE DELLE LEGHE D'ALLUMINIO

Appartenendo a diverse famiglie (tabella 1.2), le leghe di alluminio sono molto numerose e variano per quanto riguarda la composizione, le proprietà e gli impieghi. Le leghe di una stessa famiglia presentano delle proprietà comuni, ma spesso le cose vanno diversamente da una famiglia all'altra. Le leghe da deformazione plastica della famiglia 5000 sono saldabili mentre quelle della famiglia 2000 offrono caratteristiche meccaniche più elevate, ma con una mediocre resistenza alla corrosione atmosferica (Figura 1.11)

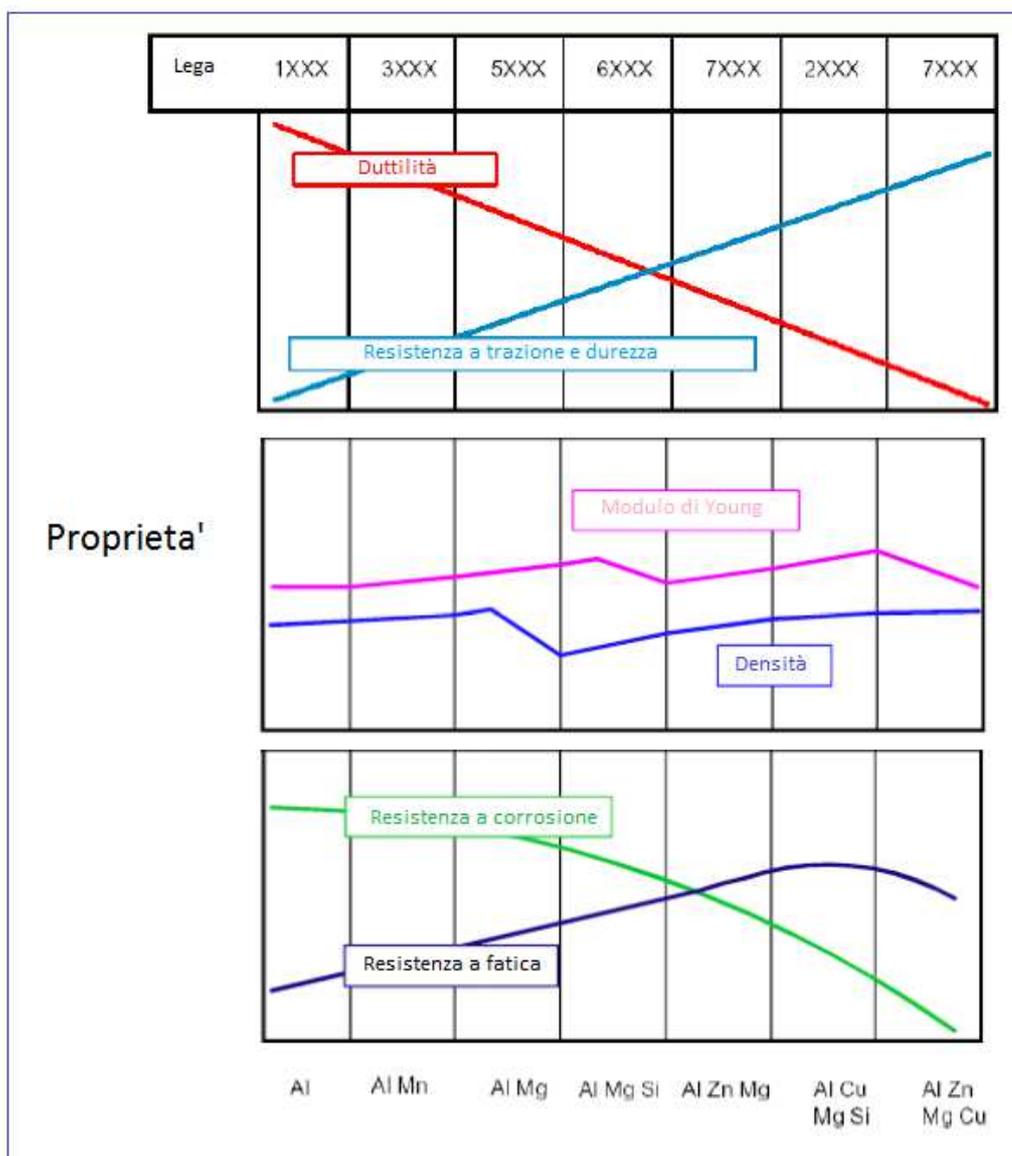


Figura 1.11: variazione principali proprietà in funzione del contenuto elementi di lega [15]

Lega	Densità	Carico di rottura	Carico di snervamento	Modulo elastico	Note
2024-T3	2.780 kg/m ³	483 MPa	345 MPa	73.1 GPa	Buone proprietà meccaniche, buona resistenza a fatica
7075-T6	2.810 kg/m ³	572 MPa	503 MPa	71.7 GPa	Elevate proprietà meccaniche, suscettibile a tenso-corrosione
7175-T6	2.800 kg/m ³	590 Mpa	520 Mpa	72 GPa	Miglior controllo tenore impurità rispetto alla 7075, aumentano proprietà meccaniche e costi
6061-O	2700 kg/m ³	124 Mpa	55.2 Mpa	68.9 GPa	Basse proprietà meccaniche, buona saldabilità

Tabella 1.4: esempio alcune leghe alluminio

Dalla Figura 1.11 e dalla Tabella 1.4 si nota subito il comportamento del modulo di elasticità delle varie leghe da deformazione plastica che rimane praticamente costante, aumentando o diminuendo molto leggermente, anche nel caso di leghe trattate termicamente (quindi con valori di resistenza molto alta). Importante inoltre è la valutazione del comportamento del materiale in funzione dell'utilizzo finale, ovvero non si può sostituire una lega 6061 con una 2024 T4 senza fare un'analisi precisa delle condizioni di esercizio.

Infine in Tabella 1.5 è riportato un ulteriore confronto tra le caratteristiche di varie leghe di alluminio con altri materiali

Proprietà	Massa volumica (kg/m ³)	Coefficiente di dilatazione lineare da 20 a 100 °C (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Conduttività termica a 20 °C (W/m·K)	Conduttività elettrica a 20 °C (S·m ⁻¹)	Limite di elasticità Rp _{0,2} (MPa)	Resistenza a trazione Rm (MPa)	Allungamento A (%)	Modulo di elasticità (MPa)	Durezza Brinell (HB)
Lega 1050A H14	2700	23,5	229	34,5	80	115	6	69000	35
Lega 3003 H14	2730	23,2	155	24,4	140	155	8	69000	46
Lega 2017A T4 T451	2790	22,9	134	19,7	275	425	21	72500	110
Lega 5086 H116 H321	2670	23,8	126	18,0	330	17	71000	80	
Lega 6005A T5 T6	2710	23,5	13	28,7	260	285	12	69500	90
Lega 7075 T6 T651	2810	23,5	130	19,1	505	570	10	72000	160
Acciaio 34CrMo4 (35CD4)	7850	12,5	44	5	>800	1150	>11	210000	-
Acciaio 36NiCrMo16 (35NCD16)	7830	12	-	-	1100-1800	1200-1800	6÷11	210000	-
Acciaio inox Z7CN18-09 (304)	7900	17,5	15	1,37	>230	≤700	≤50	200000	-
Acciaio inox Z7CND18-12 (316)	7900	19	152	1,35	>280	570-690	≥40	200000	-
Titanio TA6V	4430	8,6	8,5	0,625	900	960	13	105000	-
Rame laminato stato M20	8940	17,0	391	57	69	235	45	115000	45
Ottone CuZn40Pb3	8500	21,0	121	14,3	196-245	432-500	≥15	95000	105-150
Poliammide PA6	1130	100-150	0,24	<10 ⁻¹⁷	-	80	80	-	-

Tabella 1.5:caratteristiche leghe Al confrontate con altri materiali [16]

Allo stesso modo anche le proprietà meccaniche delle leghe da fonderia (principalmente Al-Si), dipendono sia dal tenore di Si presente che dalla presenza di eventuali altri elementi di lega. In Figura 1.13 infatti possiamo vedere come all'aumentare dell'aggiunta di rame alle leghe Al-Si-Cu-Mg, vadano ulteriormente ad aumentare la resistenza alla trazione e durezza, a discapito però dell'allungamento.

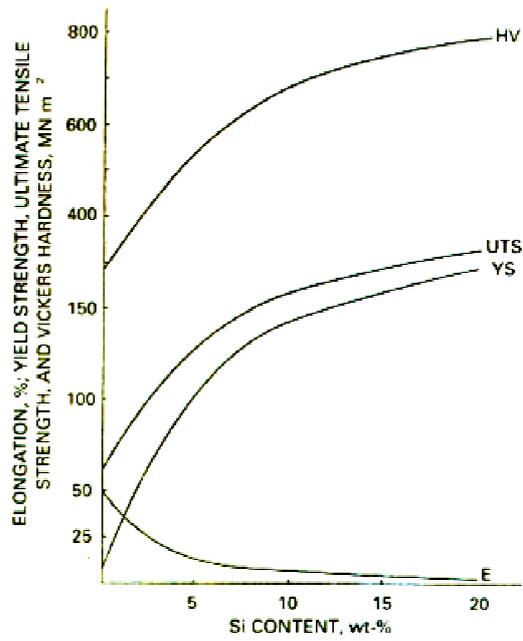


Figura 1.12: influenza del tenore di Si nelle proprietà meccaniche in leghe da fonderia [17]

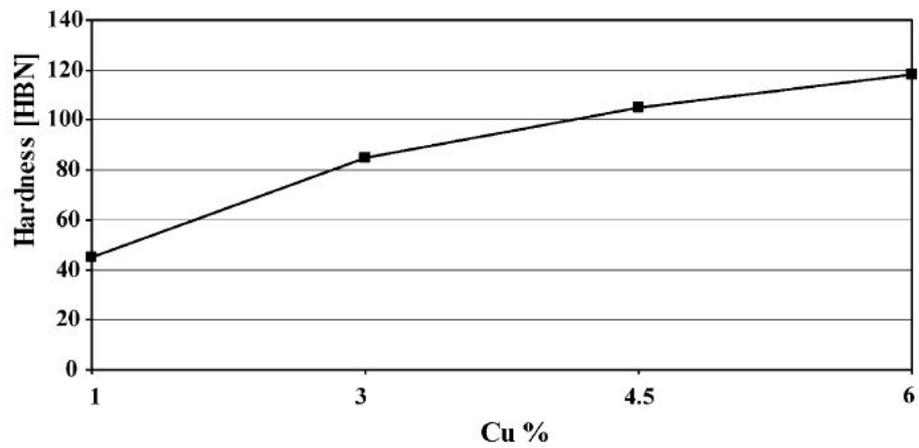


Figura 1.13: Effetto del rame sulla durezza delle leghe Al-Si-Cu-Mg [18]

BIBLIOGRAFIA

1. John E. Hatch, "Aluminum: Properties and physical metallurgy" ASM International 01/01/1984
2. Elio Gianotti "Alluminio e sue leghe: Classificazione e trattamenti termici" Trattamenti termici Ferioli&Gianotti, Torino
3. Alberto Cigada, Tommaso Pastore "Struttura e proprietà dei materiali metallici: alluminio e leghe di alluminio" McGraw-Hill Companies 06/06/2012
4. ASM Handbook Volume 2, "Properties of Cast Aluminum Alloys", ASM International 2010
5. William D. Callister, "Material Science and Engineering: An Introduction" 5^a ed
6. TALAT - Training in Aluminium Application Technologies "Thermal Expansion Matching using MMCs" CD-ROM version 2.0 edited by the European Aluminium Association.
7. TALAT - Training in Aluminium Application Technologies "Thermal Conductivity of Aluminium Compared with other Metals" CD-ROM version 2.0 edited by the European Aluminium Association.
8. www.esab.it/it/it/education/TIG.cfm
9. www.tec-eurolab.com/it/doc-s-98-370-1-mig_mag.aspx
10. <http://geology.com/minerals/bauxite.shtml>
11. D.Colombo, Università di Trento "Produzione e metallurgia dell'alluminio" <http://www.ing.unitn.it/~colombo/VAIADINO/HTM/Image39.jpg>
12. Andreas Schmidt "Schmelzflusselektrolyse von Aluminium" 1993
13. S.Seifeddine, I.L. Svensson; "The effect of cooling conditions and variation of alloying elements on the microstructural and mechanical properties of Al-7%Si cast alloys". Journal of International Foundry Research, Vol. 58, No. 3, 2006.
14. http://www.ing.unitn.it/~colombo/Al-Si-Lega_A356/Image2_1.gif
15. TALAT - Training in Aluminium Application Technologies "Effects of Alloying Elements" CD-ROM version 2.0 edited by the European Aluminium Association.
16. Fabrizio Interlandi, Thomas Bortolamedi "Considerazioni sull'alluminio"
17. TALAT - Training in Aluminium Application Technologies "Aluminium - A Light Metal", CD-ROM version 2.0 edited by the European Aluminium Association.
18. M. Zeren; Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys; Journal of Material Processing Technology 169 (2005).

CAPITOLO 2.

LEGHE DA FONDERIA

Nelle leghe da fonderia il principale alligante è il silicio, il quale riduce la temperatura di fusione, l'entità del ritiro e aumenta la colabilità; come ulteriori vantaggi conferisce maggior durezza e resistenza ad usura e rende possibile il trattamento termico (solo se presente anche magnesio). L'aggiunta di Si inoltre riduce la densità e il coefficiente di dilatazione termica. Per tali ragioni il capitolo sarà incentrato su queste leghe.

2.1 LEGHE Al-Si

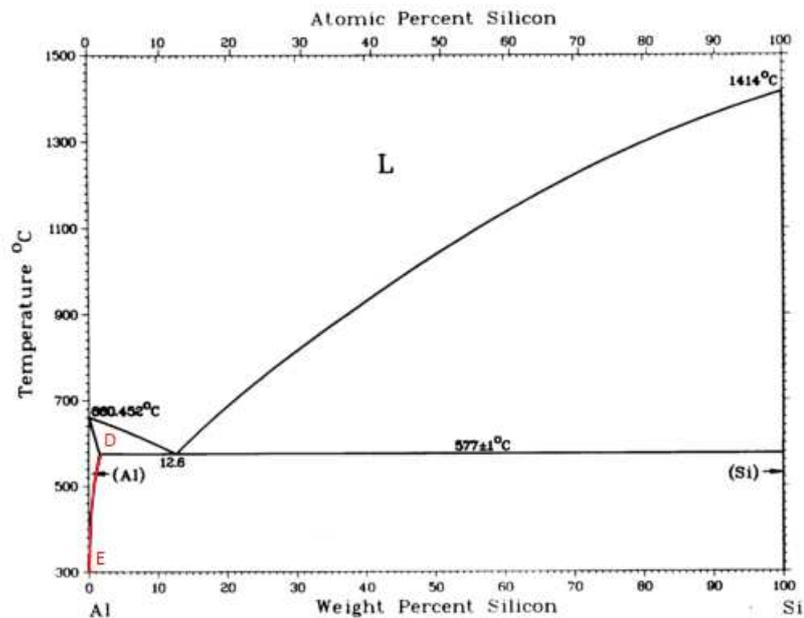


Figura 2.1: Diagramma di stato della lega Al-Si [1]

Nel diagramma in Figura 2.1, l'alluminio forma un eutettico con l'11.7% di silicio avente punto di solidificazione 577°C. La solubilità massima del Si nell'Al corrisponde ad una concentrazione del 1.65% a 577°C. A 300°C la solubilità diminuisce a meno di 0.05% e la soluzione solida con 1.65% di Si a 577°C, durante il raffreddamento lento, separa del Si in cristalli più o meno piccoli a seconda della temperatura alla quale si formano, seguendo la linea di equilibrio DE. L'eutettico in questa lega sarà formato da cristalli sovrapposti di alluminio e silicio, ed ha una struttura molto grossolana.

Se prima della colata, in fase liquida a 750°/ 770°C si aggiunge del sodio metallico in quantità dello 0.01 / 1.0%, a seconda se il tenore di silicio varia da 1% a 14%, si ottiene una estrema suddivisione e sferoidizzazione dell'eutettico con aumento notevole delle caratteristiche meccaniche. Tale variazione è da attribuire ad un fenomeno di sottoraffreddamento causato dalla presenza del Na.

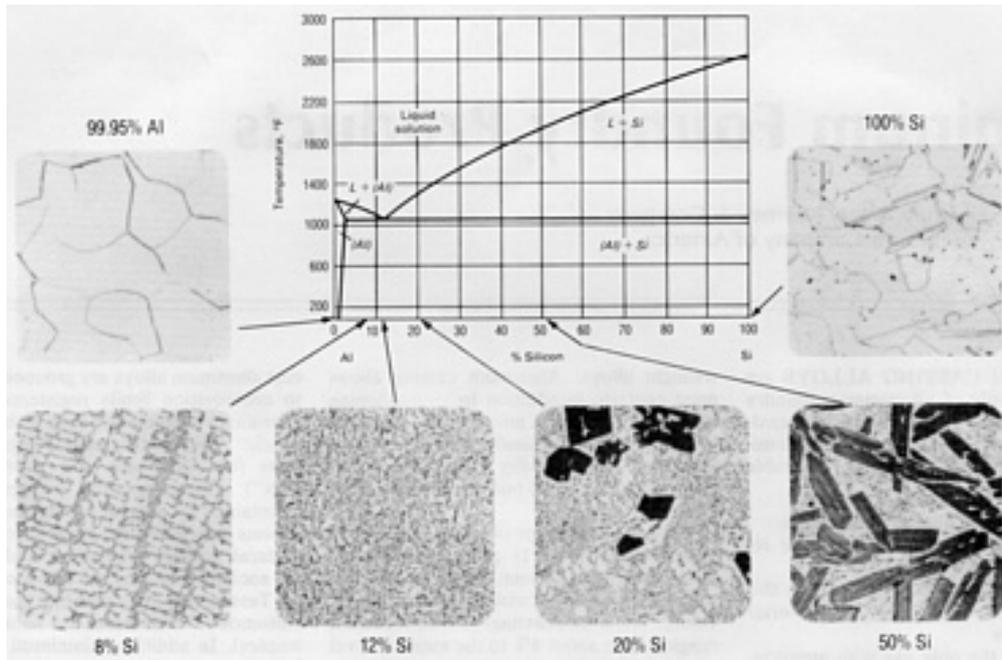


Figura 2.2: Diagramma di stato lega Al-Si con varie microstrutture in base alla % Si [1]

Le microstrutture tipiche delle leghe Al-Si da fonderia, dipendono in larga parte dal tenore di Si presente (Figura 2.2). Le leghe ipoeutettiche (tenore di Si massimo 12.7%), sono caratterizzate da dendriti di fase alfa contornate dalla struttura eutettica Al-Si mentre nelle ipereutettiche si forma prima il Si primario, cristallo ad elevata durezza che conferisce alla lega grande resistenza a usura e successivamente attorno ad esso si sviluppa la struttura eutettica. In questo tipo di leghe il Si ha una percentuale compresa tra il 12.7% e 20%.

Dal punto di vista microstrutturale, fondamentali per le proprietà meccaniche del materiale sono:

- la distanza dei rami secondari delle dendriti
- la morfologia del silicio eutettico
- la presenza di intermetallici
- presenza di eventuali porosità e cavità da ritiro

2.2 SDAS

La distanza dei rami secondari delle dendriti (SDAS - Secondary Dendrite Arm Spacing), è la distanza tra due bracci secondari di una dendrite

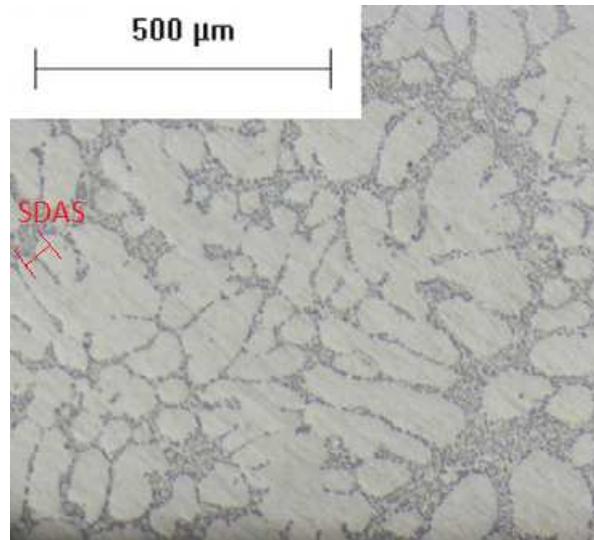


Figura 2.3: Esempio di SDAS [2]

Questa distanza dipende dal tempo di solidificazione t secondo la seguente equazione:

$$\text{SDAS} = k * t^n$$

In cui n e k sono coefficienti che dipendono dalla composizione del metallo (Figura 2.4)

A piccoli valori di SDAS, ovvero a microstruttura fine, sono associati valori di duttilità, resistenza a fatica e trazione migliori [3]. Inoltre è possibile correlare le proprietà meccaniche alla solidificazione e alle velocità di raffreddamento, semplicemente andando a determinare lo SDAS del campione preso in esame (Figura 2.5 e 2.6)

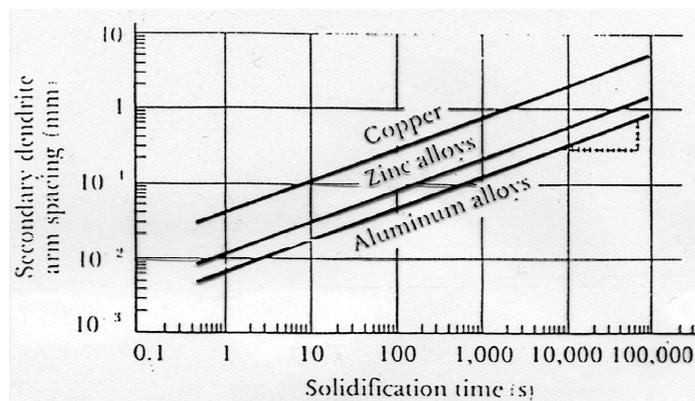


Figura 2.4: Dipendenza dello SDAS dal tempo di solidificazione e dalla composizione [1]

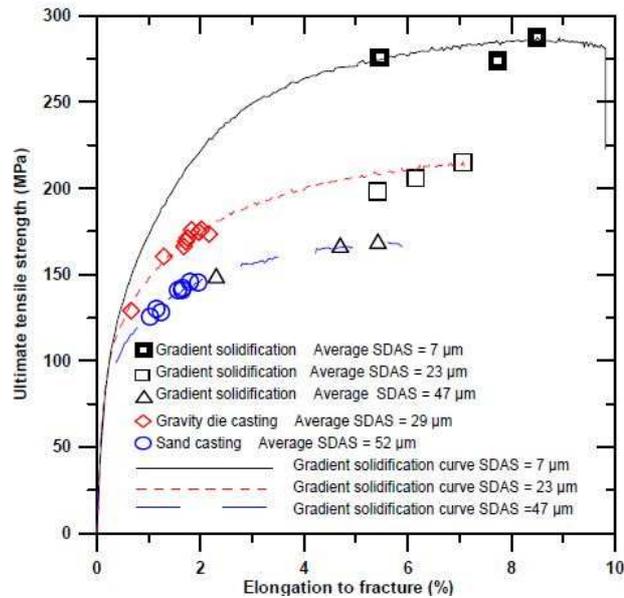


Figura 2.5: Effetti della SDAS sulle proprietà meccaniche di Al-9% campioni di Si-0.3% Mg in lega, ottenuti con la tecnica di solidificazione pendenza e confronto con processi industriali [4]

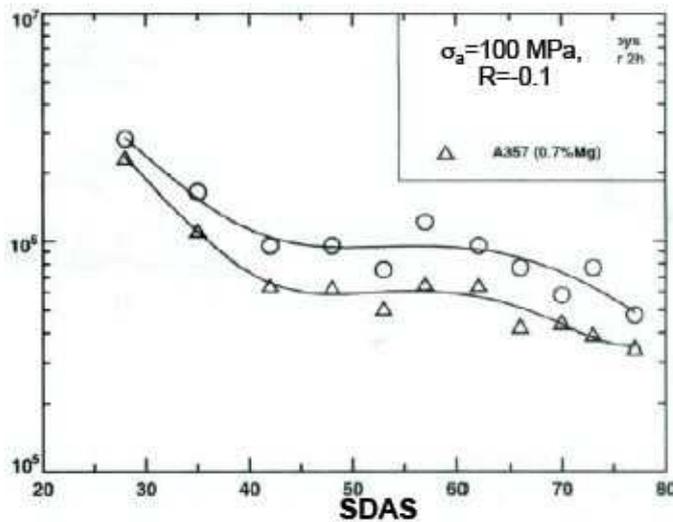


Figura 2.6: durata a fatica in funzione dello SDAS in lega in lega A357 [5]

2.3 MORFOLOGIA DEL Si EUTETTICO E MODIFICATORI

La morfologia caratteristica del Si eutettico è di tipo aciculare. Questa determina una riduzione della tenacità del materiale e conseguentemente è consigliabile modificarla per ottenere una forma sferica dei cristalli di Si. Questo processo, detto di modifica, consiste nell'aggiunta di particolari elementi quali sodio metallico, calcio, stronzio, antimonio i

quali favoriscono la formazione di Si con morfologia sferoidale. Problematica della modifica è la tendenza alla formazione di porosità nella lega solidificata. Un modo alternativo per modificare la morfologia del Si è quello di aumentare la velocità di solidificazione. Questa tecnica è però limitata ai getti di piccola dimensione ottenuti attraverso colata in conchiglia.

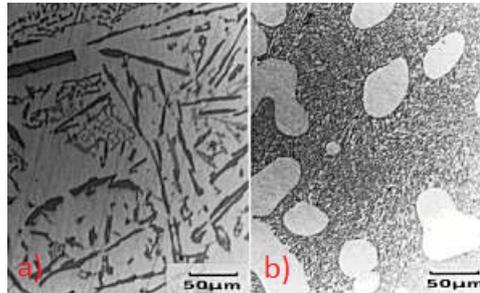


Figura 2.7: Schema dei fronti di solidificazione per una lega non modificata (a) e modificata al Na (b) [6]

La Figura 2.7 mostra i fronti di solidificazione dell'eutettico Al-Si per le diverse condizioni di modifica. Nel caso di una lega non modificata la crescita sembra di tipo dendritico con alcuni centri di nucleazione davanti al fronte di solidificazione mentre nel caso di modifica col sodio, il fronte appare planare. Il sodio infatti si dissolve rapidamente nel bagno ma altrettanto velocemente fuoriesce in forma gassosa (circa in 20 min. dalla sua aggiunta); se il tenore di Na supera lo 0,02% si genera una “ipermodifica” della lega, si avrà quindi la formazione del composto AlSiNa e conseguentemente le proprietà meccaniche diminuiscono.

2.4 COMPOSTI INTERMETALLICI

A seconda della composizione chimica della lega, è possibile che si formino dei composti intermetallici, alcuni agiscono come precipitati di rinforzo (ad esempio il precipitato Mg_2Si nelle leghe Al-Si-Mg) mentre altri, solitamente a base Fe, possono determinare una diminuzione della duttilità e resistenza a fatica del materiale.

Questi ultimi, oltre a impedire o rallentare le eventuali lavorazioni secondarie, spesso creano dei possibili inneschi a rottura dei componenti, poichè agiscono da concentratori di sforzi. Aumentando il contenuto di ferro (dallo 0.08 al 0.14 % in peso) diminuisce significativamente la vita a fatica per la lega con microstruttura più grossolana mentre la

riduzione è ridotta per microstrutture più fini. La vita a fatica è quindi legata non solo alla composizione chimica della lega, ma anche alle modalità di solidificazione.

E' possibile perciò realizzare microstrutture che subiscano meno l'effetto del ferro, elemento che è sempre presente nell'alluminio di tipo secondario.

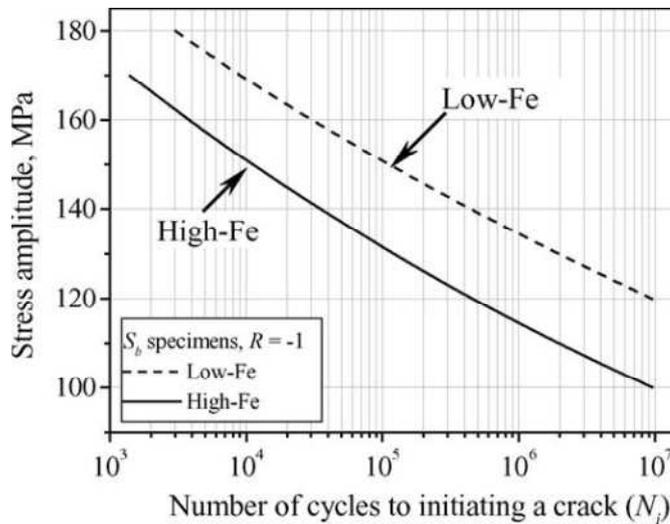


Figura 2.8: influenza della % di Ferro sul numero di cicli che porta alla formazione della cricca in provini con bassa % di Fe (<0.1%) ed alta (>0.55%) [7]

Gli intermetallici più comuni nelle leghe Al-Si da fonderia sono:

- *Composti di tipo β* : hanno una forma di tipo “bastoncino” (platelats) e sono quelli più visibili nelle leghe ipoeutettiche

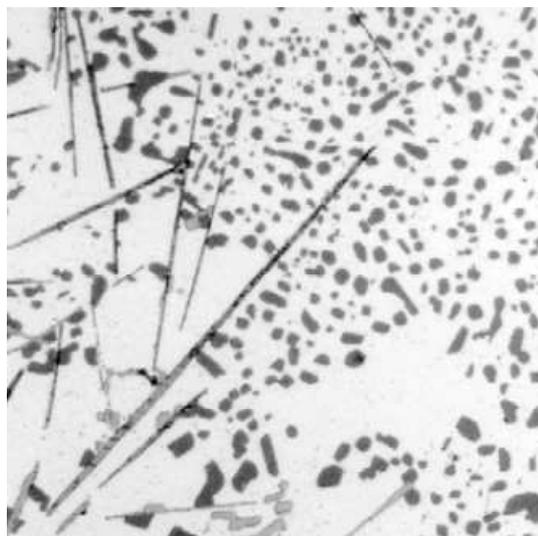


Figura 2.9: Esempio di composto di tipo β (Al_5FeSi) [8]

- *Composti di tipo α e π* : le formule chimiche sono rispettivamente $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ per la tipologia α e $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ per la tipologia π .

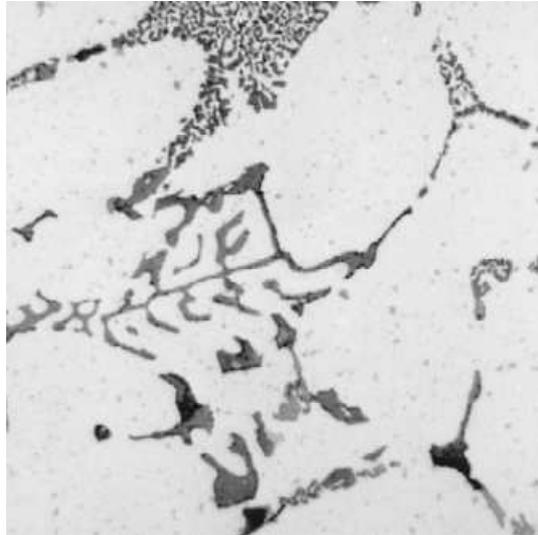


Figura 2.10: Esempio di composto di tipo α [8]

Questi ultimi sono denominati “Chinese script” per la loro forma caratteristica che ricorda quella di un ideogramma cinese, ed hanno un effetto meno deleterio sulla tenacità del materiale rispetto a quelli con forma aciculare

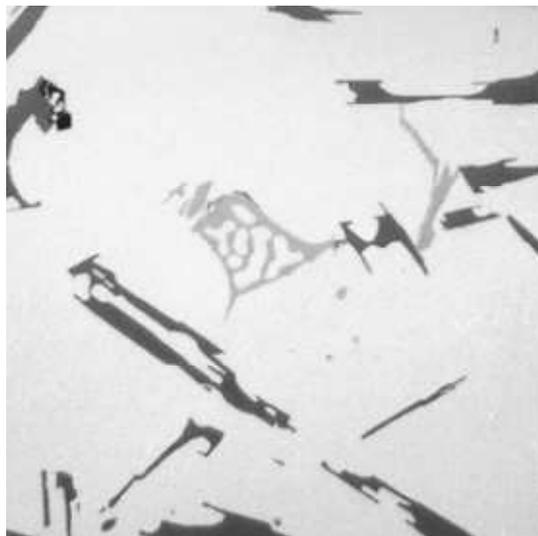


Figura 2.11: Esempio di composto di tipo π [8]

Per limitare la formazione degli intermetallici si può intervenire su:

- Composizione chimica della lega: limitando la presenza di elementi indesiderati nel bagno
- Velocità di raffreddamento: a velocità alte i processi di diffusione si riducono, ostacolando così la formazione e l'accrescimento dei composti.

2.5 EFFETTI POROSITA'

La porosità è una conseguenza generalmente indesiderata nella cinetica dei processi di solidificazione dei metalli. Normalmente, con un range di dimensioni dai micron ai millimetri, essa può considerarsi una macrodifettosità qualora sia apprezzabilmente visibile ad occhio nudo, mentre si parla di microdifettosità qualora serva l'ausilio di un microscopio ottico per la sua individuazione. La sua presenza rappresenta in ogni caso una discontinuità microstrutturale che va ad influire negativamente sulle prestazioni meccaniche del manufatto, pertanto la porosità è vista come un vero e proprio difetto da eliminare al fine di ottenere materiali sempre più omogenei e performanti.

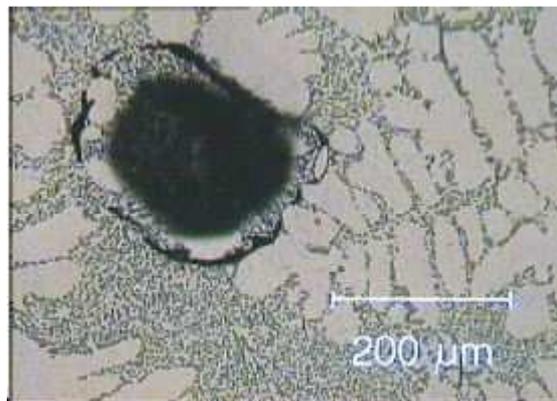


Figura 2.12: porosità di gas in una analisi micrografica [8]

La porosità può assumere varie morfologie e dimensioni a seconda del meccanismo di formazione coinvolto e della sua cinetica.

Una prima distinzione nell'aspetto dei pori è da imputare al meccanismo di formazione degli stessi: i pori creatisi a causa del fenomeno del ritiro di volume sono generalmente di dimensioni microscopiche, di forma irregolare e di distribuzione più fitta di quelli, invece, generati dall'evoluzione di gas disciolti nel metallo (ad esempio idrogeno). L'effetto di porosità dei gas sulle proprietà meccaniche è meno deleterio di quello delle

cavità di restringimento (talvolta l'idrogeno può essere aggiunto intenzionalmente per contrastare l'effetto più dannoso delle cavità di restringimento [9]), comunque sia la resistenza a trazione e la resistenza allo snervamento mostrano una riduzione se aumenta la percentuale di vuoti o di idrogeno disciolto (Figura 2.13)

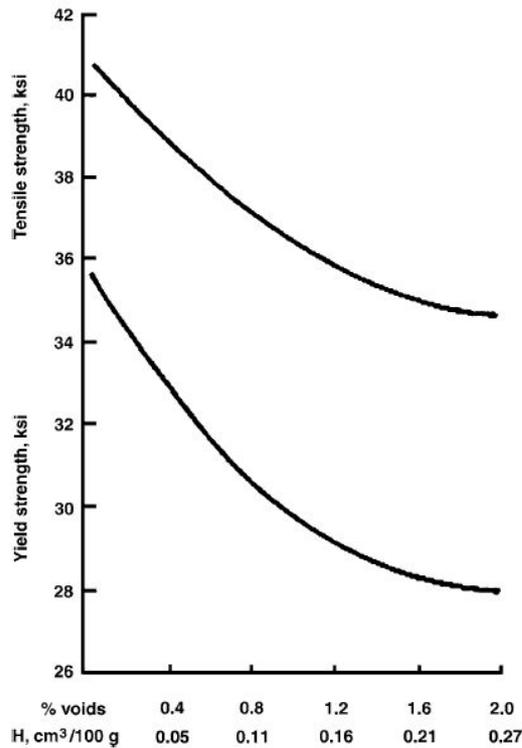


Figura 2.13: Effetto percentuale di vuoto e di idrogeno disciolto sulla resistenza a trazione e snervamento (lega A356-T6) [9]

Anche la durata a fatica è influenzata dalla presenza di pori di gas, in quanto agiscono come siti di cricca, accorciando la prima fase del danneggiamento; inoltre le prestazioni a fatica sono correlate alla dimensione del difetto: maggiore è la dimensione dei pori, minore è la durata a fatica [10]

Guardando i prossimi grafici (Figura 2.14), anche in campioni con SDAS differenti, testati nelle stesse condizioni, mostrano come la vita a fatica sia funzione della dimensione dei pori

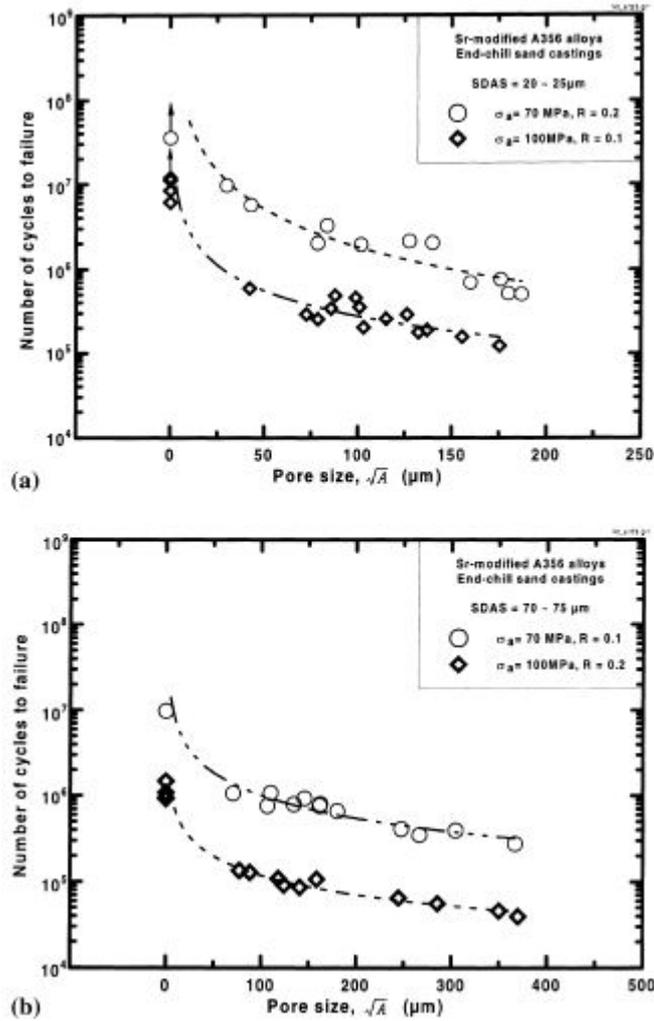


Figura 2.14: vita di fatica in funzione della dimensione dei pori: SDAS 20-25 μm (a), SDAS 70-75 μm (b)

[10]

Per ridurre il livello di porosità è importante ridurre il livello di idrogeno all'interno della fusione, per evitare appunto che questo idrogeno generi pori gas. Possono essere applicati alcuni accorgimenti tecnologici, come ad esempio ridurre la pressione, diminuire la temperatura di colata e aumentare la velocità di raffreddamento [10]

2.6 LEGA A356

La lega attualmente più utilizzata a per la produzione di getti in sabbia ed in conchiglia è la A356 poiché combina buone caratteristiche tecnologiche quali la colabilità, ad alta resistenza meccanica e una buona resistenza alla corrosione. Quest'ultima proprietà deriva dal fatto che il precipitato di rinforzo Mg_2Si è caratterizzato da un potenziale elettrochimico prossimo a quello della matrice di alluminio. Le sue applicazioni industriali sono principalmente nel campo automobilistico, nella realizzazione di basamenti e testate di motori

Di seguito si riportano le caratteristiche di questa lega [2,11,12,13]:

Composizione chimica (% in massa):

Lega	Cu max	Mg	Mn max	Si	Fe max	Zn max	Ti max	Altri elem.	Al
A356.1	0.25	0.2 ÷ 0.45	0.35	6.5 ÷ 7.5	0.6	0.35	0.25	0.15	restante
A356.2	0.2	0.25 ÷ 0.45	0.10	6.5 ÷ 7.5	0.2	0.10	0.20	0.15	restante

Tabella 2.1: composizione chimica A356

Proprietà termiche:

Temperatura Liquidus. 615 °C (1135 °F)

Temperatura di Solidus. 555 °C (1035 °F)

Calore specifico. 963 J/kg · K (0.230 Btu/lb · °F) a 100 °C (212 °F)

Calore latente di fusione. 389 kJ/kg

Caratteristiche di colata:

Temperatura di fusione: da 675 a 815 °C (da 1250 a 1500 °F)

Temperatura di colata: da 675 a 790 °C (da 1250 a 1450 °F)

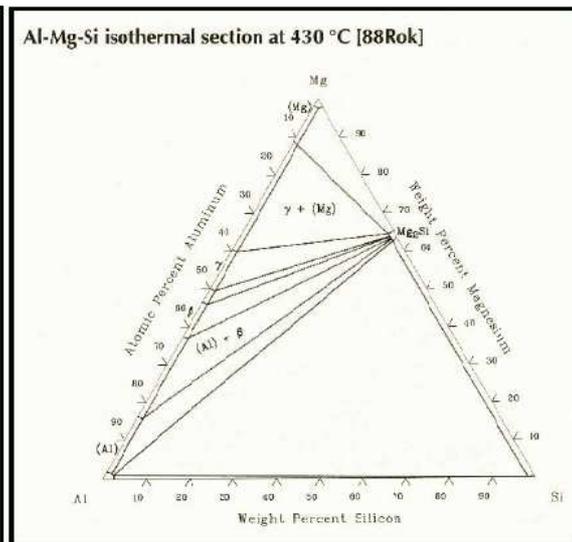
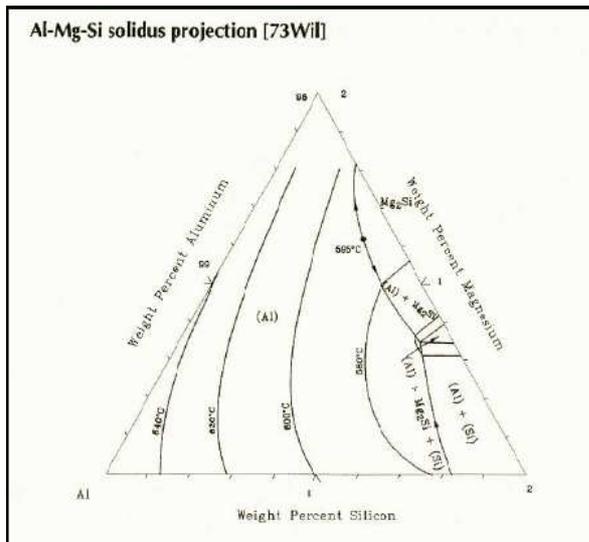


Figura 2.15: diagramma di equilibrio Al-Si-Mg [14] Figura 2.16: Isoterme del sistema Al-Si-Mg [14]

Il diagramma di fase di equilibrio è semplice e ben definito: il sistema è pseudo binario Mg_2Si con un rapporto Mg/Si pari a 1.73 ponderale. L'eutettico pseudobinario orizzontale è a $595^\circ C$. La composizione del liquido eutettico è 8.15%wt di Mg e 4.75%wt di Si, in equilibrio con una soluzione di alluminio solido contenente 1.13%wt di magnesio e 0.67%wt di silicio (ca 1.85%wt Mg_2Si). È possibile dividere il sistema lungo la linea eutettica prendendo in considerazione due sistemi ternari: Al- Mg_2Al_3 - Mg_2Si a $450^\circ C$ e Al-Si- Mg_2Si a $555^\circ C$. La solubilità di Mg_2Si in alluminio solido è leggermente ridotta da un eccesso di silicio più che di magnesio. Le leghe commerciali variano da una composizione di alluminio con circa 0.6 wt% Mg_2Si a 1.5 wt% Mg_2Si con una leggera variazione dell'eccesso di silicio o magnesio. Questa lega infine possiede le seguenti caratteristiche tecnologiche:

- buona conducibilità elettrica;
- elevate doti di finitura superficiale;
- buona saldabilità;
- ridotta lavorabilità all'utensile;
- buona tenuta a pressione;
- sufficiente attitudine all'ossidazione anodica per usi tecnici;
- piccola fragilità di ritiro.

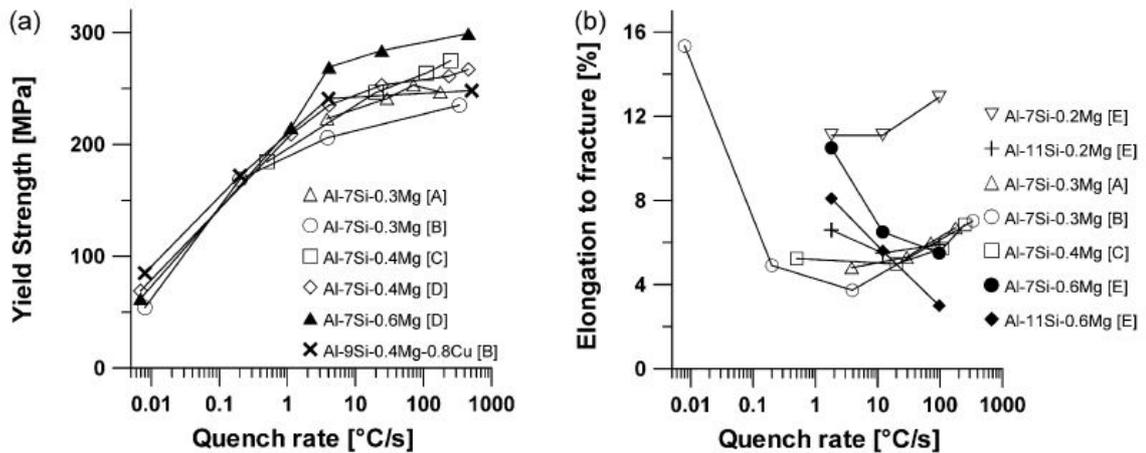


Figura 2.17: carico di snervamento e allungamento a rottura di leghe Al-Si trattate T6, con contenuti diversi Mg in funzione dei tassi di tempra [15]

Come mostrato dalla Figura 2.17 le caratteristiche meccaniche sono fortemente influenzate dal trattamento termico a cui la lega può essere sottoposta. Per quanto riguarda la microstruttura, questa è analoga a quella descritta per le leghe Al-Si. Generalmente i trattamenti termici non incidono sulla microstruttura di solidificazione se non per quanto riguarda la presenza dei precipitati di rinforzo.

2.7 LEGHE Al-Si-Cu-Mg: C355 E A354

Le leghe Al-Si-Cu-Mg sono state sviluppate recentemente e la loro conoscenza è minore rispetto alle classiche leghe Al-Si-Mg (come A356), che sono ampiamente utilizzate nelle fonderie da anni. Grazie alle loro eccellenti proprietà meccaniche, soprattutto per applicazioni ad alta temperatura, l'interesse per queste leghe è aumentato. Fra le leghe Al-Si-Cu-Mg attualmente le più utilizzate e studiate sono la C355 e la A354, che hanno una composizione chimica elencata nella Tabella 2.2.

Composizione chimica							
Lega	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Al
C355	4.5 ÷ 5.5	1 ÷ 1.5	0.4 ÷ 0.6	0.2 max	0.1 max	0.1 ÷ 0.2	resto
A354	8.6 ÷ 9.4	1,6 ÷ 2	0.4 ÷ 0.6	0.2 max	0.1 max	0.1 ÷ 0.2	resto

Tabella 2.2: composizione chimica C355 e A354 [16]

Le due leghe presentano una grande differenza nella quantità di Si e quindi la A354 dovrebbe mostrare una maggiore fluidità e un maggior contenuto di composti intermetallici (dovuta anche alla maggiore Cu%) rispetto alla C355. Nei paragrafi successivi verranno presentati i dati disponibili in letteratura, con particolare attenzione alle proprietà meccaniche delle leghe in condizione T6 e gli effetti dell'esposizione ad alta temperatura. Un confronto diretto tra queste leghe Al-Si-Cu-Mg e le più comuni leghe Al-Si-Mg è molto difficile perché diversi parametri contribuiscono alla definizione delle loro proprietà meccaniche (come microstruttura, quantità di difetti, trattamento termico, ecc): in prima approssimazione, si può affermare che la presenza di Cu porta ad una maggiore varietà e quantità di precipitati di rinforzo (T6 dopo trattamento termico) in leghe Al-Si-Cu-Mg che in leghe Al-Si-Mg, con conseguenti valori più elevati di tensione rottura e carico tensione di snervamento, ma bassa duttilità.

2.7.1 LEGA C355

Dopo solidificazione la lega C355 mostra la presenza di diversi composti intermetallici a causa della complessa sequenza di reazioni che si svolge durante la solidificazione. Mrowka-Nowotnik [17] ha identificato le reazioni di solidificazione in lega C355 solidificata in condizioni di non-equilibrio: una dendrite primaria α -Alluminio si forma tra $621-557^{\circ}\text{C}$ (la temperatura esatta dipende dalle quantità di Si e Cu); quando la temperatura scende a $570-551^{\circ}\text{C}$, si forma una miscela eutettica di α -Alluminio e silicio, portando ad un ulteriore incremento localizzato nel contenuto di Cu del liquido rimanente (in questo intervallo di temperatura si possono formare anche le fasi ricche di Fe, come Al_5FeSi e $\text{Al}(\text{FeMnSi})$). A circa 535°C le fasi $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ e Mg_2 iniziano a formarsi, mentre le fasi Al_2Cu e $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ si formano quando la temperatura scende fino a $510-489^{\circ}\text{C}$. La Figura 2.18 mostra un esempio di microstruttura in lega C355.

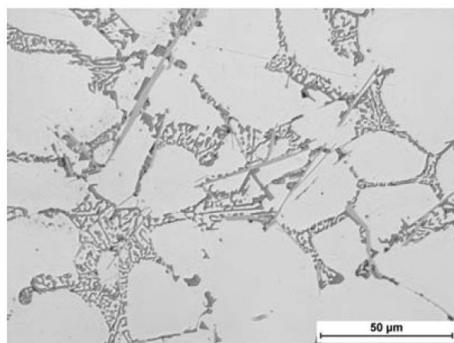


Figura 2.18: microstruttura della lega C355 con differenti fasi intermetalliche [17]

In Figura 2.19 sono riportate le micrografie SEM (Scanning Electron Microscopy) e i corrispondenti spettri-EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) acquisiti in alcune posizioni specifiche. Si osservano particelle ovali di Al_2Cu ed un'altra fase contenente Cu ($\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$); il Cu è mostrato come intermetallico scuro e si possono notare anche particelle di silicio eutettico primario (con morfologia "chinese script"). Si osservano anche composti contenenti Fe in forma aghiforme come $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ e blocchi di fase di silicio $\alpha\text{-Al}$ (FeMn).

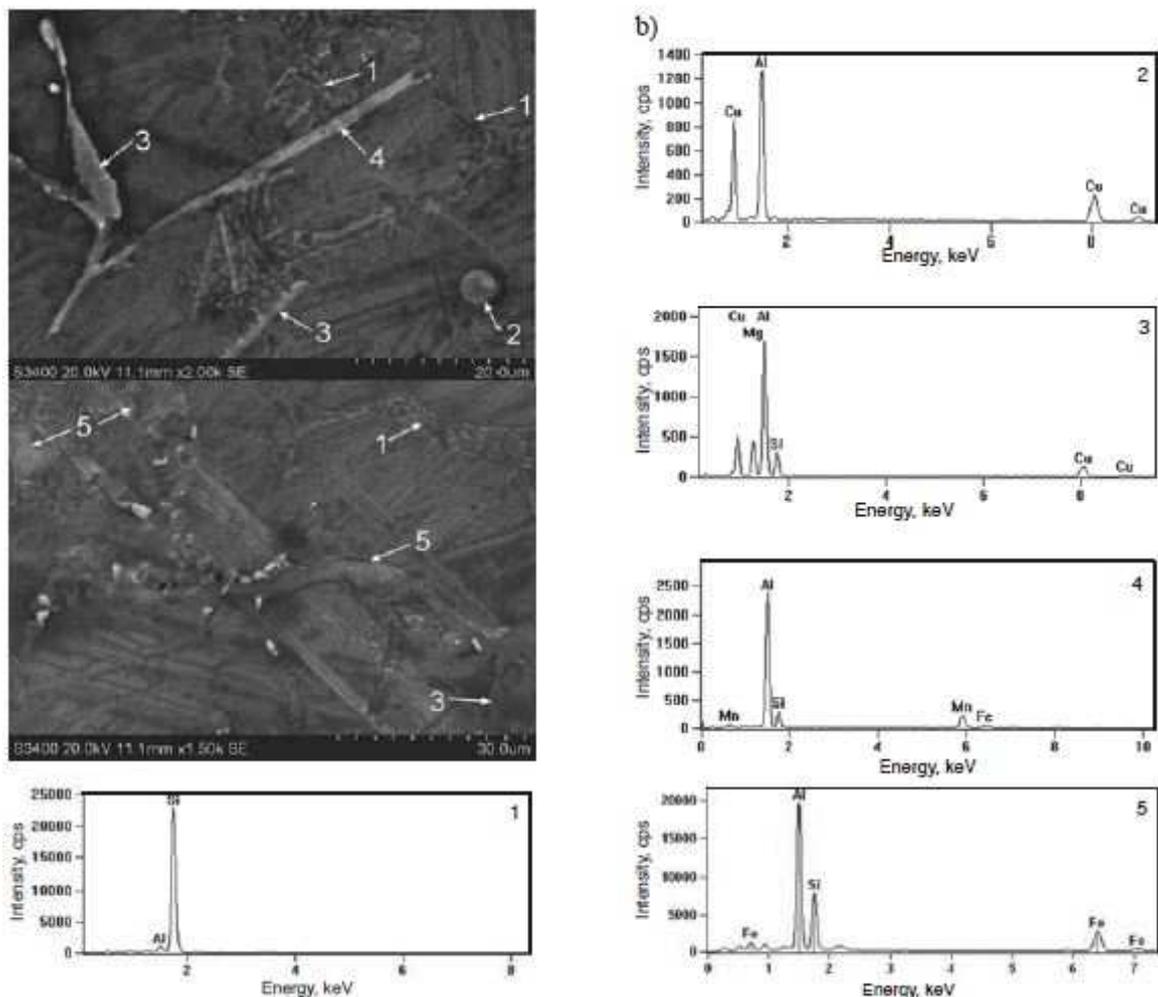


Figura 2.19: micrografie SEM della lega C355 in stato grezzo e i corrispondenti spettri-EDS acquisiti in posizioni indicate dalle frecce [17]

Dato l'elevato numero di fasi intermetalliche presenti nella microstruttura, anche la sequenza di precipitazione che si verifica durante il trattamento di indurimento (vedi capitolo relativo), è molto complessa. Prima di tutto, la morfologia del Si eutettico primario cambia da struttura aghiforme a più raffinata "chinese script" e particelle

sferiche; anche le fasi β -aghiformi si trasformano in sferiche simili α -Al (FeMn)Si (Figura 2.20 e 2.21).

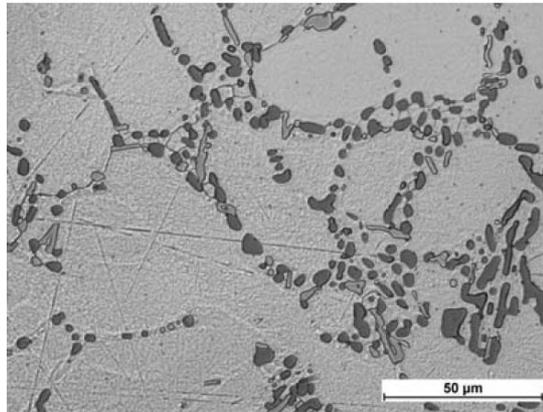


Figura 2.20: Tipica microstruttura di lega C355 in condizione T6 [17]

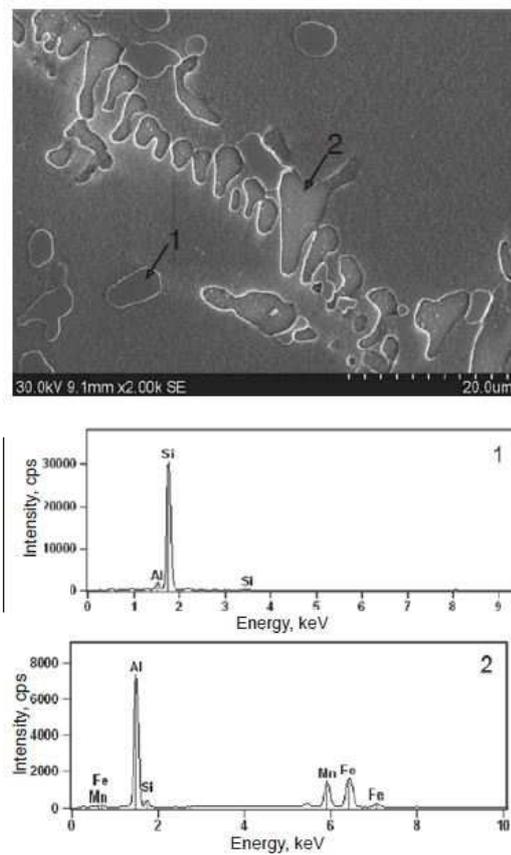


Figura 2.21: micrografie SEM della lega C355 nella condizione T6 ed il corrispondente spettro-EDS acquisito nelle posizioni indicate dalle frecce [17]

Durante il periodo di invecchiamento le fasi di rinforzo metastabili θ'' , β'' e/o θ' , β' (precursori dell'equilibrio delle fasi θ -Al₂Cu e β -Mg₂Si) facilmente precipitano ma anche altri fasi come S-Al₂CuMg o Q-Cu₂Mg₈Si₆Al₅ possono esistere. Per identificare queste particelle, Mrowka-Nowotnik [17] ha applicato analisi EDS su polveri estratte (ottenuto tramite la tecnica di dissoluzione fenolica). La Figura 2.22 mostra micrografie SEM e spettri-EDS corrispondenti che indicano che le particelle estratte sono Si, AlMnFeSi, Al₅FeSi e fasi Cu₂Mg₈Si₆Al₅. Per identificare fasi θ e β invece, è necessario utilizzare un microscopio elettronico a trasmissione (TEM): le Figure 2.23 e 2.24 mostrano le micrografie TEM β -Mg₂Si e θ' -Al₂Cu.

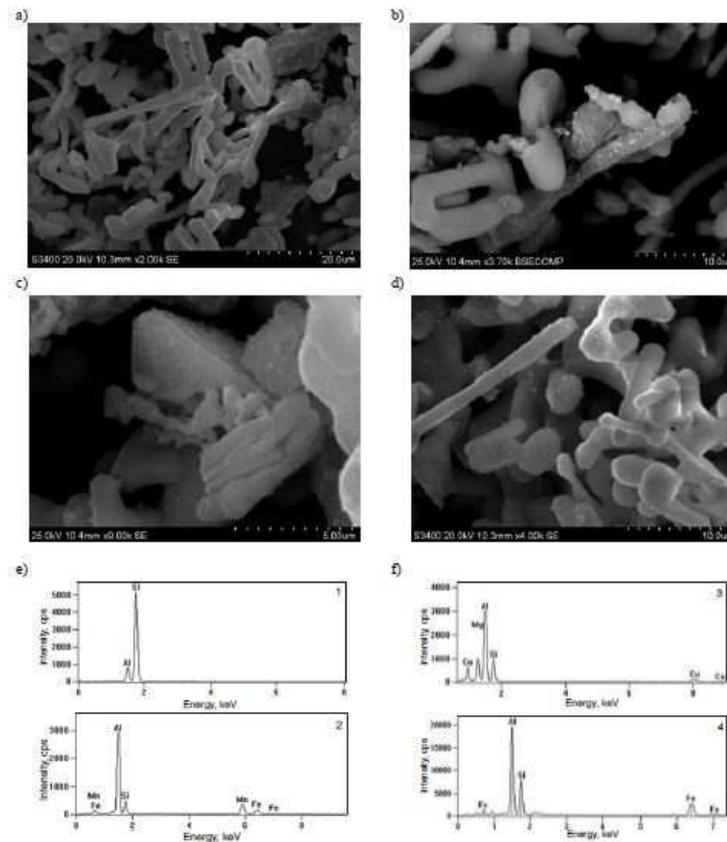


Figura 2.22: micrografie SEM di particelle estratte dalla lega C355 e corrispondenti spettri EDS [17]

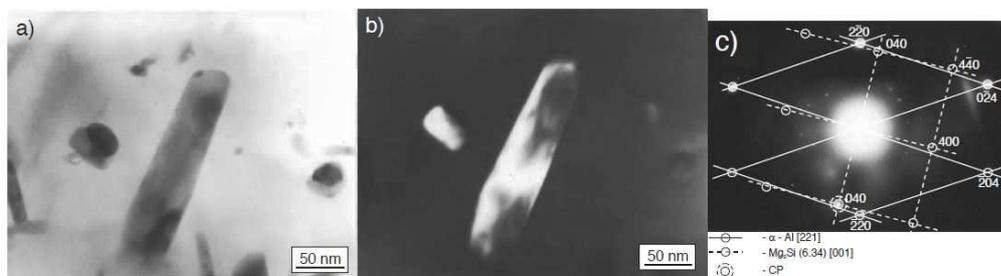


Figura 2.23: micrografie TEM prese in lega C355 mostrano il precipitato rafforzamento β -Mg₂Si e il corrispondente modello di diffrazione di elettroni [17]

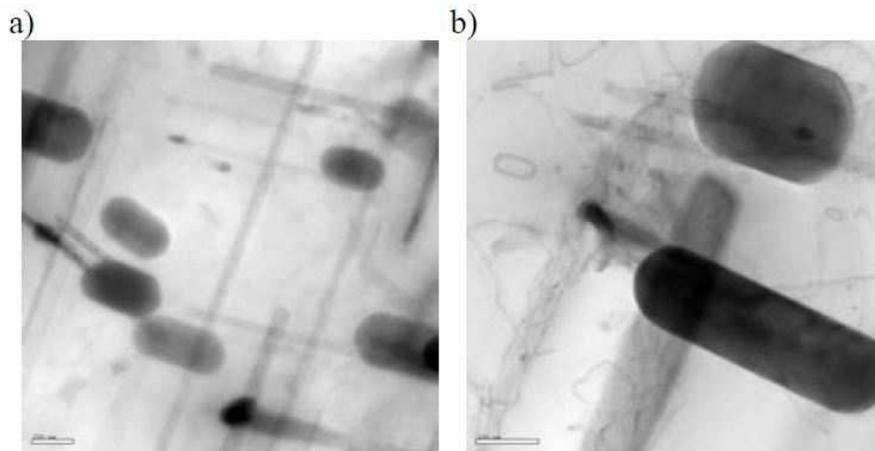


Figura 2.24: micrografie TEM di rafforzamento β -Mg₂Si (a) e fasi θ in lega C355-Al₂Cu (b) [17]

La precipitazione di fasi intermetalliche precedentemente descritta porta ad un miglioramento significativo delle proprietà meccaniche dopo il trattamento termico. In particolare in Figura 2.25 è riportato l'andamento delle proprietà meccaniche in funzione della temperatura e del tempo di invecchiamento. La durezza dei campioni invecchiati a 150 °C (dopo un trattamento di solubilizzazione a 520°C per 5h, seguito da tempra in acqua) aumenta con il prolungamento del tempo di invecchiamento; quando l'invecchiamento invece è condotto a 220°C, la durezza aumenta rapidamente con il tempo di invecchiamento fino a raggiungere un valore di picco, ma per ulteriori tempi di invecchiamento la durezza diminuisce. Inoltre il valore massimo di durezza ottenibile dopo invecchiamento a 150°C (48 h) è maggiore del valore massimo dopo invecchiamento a 220°C (6 h).

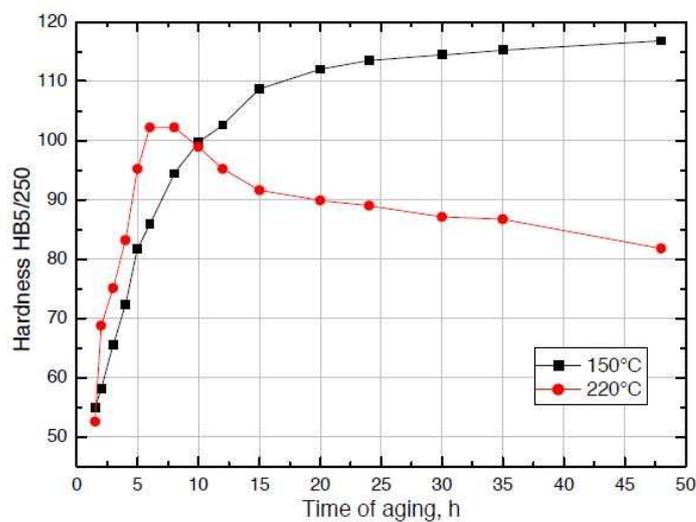


Figura. 2.25: Variazione della durezza con il tempo di invecchiamento artificiale in lega di Al-5.2Si-1.33Cu-0.53Mg-0.2Fe-0.14Mn alla temperatura di 150 e 220°C [17]

Gli effetti della temperatura, del tempo di invecchiamento sulle altre proprietà meccaniche della lega C355 sono mostrati in Figura 2.26: le proprietà tensili dei campioni invecchiati a 220°C sono quasi uguali a quelle ottenute dopo un invecchiamento a 150°C (solo la tensione di snervamento è sempre leggermente maggiore nei campioni invecchiati a temperatura elevata), e la tendenza di entrambi YS (carico o tensione di snervamento) e UTS (tensione di rottura), a causa del tempo di invecchiamento, in linea di principio non cambia.

La resistenza della lega aumenta fino a 10 ore di invecchiamento a 220°C o 15 ore a 150°C, dopo di che un ulteriore aumento delle proprietà meccaniche è visibile solo in campioni invecchiati a 220°C; quando il tempo di invecchiamento è prolungata oltre 20 ore, si osserva una diminuzione UTS. La duttilità mostra una diminuzione con il tempo di invecchiamento, fino a raggiungere un minimo a 7 ore (220°C) o 10 ore (150°C); per un periodo più lungo di invecchiamento, l'allungamento aumenta di nuovo, soprattutto nei campioni invecchiati a 220°C [17].

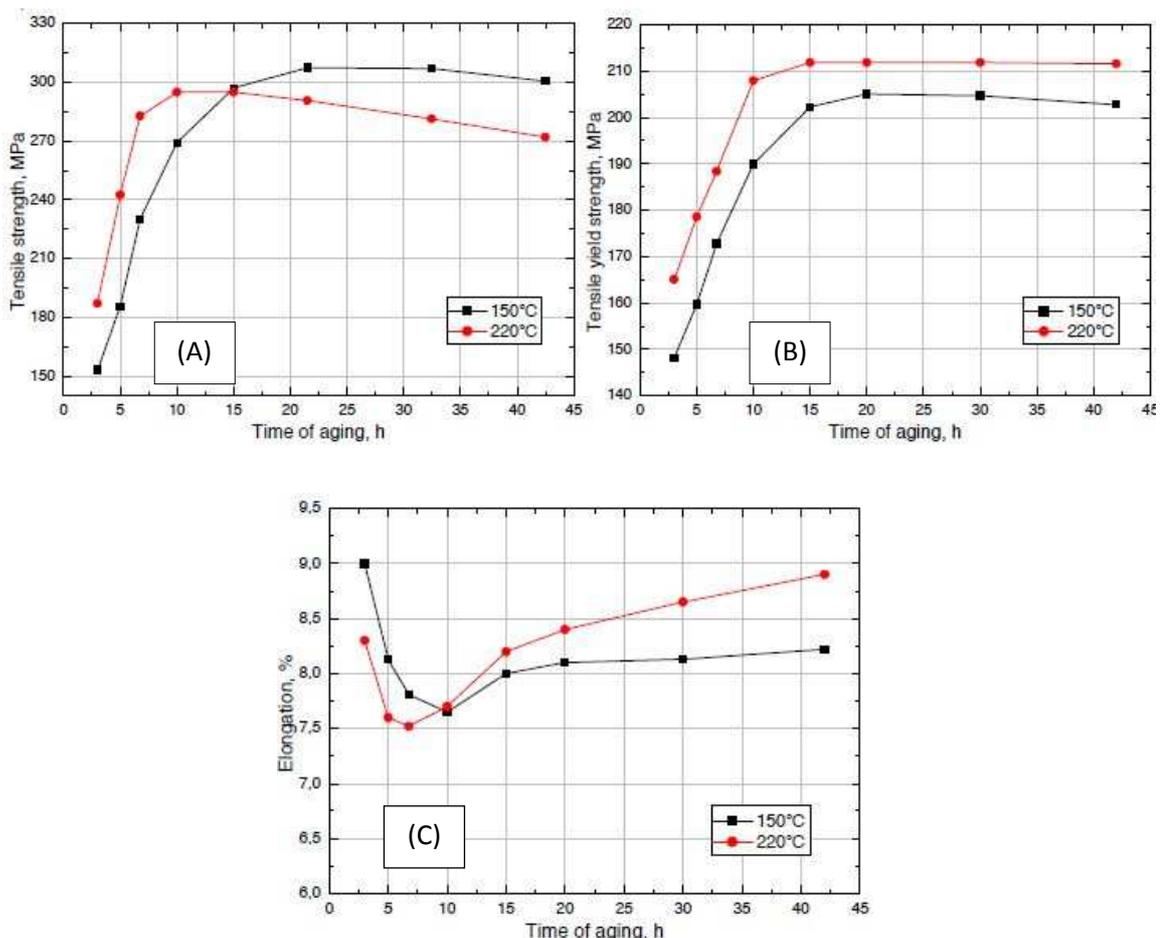


Figura 2.26: Effetti del tempo di invecchiamento su UTS (a), YS (b) e E% (c) della lega Al-5.2Si-1.33Cu-0.53Mg-0.2Fe-0.14Mn invecchiata a 150 e 220°C [17]

2.7.2 LEGA A354

La conoscenza per quanto riguarda la lega A354 è un po' più ampia in quanto questa lega è già utilizzata in alcune fonderie per la produzione di teste di cilindri. Molina [18] ha evidenziato come questa lega mostra un breve intervallo di solidificazione e il suo notevole contenuto di Si genera una maggiore quantità di fase eutettica rispetto ad una lega con % inferiore di Si (Figura 2.27), come una comune A356 (7% circa di Si). La prima germinazione α -Al nuclei avviene, più o meno, allo stato liquido (585°C); la solidificazione dell'eutettico principale con composti al silicio (α -Al + Si + Al_5FeSi) avviene invece alla temperatura eutettica (565-568°C). La precipitazione di fasi contenenti il Cu ($\text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{FeSi}$) inizia nel range 557-522°C, mentre il complesso eutettico di composti al Cu ($\text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$) solidifica quando la temperatura è di poco superiore 500°C (temperatura alla quale la solidificazione è completata).

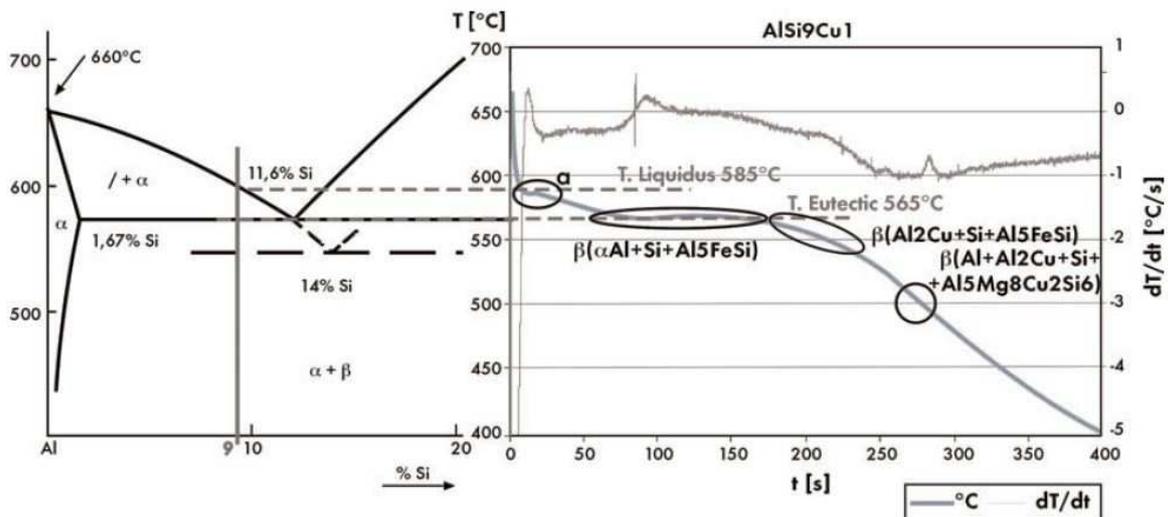


Figura 2.27: diagramma binario di fase Al-Si e analisi termica di solidificazione di una lega A354 [18]

Una prima conseguenza del trattamento termico T6 in lega A354 è l'alterazione morfologica delle particelle di Si da fibrosa a forma sferica; questo comportamento è più pronunciato nei campioni con basso SDAS, anche se quando la microstruttura è grossolana il Si è più allungato (Figura 2.28).

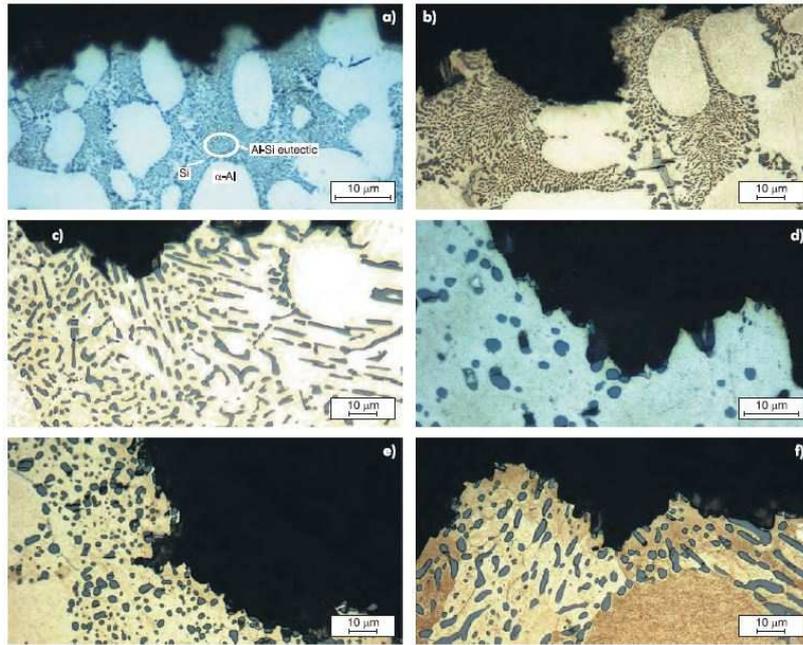


Figura 2.28: morfologia Si in lega A354: (a), (b) e (c) sono campioni con rispettivo SDAS di 8, 20 e 60 μm ; (d), (e) e (f) sono i campioni trattati termicamente corrispondenti (raffreddamento in acqua) [19]

Seifeddine [19] analizzando gli effetti della tempra, dopo il trattamento in soluzione, sulle proprietà microstrutturali e meccaniche della lega A354 ha evidenziato come velocità di raffreddamento maggiori portino a particelle di silicio più sottili rispetto a quelle con drasticità di tempra inferiori. Questo è importante per determinare le proprietà meccaniche finali, in quanto il meccanismo di rottura del materiale può essere correlata alla morfologia di Si eutettico (e anche alla presenza di fasi Fe-ricche aghiformi come le β -Fasi).

Aumentando la velocità di tempra c'è un aumento della resistenza ma mentre per la lega A356 la resistenza ottenibile è la stessa senza tener conto della finezza della microstruttura, la lega A354 presenta valori di resistenza inferiori quando la microstruttura è grossolana (Figura 2.29). La maggiore % di Si e la presenza del Cu, determinano un incremento della tensione di rottura e snervamento della lega A354 rispetto alla lega A356 in virtù della presenza di precipitati contenenti Cu sviluppatasi durante l'invecchiamento.

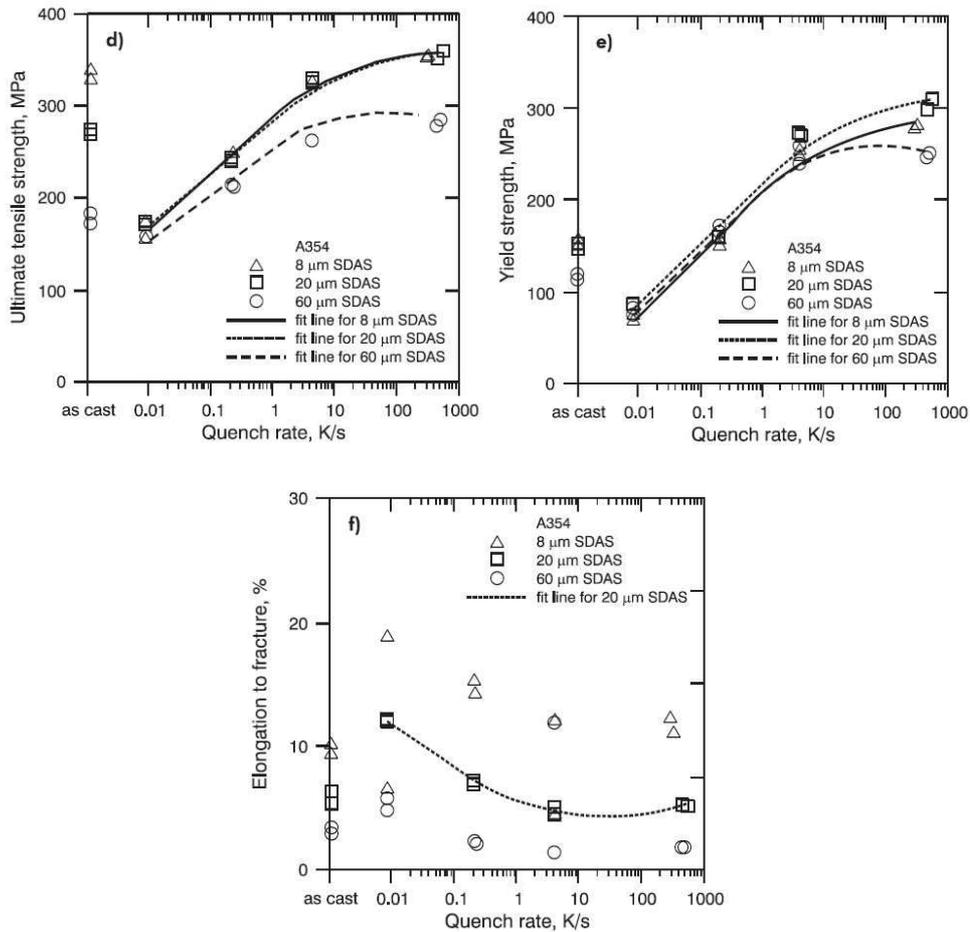


Figura 2.29: Variazione delle proprietà tensili della lega A354 con diverso SDAS (ottenuto con la tecnica di solidificazione gradiente) in funzione della velocità di raffreddamento rapido [19]

I precipitati di rinforzo che si formano durante l'invecchiamento sono simili a quelli precedentemente descritto per la lega C355: fasi β -Mg₂Si, θ -Al₂Cu, S-Al₂CuMg e Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ e loro precursori [20].

Un esempio di curve di invecchiamento per una lega A354 sono mostrate nelle Figure 2.30 – 2.31 – 2.32, dove è interessante notare che i valori massimi di UTS e YS sono raggiungibili applicando un trattamento di invecchiamento artificiale a bassa temperatura (155 e 170°C) per lungo tempo (fino a 72 ore). Se la temperatura di invecchiamento va oltre 195°C, il picco di resistenza può essere raggiunto con un trattamento più breve, ma i valori finali di UTS e YS sono inferiori a quelli ottenuti con una bassa temperatura di invecchiamento.

Anche qui il trattamento d'invecchiamento ha effetto sulla duttilità negativamente, portando valori più bassi in corrispondenza del picco di resistenza. Confrontando le proprietà meccaniche della lega A354 con i valori presentati nel

paragrafo precedente per la C355, è chiaro che quest'ultima mostra una duttilità maggiore della prima, mentre la resistenza è notevolmente superiore nella lega A354 (tali comportamenti sono legati alla maggiore quantità di elementi presenti nella lega A354).

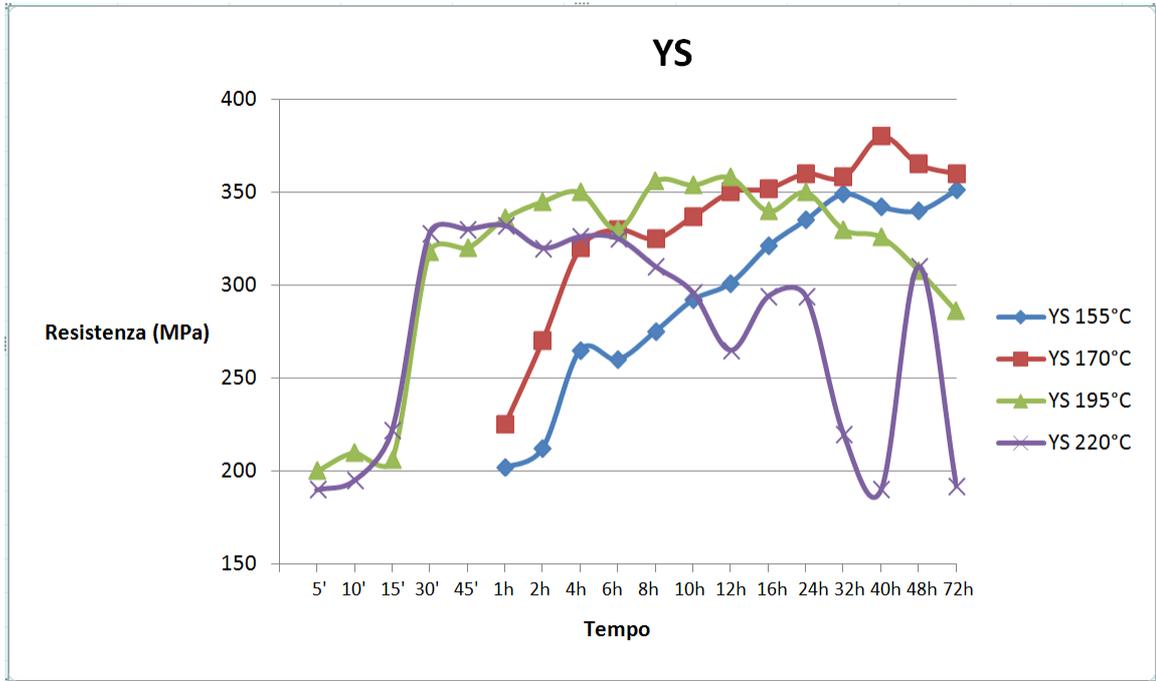


Figura 2.30: variazione tensione di snervamento della lega A354 sotto varie temperature e tempi di invecchiamento [20]

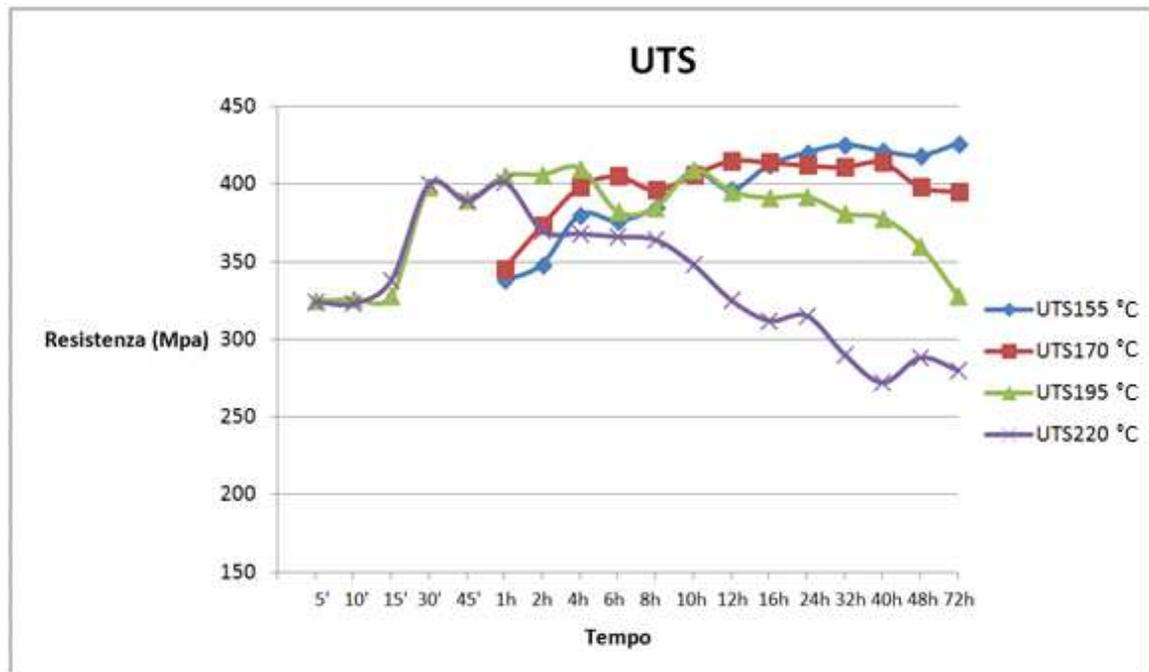


Figura 2.31: variazione tensione di rottura della lega A354 sotto varie temperature e tempi di invecchiamento [20]

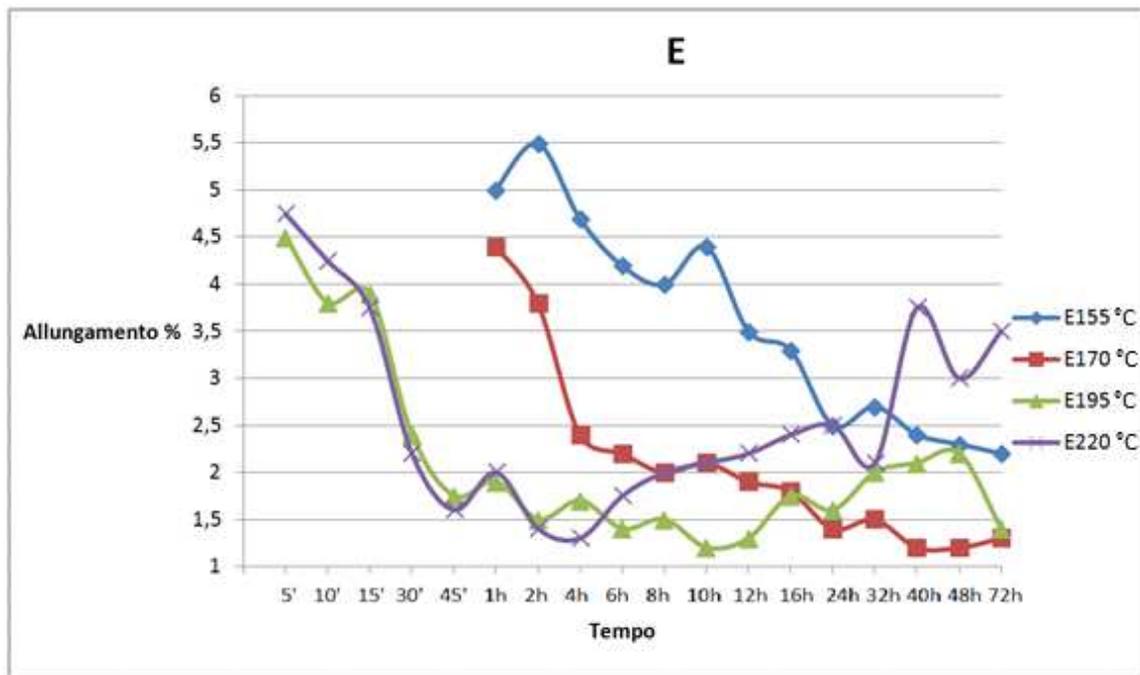


Figura 2.32: variazione modulo elastico della lega A354 sotto varie temperature e tempi di invecchiamento [20]

Rispetto alla lega C355 è anche evidente che il sovra-invecchiamento, a causa di alte temperature (più di 200°C), determina una drastica diminuzione delle proprietà meccaniche.

Questa affermazione è supportata anche da Molina [18] che ha comparato le proprietà meccaniche a temperatura ambiente di una lega A354 con le proprietà dello stesso materiale, testato però a temperature elevate (150 e 250°C), dopo un lungo periodo (500h) di esposizione alle temperature di prova. La ragione di questo comportamento è legato alla trasformazione dei precipitati di rinforzo da coerenti e semicoerenti a ad incoerenti ed al loro ingrossamento. L'evoluzione dei precipitati di rinforzo è illustrato nella Figura 2.33, dove le immagini SEM sono tratte da campioni di lega A354 in condizione "as-cast" quindi non trattati termicamente e dopo diversi tempi d'invecchiamento.

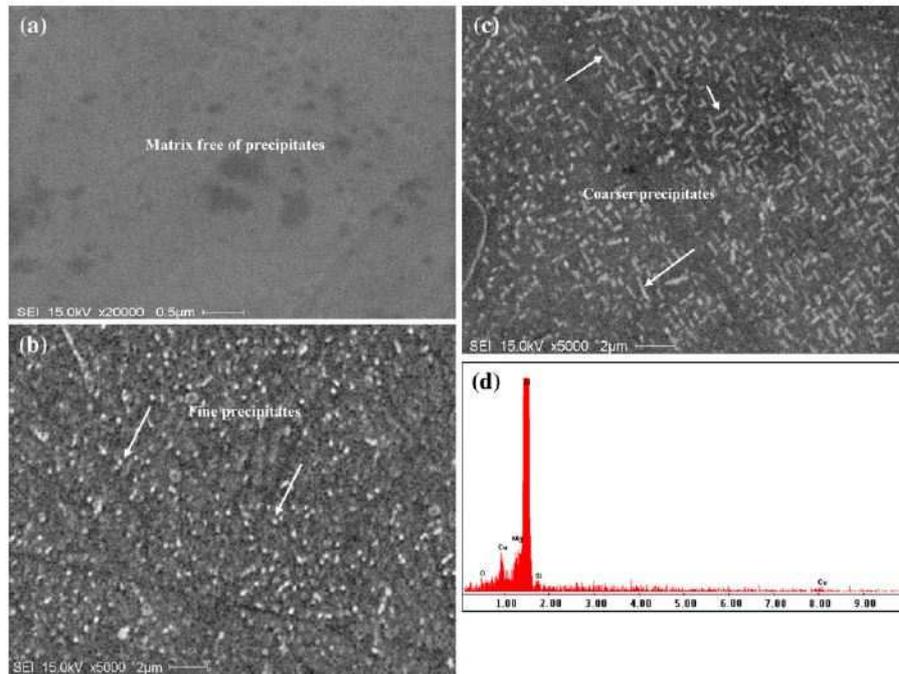


Figura 2.33: immagini SEM prelevate da campioni di lega A354: condizione as-cast (a), invecchiato a 245°C per 1 h (b), invecchiamento a 254°C per 72 h (c) e spettro EDX (d) corrispondente i precipitati osservati in (c) [20]

Anche il meccanismo con cui avviene la frattura del materiale mostra alcune differenze a seconda della condizioni di invecchiamento: Ammar [20] indica che quando il materiale viene invecchiato a 155°C la modalità di frattura è un misto tra frattura duttile e fragile (visibile in Figura 2.34 “a-b”) risultato della presenza di precipitati fini e di piccoli spazi tra di essi. D'altra parte quando il trattamento d'invecchiamento è applicato ad una temperatura più alta, come 245°C, la modalità di frattura è completamente duttile, con profondi micro-cavità (dimples) sulla superficie di frattura (Figura 2.34 “c-d”) dovute alla presenza di precipitati di grosse dimensioni. Queste cavità sono di forma “ovale” e sono allungate nella direzione della sollecitazione applicata.

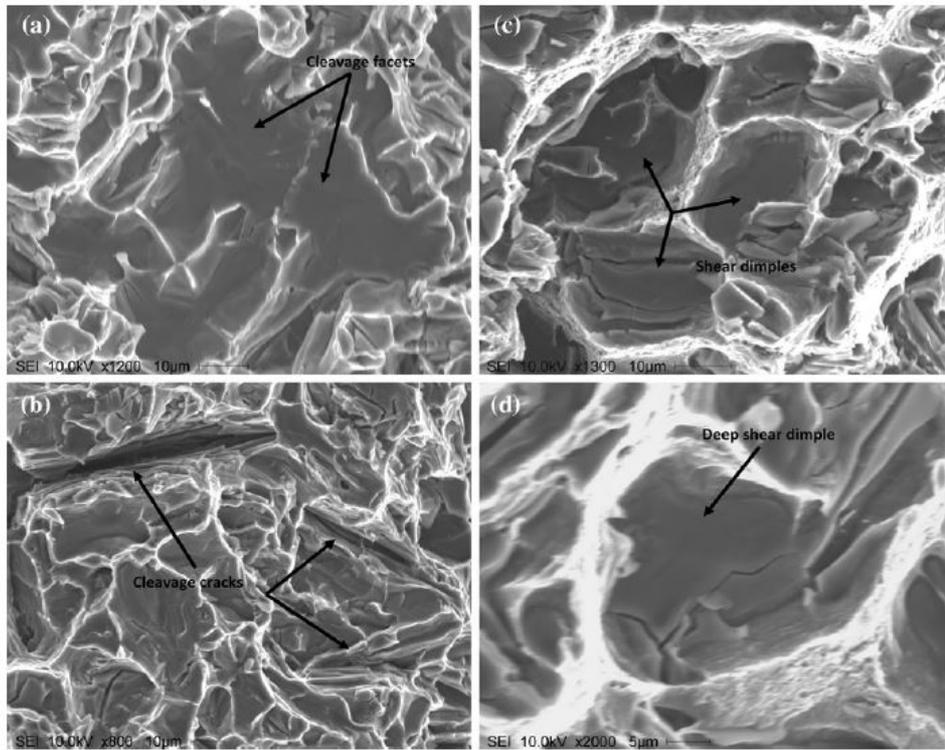


Figura 2.34: immagini SEM della superficie di frattura di provini in lega A354: (a) e (b) campioni invecchiati a 155°C per 72h; (c) e (d) profondi intagli in campioni invecchiati a 245°C per 72h [20]

BIBLIOGRAFIA

1. ASM Handbook Volume 3, "Alloy Phase Diagrams", ASM International 2010
2. Ceschini L., Morri Alessandro, Morri Andrea, Pivetti G., Predictive equations of the tensile properties based on alloy hardness and microstructure for an A356 gravity die cast cylinder head, «MATERIALS & DESIGN», 2011, 32, pp. 1367 - 1375
3. B.Zhang, M.Garro, S.Guerlfo, M.Rosso "Studio della distanza interdentrica (DAS) in teste cilindri prodotte tramite colata in gravità con differenti leghe di alluminio"
4. S.Seifeddine, T. Sjögren, I.L. Svensson; Variations in microstructure and mechanical properties of cast aluminium EN AC 43100 alloy. Metallurgical Science & Technology 25, 2007
5. L.Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine, I. L. Svensson; Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions; Journal of Material Processing Technology 209, 2009
6. <http://www.southampton.ac.uk/~pasr1/graphics/Al-si-x2.jpg>
7. ASM Handbook Volume 2, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", ASM International, 2010
8. L. Ceschini; slide dal corso "Metallurgia Meccanica M"; Università di Bologna, 2011.
9. The Influence and Control of Porosity and Inclusion in Aluminium Castings; Aluminium Alloy Castings: Properties, Process and Application, ASM International.
10. Q. G. Wang, D. Apelian, D. A. Lados; Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Journal of Light Metals, Volume 1, Number 1, February 2001 , pp. 73-84(12)
11. M. Avalle, G. Belingardi, M.P. Cavatorta*, R. Doglione, "Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: a comparison between standard specimens and production components" Department of Mechanical Engineering, Politecnico di Torino, Int. J. Fatigue, 24 (2004), 1-9
12. TALAT - Training in Aluminium Application Technologies "Lecture 1203 Phase Diagrams", CD-ROM version 2.0 edited by the European Aluminium Association.
13. Handbook Volume 15, "Casting", ASM International 2010
14. ASM Handbook Volume 3, "Al-Mg-Si Ternary Phase Diagrams"

15. E. Sjölander; Heat Treatment of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys; Department of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology, Gothenburg, Sweden, Dissertation, 2011.
16. Matweb, Material Property Data (www.matweb.com)
17. G. Mrowka-Nowotnik, J. Sieniawski; Microstructure and mechanical properties of C355.0 cast aluminium alloy; Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 47, 2011.
18. R. Molina, P. Amalberto, M. Rosso; Mechanical characterization of aluminium alloys for high temperature applications. Part 1: Al-Si-Cu alloys; Metallurgical Science and Technology, Vol. 29-1, 2011
19. S.Seifeddine, G. Timelli and I.L. Svensson; The influence of Quench rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium Alloys A356 and A354; International Foundry Research/Giessereiforschung 59, 2007
20. H. R. Ammar, A. M. Samuel, F. H. Samuel, E. Simielli, G. K. Sigworth, J. C. Lin; Influence of Aging Parameters on the Tensile Properties and Quality Index of Al-9 Pct Si-1.8 Pct Cu-0.5 Pct Mg 354-Type Casting Alloys; Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 43-A, 2012

CAPITOLO 3.

TRATTAMENTI TERMICI DELLE LEGHE DI ALLUMINIO

Per trattamento termico si intende una operazione o una successione di operazioni mediante le quali un metallo o una lega metallica viene sottoposta al di sotto del punto di fusione, in ambiente di natura determinata ad uno o più cicli termici (riscaldamento, permanenza a temperatura, raffreddamento) entro temperature, durate e ben precise, per dar loro determinate proprietà [1].

Il trattamento termico comprende tre operazioni essenziali che lo caratterizzano:

- Riscaldamento.
- Permanenza in temperatura
- Raffreddamento

Ognuna di queste operazioni è dipendente da due variabili fondamentali, tempo e temperatura. E' nell'ambito della variabilità di questi due parametri e del loro rapporto (velocità di variazione di temperatura) che è possibile indurre nelle leghe tutte le possibili trasformazioni strutturali.

Infatti riscaldamenti e raffreddamenti molto lenti o lunghe permanenze tenderanno a creare strutture di equilibrio, stabili a temperatura ambiente e senza tensioni interne: trattamenti di ricottura; variazioni veloci di temperatura (soprattutto nel raffreddamento) invece creeranno strutture instabili, facilmente decomponibili con forti tensioni interne sia a livello reticolare che macroscopico: trattamenti di tempra.

Al fine di chiarire i fenomeni che avvengono durante i trattamenti termici dell'Al e sue leghe, è necessario richiamare alcuni concetti che sono alla base dello studio della cristallografia.

3.1 CENNI MECCANISMI DI RINFORZO PER PRECIPITAZIONE

I metalli sono solidi cristallini sono costituiti da atomi disposti a distanze costanti e regolari nello spazio secondo un ordine geometrico che riproduce fin dal cristallo elementare, i piani lungo i quali esso può deformarsi. Così nel caso di un cristallo di alluminio purissimo e perfetto, il reticolo è cubico a facce centrate (CFC) ed è illustrato nella Figura 1.1.

La posizione degli atomi nel reticolo cristallino è generalmente la più compatta possibile, la loro distanza reciproca quindi è la minima possibile (Figura 3.1).

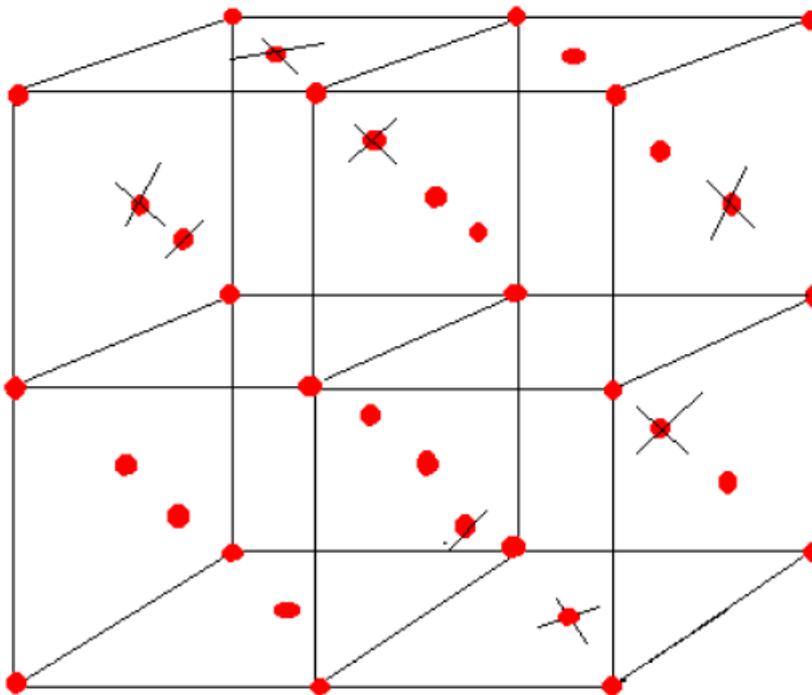


Figura 3.1: accostamento di quattro cristalli di Al [1]

Oltre all'attrazione reciproca ed al fenomeno dell'agitazione termica, gli atomi del reticolo cristallino sono soggetti, tanto più quanto più alta è la temperatura, all'autodiffusione, cioè al cambiamento di posto o rimescolamento continuo in virtù del fatto che il reticolo dei cristalli non è perfetto, ma presenta dei difetti [1]:

- di punto: le vacanze ed impurezze
- di linea: le dislocazioni

3.1.1 Vacanze

In un reticolo cristallino quando in alcuni punti reticolari mancano degli atomi e si crea discontinuità, si dice che esistono delle vacanze (Figura 3.2)

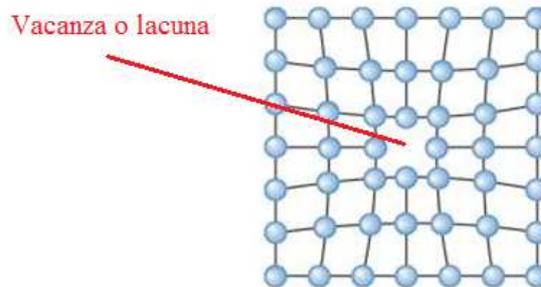


Figura 3.2: esempio di vacanze o lacune [2]

Le vacanze aumentano in relazione all'aumento di temperatura, in quanto con questa aumenta la mobilità degli atomi e quindi la possibilità di spostamenti degli stessi nel reticolo cristallino.

Il raffreddamento istantaneo (tempra) di una lega di alluminio da una temperatura vicina a quella di solubilizzazione (generalmente circa 500°C) lascia nella lega così raffreddata una quantità notevole di vacanze. Fra posti vacanti ed atomi si creano spostamenti ed azioni reciproche: solo con la presenza di vacanze è infatti possibile spiegare i fenomeni di diffusione di atomi di soluto che si hanno durante la fase d'invecchiamento delle leghe leggere.

3.1.2 Dislocazioni

Le dislocazioni sono zone del reticolo cristallino in cui vi è un disordine a livello di disposizione dei piani reticolari; in presenza di tensioni esterne, le dislocazioni possono muoversi e tale movimento determina una deformazione plastica nel metallo (Figura 3.3).

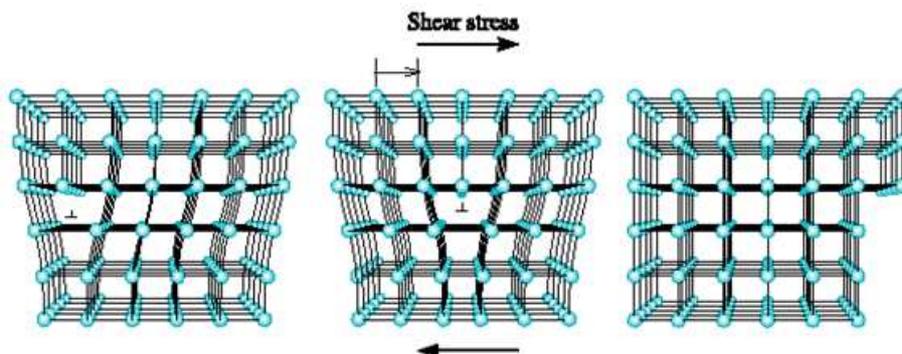


Figura 3.3: Formazione di dislocazioni [2]

L'attitudine di un metallo a deformarsi plasticamente dipende dalla mobilità delle dislocazioni; ponendo ostacoli al movimento delle dislocazioni è possibile rinforzare i materiali metallici aumentando la resistenza meccanica, ed in base agli ostacoli esistono diversi "meccanismi di rinforzo":

- rinforzo per incrudimento
- affinamento del grano
- alligazione
- rinforzo per precipitazione
- rinforzo per dispersione

I trattamenti a cui sono sottoposti le leghe di alluminio da fonderia inducono nel materiale un rinforzo per precipitazione.

3.2 TRATTAMENTI DI RICOTTURA

Tendono a portare la lega in condizioni di equilibrio chimico-strutturale secondo i diagrammi di stato relativi. A seconda delle condizioni di partenza del materiale e dei risultati che si vogliono ottenere, si cercherà di agire in un modo conveniente sui due parametri tempo – temperatura [1].

Si parlerà quindi di

- a) Ricottura di omogeneizzazione, quando si tendono a creare le condizioni di equilibrio chimico – fisico con le fasi separate e finemente disperse
- b) Ricottura di ricristallizzazione, quando si tende a rigenerare le strutture incrudite di lavorazione plastica a freddo.
- c) Ricottura di distensione, per eliminare le tensioni che si creano per esempio nei getti complessi durante il raffreddamento nelle staffe.

a) RICOTTURA DI OMOGENEIZZAZIONE

Le ricotture in genere (e quella di omogeneizzazione in particolare) sono trattamenti che interessano molto più le leghe da deformazione plastica che quelle da fonderia. Essa viene effettuata sui getti per la necessità di omogeneizzare la struttura primaria di fusione che presenta oltre a segregazioni, anche dendriti con grosse disuniformità di composizione sia nel loro interno, sia tra l'una e l'altra a seconda del tempo di

formazione [1]; è spesso applicata quando si è allo stato greggio di fusione, per preparare il materiale alla estrusione, laminazione, fucinatura. E' un trattamento che viene sempre eseguito alle massime temperature consentite e per tempi molto lunghi, ed oltre a detensionare completamente il materiale genera una dissoluzione delle fasi solubili eventualmente precipitate e una omogeneizzazione della soluzione solida, per cui il risultato finale sarà un "soluti uniformemente distribuito e le impurezze insolubili globulizzate".

Queste trasformazioni consentono:

- una maggiore velocità di estrusione senza pericolo di rotture per l'eliminazione delle disuniformità di zone a struttura diversa o di composti fragili.
- Un miglioramento della plasticità a caldo nelle operazioni di laminazione e stampaggio, quindi una diminuzione degli scarti. La temperatura di lavorazione a caldo infatti non è tale da permettere una adeguata solubilizzazione dei composti.
- Un miglioramento dell'aspetto superficiale dei pezzi, soprattutto se destinati all'ossidazione anodica.
- Un aumento delle caratteristiche meccaniche e tecnologiche dei semilavorati sempre dovuto all'eliminazione dei composti fragili e alle zone a composizione differenziata che costituiscono zone preferenziali per l'insorgere di rotture a fatica o a tensocorrosione.

Il trattamento di omogeneizzazione viene eseguito in genere a temperatura di 420°C – 480°C per durate di 24 – 48 ore a seconda dei tipi di leghe.

Come si è detto vi è la tendenza ad adottare temperature e tempi sempre più spinti al fine di ottenere risultati più efficaci, nel contempo si cerca di partire da leghe con strutture primarie meno grossolane e colando in condizioni controllate di raffreddamento. Questi accorgimenti permettono di raggiungere più rapidamente le condizioni di omogeneizzazione della lega e di ottenere miglioramenti delle caratteristiche meccaniche, soprattutto di quelle nelle direzioni trasversali al senso di laminazione.

Per definizione la ricottura deve tendere a portare il materiale in condizioni equilibrio chimico - strutturale, per cui il raffreddamento che seguirà alla permanenza in temperatura dovrà essere sufficientemente lento da non creare soluzioni soprassature a temperatura ambiente. Come si è più volte detto la ricottura di omogeneizzazione si effettua a temperature molto spinte al fine di accelerare al massimo i tempi di esecuzione. Tale tendenza porta ad arrivare a temperature prossime alla linea solidus per cui è necessario operare con dei forni in grado di garantire temperature molto uniformi in tutte

le zone e perfettamente controllate. Eventuali diversità di temperatura all'interno del forno possono facilmente il materiale oltre il limite della fase solida con inizio di fusione dei punti a concentrazione eutettica e danno irrecuperabile nel materiale.

b) RICOTTURA DI RICRISTALLIZZAZIONE

E' un trattamento che riveste una particolare importanza per le leghe da lavorazione plastica semilavorate in quanto permette di rendere nuovamente lavorabile un materiale incrudito da una precedente lavorazione a freddo.

La ricristallizzazione deve essere tale da permettere di ottenere una struttura con grano cristallino il più piccolo possibile perché in queste condizioni si hanno le migliori caratteristiche meccaniche, la migliore lavorabilità a freddo e il migliore aspetto superficiale dopo questa lavorazione. Le condizioni per ottenere una ricristallizzazione a grano fine sono:

- Elevato grado di incrudimento. Incrudimenti troppo bassi, dell'ordine del 2-6%, sono chiamati incrudimenti critici, in quanto generano strutture talmente grossolane da creare addirittura difficoltà di deformazione plastica nelle successive lavorazioni alle macchine utensili.
- La seconda condizione per ottenere una ricristallizzazione a grano fine è una temperatura di ricottura elevata con permanenze minime indispensabili.

Tenendo conto delle temperature che si raggiungono in questo tipo di ricottura è facile capire come i raffreddamenti dovrebbero essere lentissimi per ottenere la completa precipitazione delle fasi solubili a bassa temperatura come è richiesto da una buona ricottura. Si può ovviare a questo inconveniente adottando un raffreddamento all'aria dopo la ricottura di ricristallizzazione a temperatura elevata, facendolo poi seguire da un secondo riscaldamento a temperatura più bassa seguita da un raffreddamento in forno. Il risultato di questo doppio trattamento è una struttura particolarmente affinata che presenta quindi il massimo delle caratteristiche di tenacità.

Si è detto all'inizio che la ricottura di ricristallizzazione serve a preparare il materiale a subire successive trasformazioni plastiche a freddo ridando al materiale la sua plasticità e riportandone le caratteristiche meccaniche allo stato antecedente la deformazione plastica. La microstruttura del materiale però, anche dopo la ricottura, risente del senso di laminazione o del senso della lavorazione plastica e mantiene proprietà anisotrope [2].

L'anisotropia genera quindi inconvenienti e da molto tempo si cerca di attenuare tale anomalia agendo sia sulla purezza delle leghe, sia controllando accuratamente la loro composizione e i cicli di colata, sia ancora effettuando delle omogeneizzazioni molto spinte. La ricottura, contenuta entro limiti di temperatura e di tempo precisi permette di migliorare la tenacità del materiale mantenendo elevata resistenza meccanica e ripristinarne proprietà fisiche e chimiche.

c) RICOTTURA DI DISTENSIONE

E' questo un tipo di ricottura che può interessare oltre le leghe da lavorazione plastica anche e soprattutto i getti di fonderia.

Quando si colano dei getti, tanto più sono grandi e complessi ed hanno delle variazioni di sezione notevoli tanto più difficile sarà realizzare delle condizioni di solidificazione e raffreddamento uniforme in tutto il pezzo. Tali diversità sono la condizione per il realizzarsi di tensioni all'interno del getto stesso che possono essere di due tipi:

- Tensioni che si generano fra sezioni diverse del pezzo. Classico in fonderia è l'esempio della ruota con le razze: se ad esempio la corona ha una sezione più grande delle razze queste solidificheranno prima trascinandosi nel ritiro parte di materiale ancora liquido o plastico della corona. Ma quando la corona solidificherà tendendo a stringersi troverà le razze già fredde e le metterà in compressione;

- Tensioni che si generano all'interno di una stessa sezione. Consideriamo la colata di un getto cilindrico: prima solidificherà la parte esterna, che diminuendo di volume metterà in compressione la parte interna: essendo ancora liquida potrà subire facilmente deformazioni. Quando la parte esterna sarà già fredda, l'interna continuerà ancora a raffreddarsi e a diminuire di volume, per cui tenderà a mettere in compressione gli strati esterni e in trazione se stessa.

La ricottura di distensione dovrà in questo caso ovviare a tale inconveniente portando il getto nel campo della deformazione plastica in modo che tutte le tensioni possano liberarsi annullandosi.

Si tratterà quindi di portare i getti a 300°C – 350°C, mantenendoli per alcune ore a tale temperatura e lasciarli poi raffreddare il più lentamente possibile, generalmente in forno.

Nel campo delle leghe da lavorazione plastica se la ricottura di stabilizzazione ha una sua giustificazione teorica, trova in pratica ben poche applicazioni. La temperatura di

distensione è infatti troppo alta per trovare applicazione su leghe trattate termicamente al fine di eliminare le tensioni create dalla tempra all'interno dei pezzi. La perdita delle caratteristiche meccaniche sarebbe pressoché totale. Sui materiali incruditi esistono invece trattamenti specifici che permettono di raggiungere condizioni particolari del materiale (omogeneizzazione, ricristallizzazione) delle quali la distensione non rappresenta che un effetto secondario, comunque ottenuto.

3.3 TRATTAMENTO DI TEMPRA

La tempra consiste in un raffreddamento rapido della lega da una temperatura determinata fino alla temperatura ambiente. Si parte da una temperatura tale da disciogliere composti intermetallici e far entrare in soluzione, nella matrice di alluminio, gli elementi che li costituivano. Tale soluzione si ritrova, se il raffreddamento è stato sufficientemente rapido, a temperatura ambiente in condizioni di metastabilità. Si parla in questo caso di tempra di soluzione.

a) TEMPRA DI SOLUZIONE

Se si riscalda una lega di alluminio contenente ad esempio 4% di rame partendo dalla temperatura ambiente avremo una solubilizzazione via via crescente del Cu nell'Al mano a mano che cresce la temperatura.

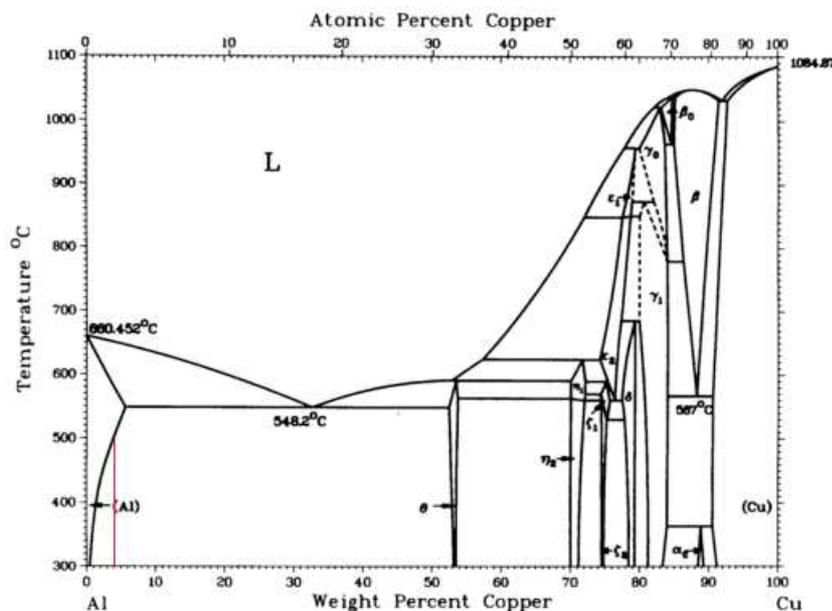


Figura 3.4: Diagramma di stato della lega Al-Cu [3]

La misura della massima solubilità ad ogni temperatura è data dalla curva di equilibrio per cui a 500°C circa l'alluminio è in grado di solubilizzare tutto il 4% di Cu (vedi linea rossa in Figura 3.4).

Questo in condizioni teoriche di equilibrio stabile. In pratica la solubilizzazione totale è di difficile ottenimento in tempi praticamente ragionevoli per due motivi principali:

- Alle temperature considerate, la mobilità atomica è sempre relativamente modesta e quindi è difficile la diffusione del soluto attraverso il reticolo cristallino del solvente.
- Il soluto è generalmente sottoforma di aggregati di dimensioni considerevoli, dovute al tipo di raffreddamento della lega dal punto di fusione (zone interdendritiche a forti concentrazioni di soluto o, nel caso di concentrazioni di soluto che lo permettono, zone interdendritiche eutettiche). Essendo la velocità di dissoluzione direttamente proporzionale all'area interfacciale soluto-solvente non sussistono in questo caso le condizioni per una rapida dissoluzione.
- La velocità di solubilizzazione è infine proporzionalmente più lenta quanto più complessa è la composizione chimica delle fasi da sciogliere. Da questo punto di vista quindi le leghe complesse sono le più difficoltose.

Questi motivi fanno sì che per ottenere una più rapida e totale soluzione del soluto si tenda alle massime temperature che lo stato solido della lega può consentire. Nel caso quindi della lega con il 4% di rame si può, almeno in linea teorica, arrivare a temperature di circa 560°C. Nel caso in cui invece nella lega siano presenti eutettici (es. tenore di rame maggiore del 5.7%) oppure presenza insieme al rame di altri composti che modificano il diagramma di stato inducendo la presenza di eutettici più complessi, la temperatura massima raggiungibile è quella dell'eutettico, quindi circa 540°C.

In pratica si raggiungeranno temperature di 10 – 40°C inferiori all'inizio di fusione.

La permanenza in temperatura dovrebbe essere tale da permettere di portare in soluzione la totalità dell'elemento di lega e quindi dovrà essere proporzionalmente più lunga passando dalle leghe di lavorazione plastica, ai getti in conchiglia e infine alla fusione in sabbia. Queste ultime infatti possiedono le strutture più grossolane e quindi le fasi da solubilizzare più voluminose. Una lunga permanenza in temperatura tende inoltre a sferoidizzare le impurezze insolubili con grossi vantaggi per le caratteristiche meccaniche.

Particolarmente nel caso delle leghe da lavorazione plastica il fenomeno è rilevabile agli effetti delle caratteristiche meccaniche. Infatti il grano cristallino deformato tende ad ingrossarsi con la permanenza ad alta temperatura.

La velocità minima di raffreddamento che permette di ottenere a temperatura ambiente la soluzione solida senza alcun inizio di precipitazione di soluto è chiamata velocità critica di tempra del materiale ed ogni lega ha una sua velocità critica. Possiamo quindi dire che la velocità critica di tempra del materiale è un dato caratteristico ed intrinseco ad ogni tipo di materiale.

La tempra quindi nel caso di leghe di alluminio serve a trasportare a temperatura ambiente, in condizioni di metastabilità, una soluzione solida ottenuta ad alta temperatura ed essa non comporta alcuna variazione di fase del metallo; come tutte le soluzioni solide anche queste ottenute da tempra hanno buone caratteristiche di malleabilità duttilità e scarse di durezza e resistenza.

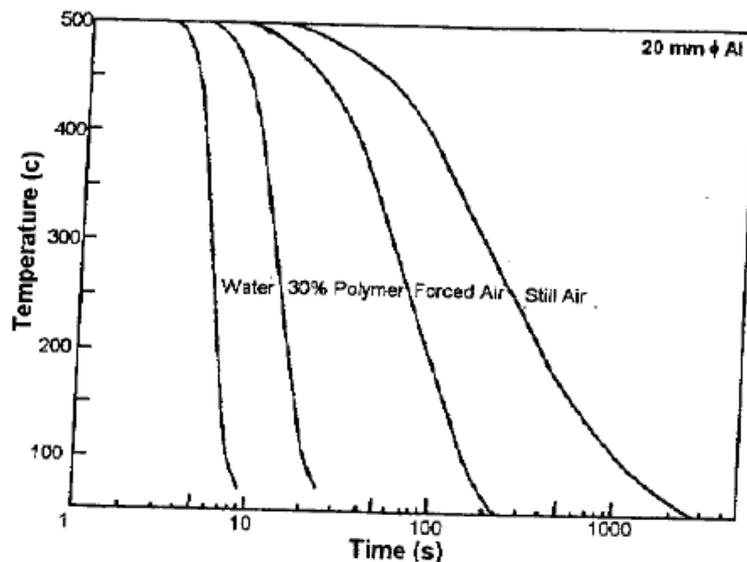


Figura 3.5: curve delle velocità di raffreddamento di un provino di Al con diametro 20 mm al variare del mezzo temprante [4]

3.4 INVECCHIAMENTO

L'invecchiamento tende a far precipitare in forma più o meno microscopica i composti o gli elementi che si trovano in soluzione solida soprassatura immediatamente dopo la tempra di soluzione. L'invecchiamento quindi può essere:

- a) naturale, se avviene a temperatura ambiente;
- b) artificiale, se avviene a temperature superiori ai 100°C fino ad un massimo di 220°C;
- c) invecchiamento associato ad un incrudimento meccanico eseguito immediatamente dopo tempra, che permette di raggiungere durezza superiori. Siamo in presenza in questo caso di un trattamento “termomeccanico”.

Complessivamente la durezza della lega d’alluminio aumenta quando si verifica la formazione controllata di questi precipitati degli elementi della lega e condizione essenziale affinché l’indurimento sia il più efficace possibile è che questi siano coerenti o semicoerenti con il reticolo cristallino dell’alluminio ed estremamente duri.

Per capire meglio le diverse fasi di precipitazione si analizza la curva durezza-tempo riassuntiva dello stadio di invecchiamento della Figura 3.6:

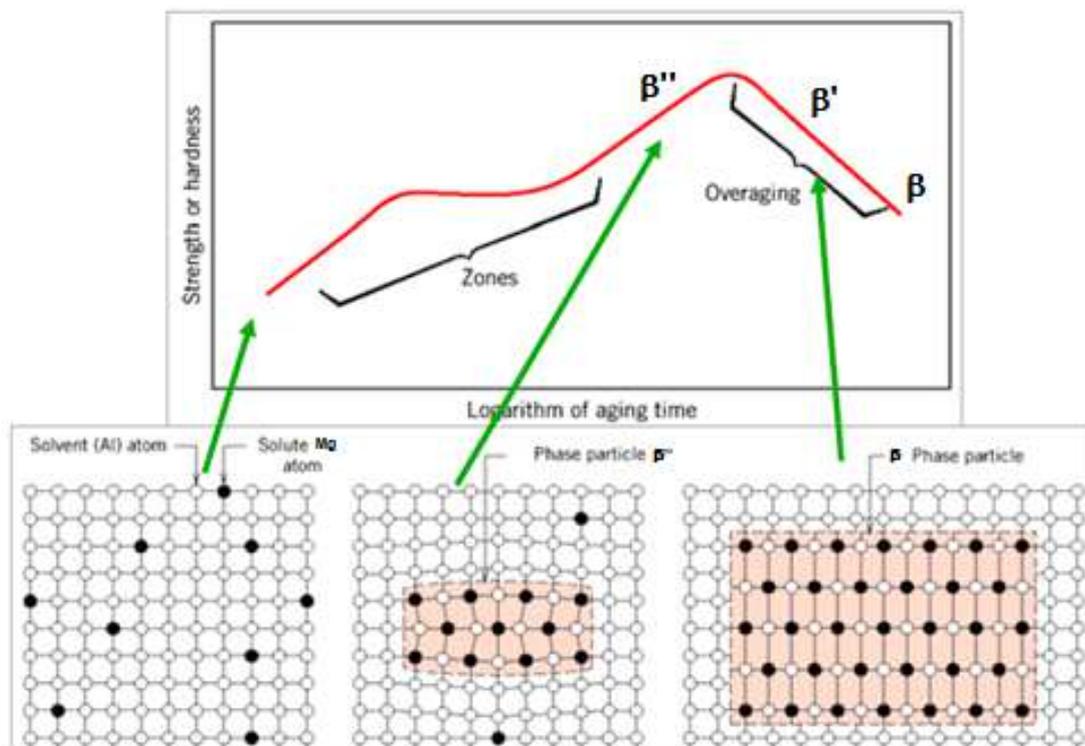


Figura 3.6: Invecchiamento e andamento delle fasi di precipitazione [5]

- (a) soluzione solida con distribuzione aleatoria degli atomi di soluto
- (b) zona di aggregazione degli atomi di soluto coerente con la matrice
- (c) precipitato incoerente

Il grafico in Figura 3.6 rappresenta una curva d’invecchiamento in cui viene riportata, per una fissata temperatura, l’andamento delle durezze in funzione del tempo di trattamento e l’evoluzione dei precipitati durante l’invecchiamento. Per le leghe AlSiMg il processo

viene eseguito all'interno dell'intervallo di temperatura 150-180°C e tempi che vanno da 2-8 ore.

E' possibile distinguere due aumenti di durezza. Il primo incremento è dovuto alla formazione delle zone di Guiner Preston (*GP*) che sono zone limitate del reticolo ad alta densità di soluto che lo deformano elasticamente.

Il secondo è legato invece allo sviluppo, a partire dalle zone GP, del precipitato coerente β'' e del semicoerente β' .

Il decremento di durezza finale, invece, coincide con lo sviluppo del precipitato β stabile completamente incoerente con la matrice.

Questo andamento delle durezze è legato alla variazione del meccanismo con cui le dislocazioni superano i precipitati. Nel caso dei precipitati coerenti e semicoerenti questi vengono attraversati dalle dislocazioni secondo il meccanismo di Ashby (Figura 3.7) e quindi è importante che i precipitati abbiano elevata resistenza e siano presenti in maniera omogenea nel materiale.

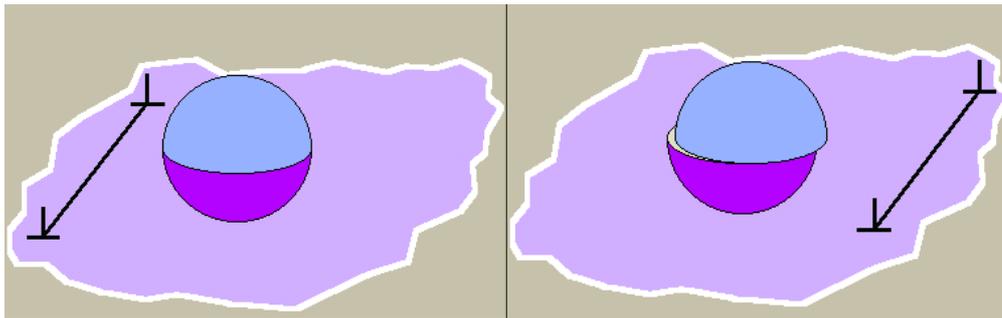


Figura 3.7: Meccanismo di Ashby [2]

I precipitati incoerenti, invece vengono superati secondo il meccanismo di Orowan (Figura 3.8) e quindi fondamentale è la distanza fra i vari precipitati.

Per tempi d'invecchiamento molto lunghi i precipitati stabili s'ingrossano e riducono in numero, con conseguente aumento della distanza fra di essi e riduzione dell'effetto di rinforzo

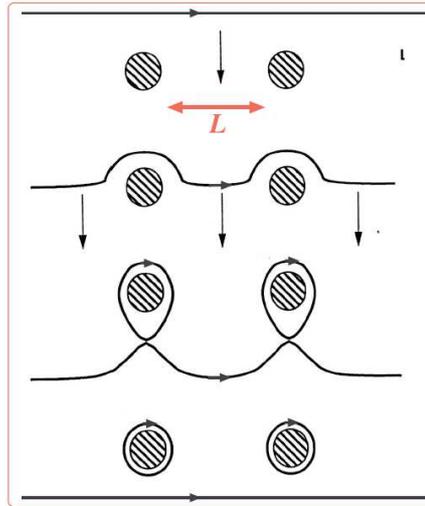


Figura 3.8: Meccanismo di Orowan [6]

I tempi d'invecchiamento per ottenere la massima durezza sono naturalmente connessi con la temperatura del trattamento (Figura 3.9) ma anche con la quantità di elementi di lega realmente in soluzione. Al crescere della percentuale di elementi in soluzione, infatti, aumenta la durezza in seguito all'aumento del numero di precipitati ma si ha anche un incremento della cinetica d'invecchiamento, riducendo così i tempi per ottenere il picco della durezza ottenibile.

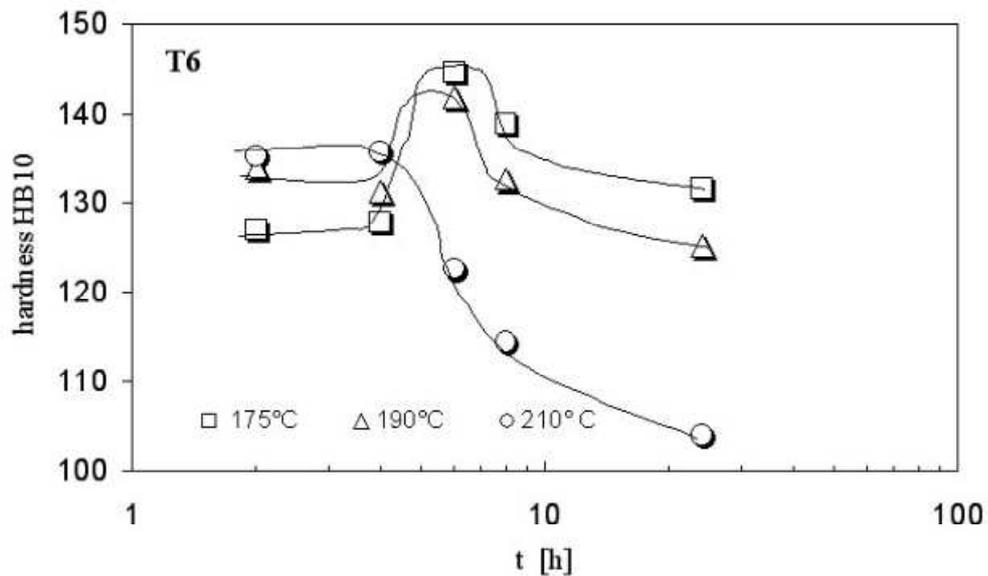


Figura 3.9: Durezza HB_{10} in funzione di temperatura e tempo di invecchiamento dopo solubilizzazione a 500°C per 4 ore (stato T6) di una lega $\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0.6}\text{Cu}_{0.5}$. Si nota un sensibile aumento del picco di durezza

[7]

BIBLIOGRAFIA

1. Elio Gianotti “Alluminio e sue leghe: Classificazione e trattamenti termici”
Trattamenti termici Ferioli&Gianotti, Torino
2. Donald R. Askeland – Pradeep P. Phulé “The Science and Engineering of Materials,
4th ed” Chapter 4 – Imperfections in the Atomic and Ionic Arrangements
3. ASM Handbooks Volume 3 “Binary Phase Diagrams Al-Cu”
4. George E. Totten, D. Scott MacKenzie “Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical
Metallurgy and Processes” 2003
5. TALAT - Training in Aluminium Application Technologies “Aluminium - A Light
Metal”, CD-ROM version 2.0 edited by the European Aluminium Association
prepared by Toralf Cock, Skanaluminium, Oslo
6. N. Hansen, Acta Metallurgica Vol. 18, (1970)
7. ASM Handbook Volume 4, “Heat Treating”, ASM International 2010

CAPITOLO 4.

TECNOLOGIE DI FONDERIA

Le caratteristiche tecnologiche richieste alle leghe da fonderia sono fortemente influenzate dal processo di colata per il quale vengono impiegate. Per tale ragione, oltre alle indicazioni riguardanti la composizione chimica nominale, per queste leghe viene indicato anche la tipologia di getti per cui possono essere utilizzate:

- Getti in sabbia;
- Getti in conchiglia;
- Getti presso fusi

4.1 COLATA IN SABBIA VERDE

Questa tecnologia è la più antica e il modello (che serve per ricavare l'impronta esterna del getto) può essere costruito in vari modi a seconda del numero di getti da produrre e dell'intervallo di tempo in cui questi getti sono prodotti, per assicurare la stabilità dimensionale nel tempo [1].

La compattazione della sabbia sul modello può avvenire mediante pestellatura manuale, a scossa e vibrazione, a compressione idraulica o mediante il vuoto: l'operazione è detta formatura.

L'operazione successiva, cioè l'estrazione del modello dalla forma, è detta sformatura; l'impronta è il negativo del modello ed il modello deve comprendere anche il sistema di colata (cioè i canali verticali e orizzontali di forma e sezione calcolata che convogliano il metallo dall'imbutto di colata agli attacchi di colata) e le materozze, cioè le riserve di metallo liquido che, poste in posizione più elevata rispetto al getto, devono raffreddarsi per ultime alimentando le parti più massicce del getto per compensarne il ritiro volumetrico indotto dalla solidificazione e dal raffreddamento del metallo. La forma normalmente è contenuta in un telaio metallico, di opportuna rigidità e resistenza, e può essere prodotta con sabbia additivata con bentonite o con da sabbie silicee legate con binder polimerici o chimici.

Nel primo caso una percentuale d'acqua, anche se ridotta, è necessaria per sviluppare le capacità coesive della bentonite: si parla perciò di terra a verde dove verde sta per umido, dall'inglese "green".

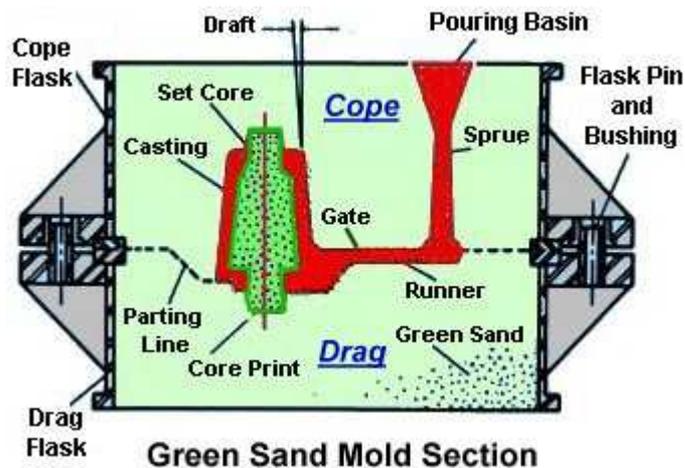


Figura 4.1: esempio colata in sabbia verde [2]

L'acqua può però decomporsi durante la colata liberando idrogeno e generando quindi porosità

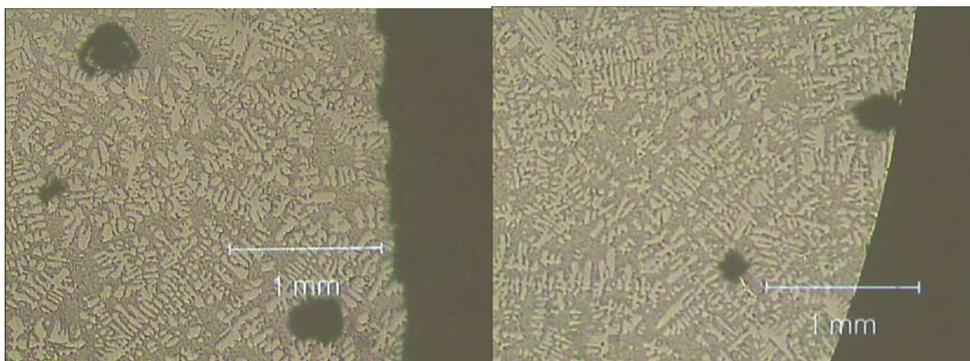


Figura 4.2 e 4.3: presenza di porosità superficiali [3]

Per ovviare a ciò si può eseguire un trattamento di flambatura alla sabbia addizionata con materiali pecciosi (a caldo rammolliscono e raffreddandosi danno origine ad uno strato idrorepellente), ottenendo terre a semisecco.

L'utilizzo di sabbie con leganti sintetici riduce queste problematiche, ma non le elimina completamente, a causa della presenza di umidità assorbita dalla forma dall'ambiente.

Le condizioni di lento raffreddamento dovute alla bassa conducibilità termica della sabbia non sono favorevoli all'ottenimento di una microstruttura e fine e con altre proprietà meccaniche [1]. Per aumentare la velocità di raffreddamento si introducono

quindi i raffreddatori, ovvero blocchetti metallici che aiutano a smaltire il calore di solidificazione. Le operazioni susseguenti alla formatura sono essenziali:

- il ramolaggio, cioè il posizionamento accurato delle anime (ovvero sono degli oggetti che servono per ottenere dei fori nella fusione, cioè delle parti che non devono venir riempite dal metallo liquido) nella forma utilizzando opportuni riferimenti
- la chiusura o accoppiamento delle due o più parti della forma
- la colata fatta a mano o automaticamente dal forno e seguita dal raffreddamento e solidificazione
- la disfatura, cioè l'estrazione del getto con il sistema di colata dalla staffa o dalla motta
- la sterratura, cioè lo svuotamento dell'interno del getto dalla sabbia proveniente dalle anime
- la smaterozzata; cioè la separazione delle materozze e del sistema di colata
- la sbavatura, cioè l'asportazione delle bave dovute ai piani di divisione della forma
- la finitura, cioè l'eliminazione delle eventuali asperità superficiali
- il trattamento termico, sempre richiesto per getti di qualità
- controlli geometrici e collaudi di funzionalità.

La complessità delle operazioni rende la colata in sabbia verde più adatta per la produzione in piccola serie, dove gioca a favore il minor costo delle attrezzature .

4.2 COLATA IN CONCHIGLIA A GRAVITA'

Il metallo riempie la forma per azione della gravità, quindi l'ingresso nella conchiglia deve essere situato ad un livello superiore per ottenere la giusta pressione metallostatica. La pressione atmosferica, agendo sulle materozze ancora liquide, riesce a compensare il ritiro dovuto alla solidificazione. La conchiglia è costituita da un minimo di due parti (una mobile e una fissa).



Figura 4.4: esempio di conchiglia [4]

La sequenza delle operazioni è la seguente:

- preparazione della conchiglia (pulizia, lubrificazione, riscaldamento);
- colata;
- estrazione del getto;
- taglio delle materozze e sbavatura delle linee di divisione.

Essendo la conchiglia prodotta con acciai alto legati resistenti alle alte temperature acciaio, induce nel metallo liquido velocità di raffreddamento sono estremamente elevate. Per evitare che zone della conchiglia sottili solidifichino prima che la forma sia stata completamente riempita, le conchiglie possono essere dotate di sistemi localizzati di termoregolazione. La verniciatura permette da una parte di modificare lo scambio termico fra metallo liquido e conchiglia, dall'altro permette, come la lubrificazione, di favorire lo scorrimento del metallo liquido nello stampo.

La precisione e la qualità superficiale sono intermedie fra la colata in sabbia e la pressocolata.

4.3 COLATA A BASSA PRESSIONE

La caratteristica fondamentale di questa tecnologia è che la macchina idraulica che movimentata le parti mobili della conchiglia è disposta sopra il forno di attesa dove è presente il metallo liquido, in modo da consentirne il riempimento dal basso attraverso un tubo verticale in materiale ceramico [1]. Lo stampo è a pressione atmosferica mentre il

forno viene pressurizzato con aria compressa; il forno deve essere necessariamente a tenuta e quindi non c'è la possibilità di usare il riscaldamento a fiamma, ma è obbligatorio quello elettrico. Dopo un tempo prefissato, la sovra-pressione nel forno viene azzerata e il metallo nel tubo di iniezione ritorna nel forno stesso.

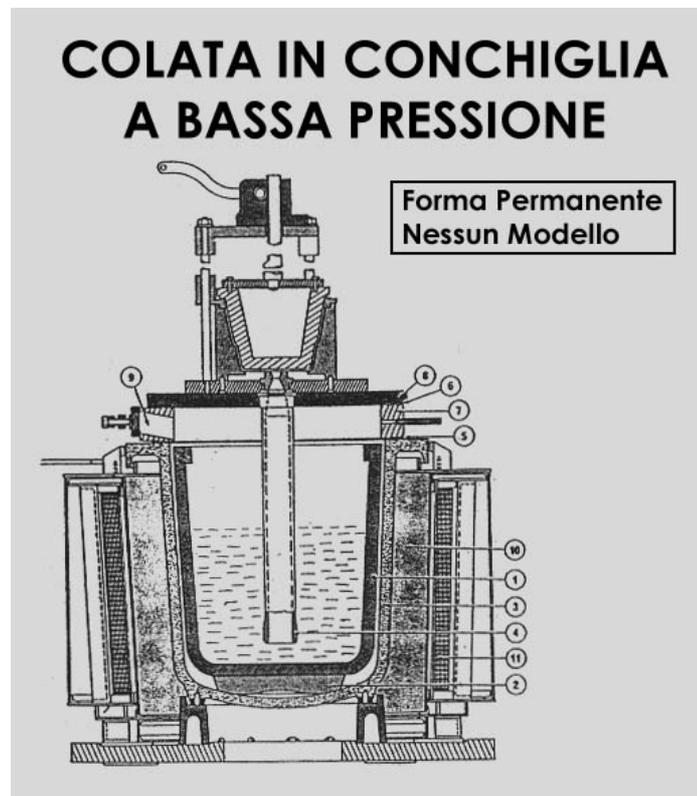


Figura 4.5: rappresentazione processo colata a bassa pressione [5]

Le successive operazioni comprendono l'estrazione del getto, la sterratura, la sbavatura e il trattamento termico. La smaterozzatura è molto semplice. Recentemente la colata a bassa pressione ha avuto un grande sviluppo tecnologico legato alle esigenze qualitative e quantitative della produzione di cerchioni per applicazioni automobilistiche, arrivando a colare contemporaneamente 4 cerchioni.

I vantaggi del processo risiedono nell'alta resa e nelle operazioni di finitura ridotte. Questa tecnologia ben si presta per ottenere oggetti simmetrici rispetto ad un asse verticale e per quelli privi di zone massive isolate. E' possibile mettere lo stampo in depressione invece del forno in pressione (richiede però una migliore progettazione dello stampo per evitare zone dove il metallo non arrivi).

4.4 PRESSOCOLATA

Conosciuta anche con il nome di pressofusione, questa tecnologia è la più diffusa per le grandi serie per i ridotti tempi di produzione del componente abbinato al minor costo delle leghe secondarie utilizzabili, alla buona precisione dimensionale e all'ottimo grado di finitura superficiale [1]

Le caratteristiche meno positive sono l'impossibilità di usare le anime in sabbia (quindi di ottenere cavità interne non sformabili direttamente) e l'impossibilità di eseguire sui getti il trattamento termico e la saldatura.

Il processo di colata sotto pressione si svolge iniettando il metallo ad alta velocità in uno stampo di acciaio tenuto chiuso e bloccato in una pressa idraulica che contrasta l'apertura dello stampo (ne esistono da 1.000 a 40.000 kN).

Lo stampo è diviso in due semistampi, uno fisso e l'altro mobile. Il gruppo d'iniezione è costituito da un contenitore orizzontale entro cui si versa il metallo e in cui scorre il pistone di iniezione. L'iniezione viene effettuata in tre fasi con accelerazioni crescenti allo scopo di ottenere un riempimento ottimale dello stampo.

La disposizione del getto (o dei getti) è studiata in modo da realizzare il riempimento dell'impronta dal basso verso l'alto, passando i canali di colata, i getti e i pozzetti di lavaggio (destinati ad accogliere ed eliminare il primo metallo, più freddo ed inquinato dal lubrificante).

Di grande importanza per questa tecnica è il raffreddamento interno dello stampo, ottenuto con canalizzazioni o linee d'acqua disposte opportunamente nelle zone più sollecitate. Importanti sono pure il raffreddamento esterno e la lubrificazione dell'impronta effettuati al duplice scopo di facilitare lo scorrimento del metallo e il distacco del grappolo dallo stampo. La temperatura a regime dello stampo è compresa fra 180 e 230° C.

L'ottenimento di alti livelli di produttività è condizionato però da elevatissimi investimenti nelle macchine e nei dispositivi ausiliari, da una progettazione molto sofisticata degli stampi con conseguenti alti costi di produzione e dalla disponibilità di personale specializzato per la manutenzione delle macchine e degli stampi. Per migliorare la qualità del prodotto si può intervenire sull'iniezione. Un sistema particolare realizza l'iniezione in un'unica fase, con un andamento a parabola della velocità del pistone nell'intento di evitare il ripiegamento su se stesso del metallo al

momento del passaggio dalla bassa alla alta velocità, che altrimenti causa l'intrappolamento dell'aria nel getto.

Le inclusioni d'aria si possono anche evitare facendo il vuoto nello stampo, che determina una maggiore qualità per i getti a parete sottile e consente il trattamento termico.

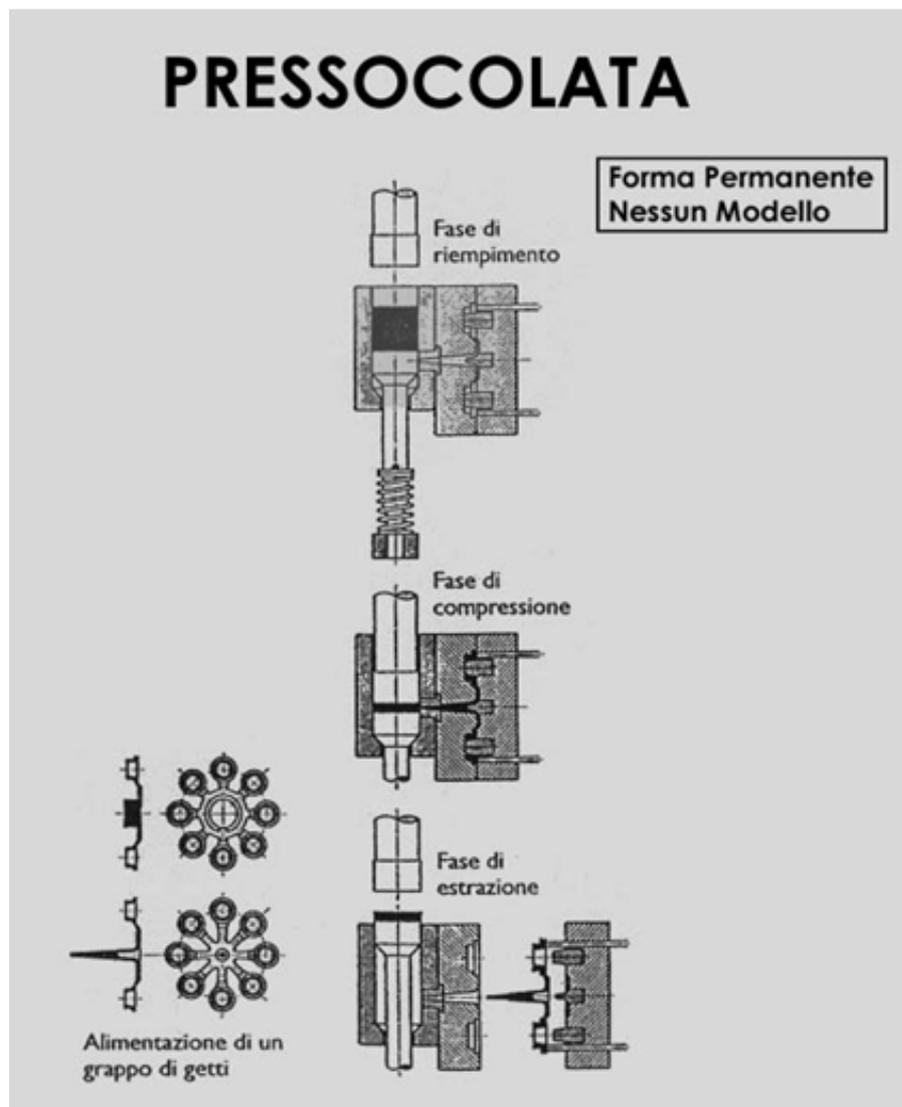


Figura 4.6: raffigurazione Pressocolata [5]

BIBLIOGRAFIA

1. F. Carmagnini, A. Tiziani, F. Bonollo “L’impiantistica nella fonderia della ghisa e delle leghe di alluminio” Vicenza, 09/05/2003
2. http://www.sfsa.org/tutorials/eng_block/GMBlock_12.htm
3. Elio Gianotti “Alluminio e sue leghe: Classificazione e trattamenti termici” Trattamenti termici Ferioli&Gianotti, Torino
4. <http://www.alunetwork.it/network/images/stories/altema/fusione-a-gravita.jpg>
5. A. Perrone, F. Bonollo, V. Wagner “Fonderia: stato dell’arte” Alluminio Magazine 4, 1998

CAPITOLO 5

ATTIVITA 'SPERIMENTALE

L'obiettivo del progetto è stato la valutazione dell'effetto della microstruttura delle leghe C355 e A354, sulle proprietà meccaniche anche dopo esposizione prolungata alla temperatura di 200°C.

Questi dati non sono necessari solo in fase di progettazione dei componenti meccanici funzionanti a caldo, ma anche in fase di progettazione del processo di colata per l'ottenimento del pezzo.

In particolare queste leghe possono essere utilizzate in componenti di motori da competizione [1] dove le sollecitazioni e le temperature sono particolarmente elevate a causa della loro elevata potenza specifica e dell'elevata velocità di rotazione.

5.1 MATERIALI E PROVE

Sono state studiate due leghe da fonderia Al-Si-Cu-Mg la A354 e C355 i cui campioni a microstruttura controllata sono stati realizzati in collaborazione con la School of Engineering della Jönköping University (Svezia). Questi sono stati prodotti tramite un'apparecchiatura a gradiente di solidificazione controllato [2], che permette di ottenere una solidificazione direzionale nel materiale con differenti velocità al fine di ottenere per ogni lega campioni a SDAS fine e grossolano. La composizione chimica delle leghe studiate è riportata in Tabella 5.1

Composizione chimica leghe									
Lega	Si%	Cu%	Mg%	Fe%	Mn%	Ti%	B%	Sr%	Al%
C355 modificata	4.99	1.050	0.470	0.138	0.021	0.133	0.001	0,021	Bal.
A354 modificata	8.47	1.570	0,444	0.135	0.001	0.126	<0.0002	0,024	Bal.

Tabella 5.1: composizione chimica delle leghe A354 e C355

I campioni prodotti, prima di essere lavorati per ottenere i campioni di trazione conformi allo standard ISO 6892:2009 (Figura 5.1), sono stati sottoposti a pressatura isostatica a caldo (Hot Isostatic Pressing - HIP), al fine di eliminare possibili difetti di solidificazione eventualmente presenti nel materiale, e successivo trattamento termico T6 per ottenere le massime proprietà meccaniche.

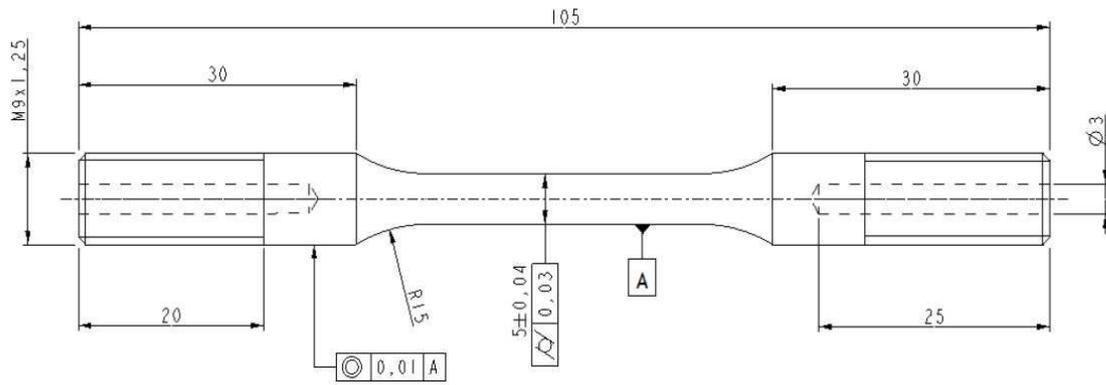


Figura 5.1: geometria del campione per prove di trazione

I parametri con cui è stato effettuato il processo di HIP non sono stati forniti dall'azienda che li ha eseguiti. Per la lega C355 la sequenza dei trattamenti subiti dal materiale prima della realizzazione dei provini di trazione è stata:

- HIP secondo ciclo Bodycote Densal II ZicklusID55 dei cilindri di materiale a microstruttura controllata
- Trattamento in soluzione a 530 ± 3 ° C per 24 h
- Tempra in H₂O a 55-65 ° C
- Tempo tra tempra e invecchiamento artificiale di 20-30 min
- Invecchiamento artificiale a $180 \pm 2,5$ ° C per 6 h

Il trattamento termico di questa lega era stato ottimizzato dal gruppo di metallurgia dell'Università di Bologna [3]. Per quanto riguarda l'invecchiamento artificiale, come visibile in Figura 5.2, la durezza massima può essere raggiunta se viene eseguita a 180°C per un tempo nell'intervallo 4-7 h.

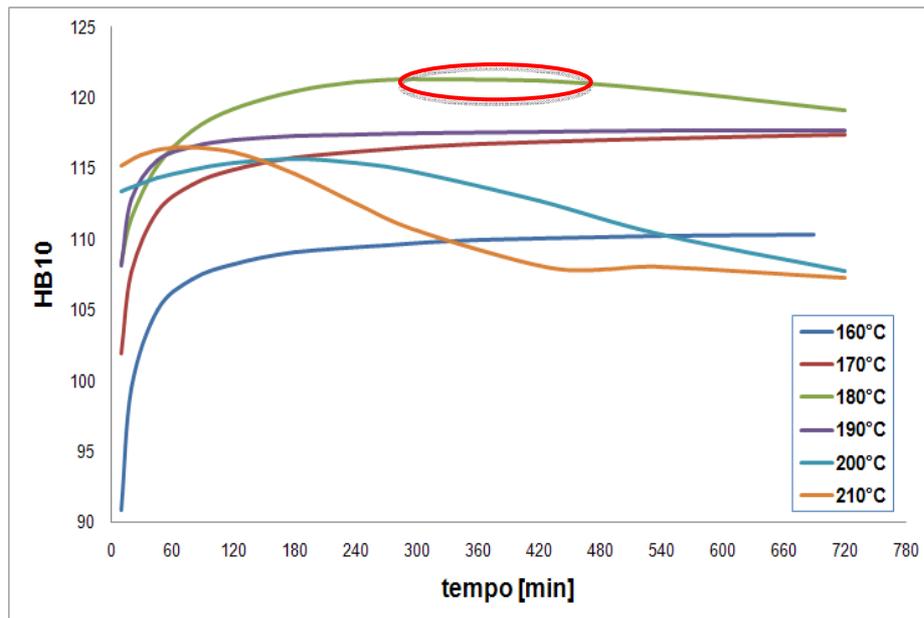


Figura 5.2: Variazione della durezza con temperatura e tempo per invecchiamento della lega C355 [3]

La lega A354, invece, è stata sottoposta ad un trattamento T6 standard ed i provini sono stati prodotti attraverso la seguente sequenza di trattamenti:

- HIP secondo ciclo Bodycote Densal II
- Trattamento in soluzione a 515 ± 3 ° C per 10 h
- Tempra in H₂O a 55-65 ° C
- Tempo tra tempra e invecchiamento artificiale di 20-30 min
- Invecchiamento artificiale a $210 \pm 2,5$ ° C per 6 h

Parte dei provini delle due leghe, sono stati sottoposti a degrado termico per simulare l'effetto dell'esposizione prolungata del materiale ad alta temperatura.

In particolare sono stati mantenuti all'interno di un forno a muffola a 200°C per 41 ore al fine di replicare il deterioramento che il materiale subisce durante la vita di un motore da competizione. In Figura 5.3 [3] è riportato l'effetto sulla durezza dell'esposizione alle alte temperature sulla lega C355: dopo 41 ore (2.460 min) a 200°C la durezza mostra una diminuzione da 118HB a circa 105HB, che è, tuttavia, inferiore a quella riscontrata in altre leghe da fonderia tradizionali quali la A356 e A357 (Figura 5.4).

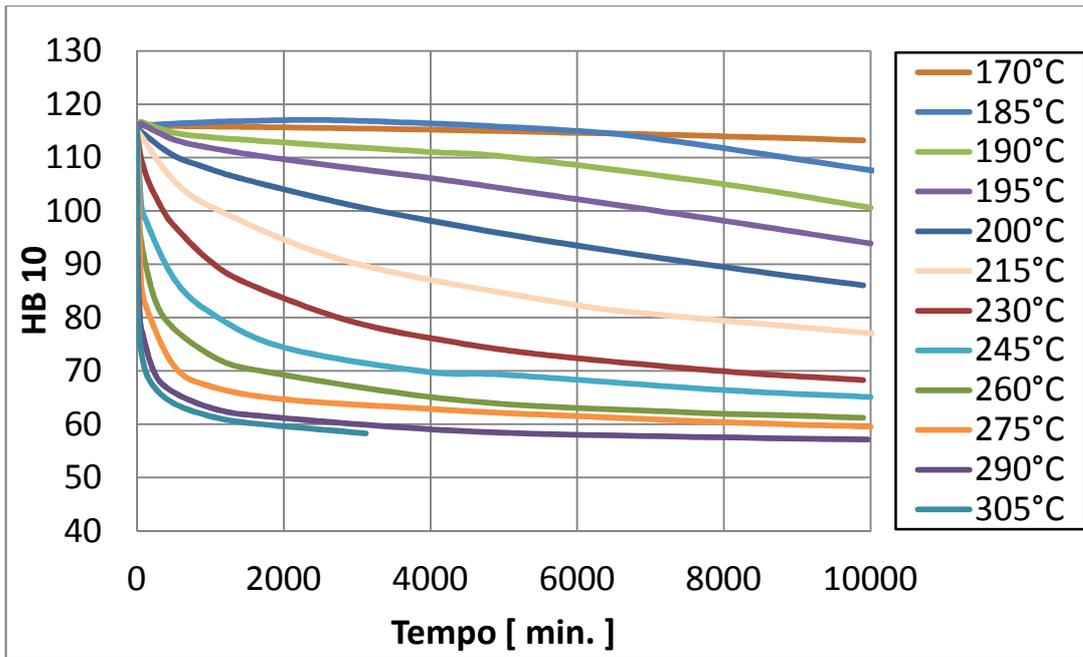


Figura 5.3: Diminuzione della durezza per lega C355 in funzione della temperatura e del tempo [3]

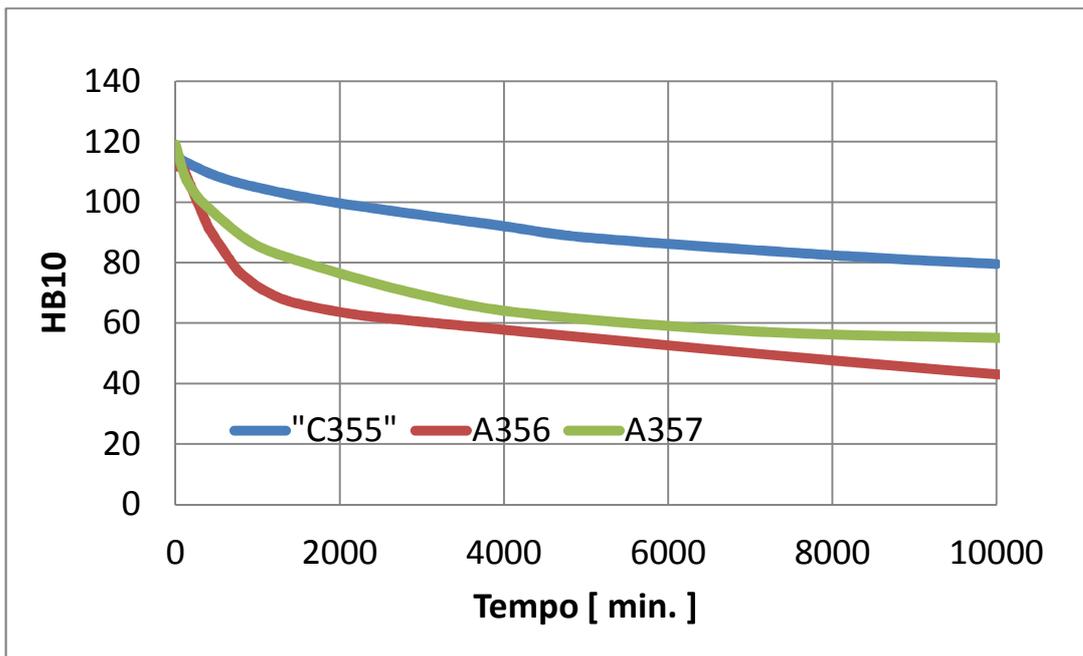


Figura 5.4: Diminuzione della durezza per leghe diverse in funzione del tempo ad alta temperatura (210°C)

Per ogni lega infine, si sono ottenuti 3 gruppi distinti di provini, differenziati in base al tipo di lega e alle condizioni di prova:

- 1) campioni A354 e C355, con SDAS fine e grossolano, testati a temperatura ambiente;
- 2) campioni A354 e C355, con SDAS fine e grossolano, testati a temperatura elevata (200°C);
- 3) campioni A354 e C355, con SDAS fine e grossolano, testati a temperatura elevata (200°C) dopo sovra-invecchiamento di 41 ore a 200°C.

5.2 CARATTERIZZAZIONE MECCANICA E MICROSTRUTTURALE

Le prove di trazione sono state effettuate utilizzando una macchina di prova GIULIANI idraulica (Figura 5.5a), con un carico massimo di 100 KN; per le prove ad alta temperatura invece, si è utilizzato un forno MTS ® 653 fissato sulla macchina (Figura 5.5b).

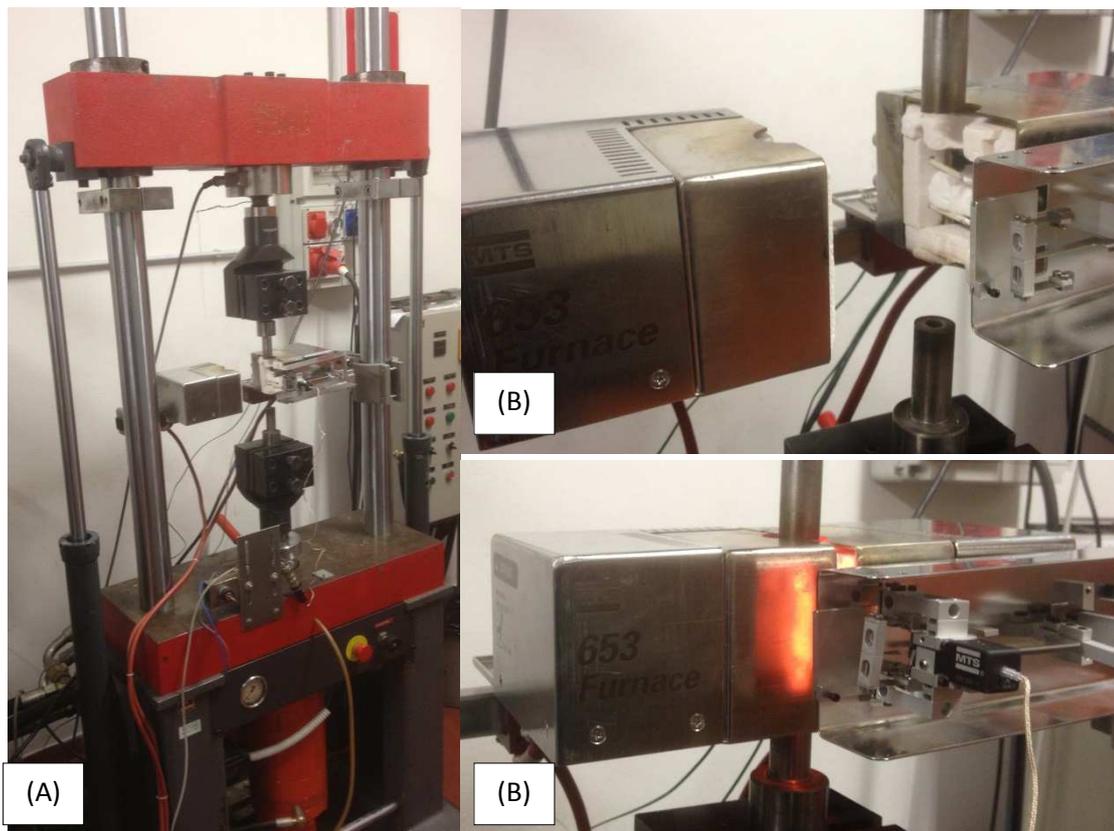


Figura 5.5: macchina per prove di trazione (a) e forno per prove ad alta temperatura (b)

Per misurare l'allungamento si è utilizzato un estensimetro MTS ® 63253F-11 (Figura 5.6) che presenta una lunghezza di 25 mm e una corsa massima di 2,5 mm (che corrisponde al 10% di allungamento), sia in compressione che in trazione.

L'estensimetro è fornito di due lunghe aste di allumina che non deformano alle alte temperature e possono essere posizionate all'interno del forno



Figura 5.6: MTS ® estensimetro con aste di allumina

Le prove di trazione a temperatura ambiente sono state eseguite in accordo con la norma ISO 6892-1:2009 [4] standard, mentre le prove ad alta temperatura sono state eseguite secondo la ISO 6892-2:2009; in particolare, le prove sono state condotte in controllo di carico e la velocità è stata fissata a 15 N/s.

Per le prove a 200°C, sono state inserite all'interno della zona di afferraggio dei campioni due termocoppie: secondo la norma ISO 6892-2:2009 [5] durante la prova il controllo della temperatura, essere in grado limitare lo scostamento dalla temperatura nominale al di sotto dei 3°C. I campioni, una volta montati sugli afferraggi, sono riscaldati alla temperatura di prova e mantenuti a tale temperatura per 5 minuti prima dell'applicazione del carico. L'estensimetro viene collegato ai campioni prima dell'inizio del riscaldamento ed i valori di allungamento riportati, comunque, rappresentano l'allungamento del materiale durante le prove non considerando la dilatazione termica dovuta al riscaldamento del materiale (ISO 6892-2:2009). In ciascuna prova, i dati registrati sono stati:

- Forza, misurata dalla cella di carico della macchina;
- Spostamento, misurato dall'estensimetro

La frequenza di acquisizione è stata fissata a 2Hz. La successiva elaborazione dei dati è stata effettuata applicando il software EXCEL, in accordo con la norma ISO 6892-1:2009 e ISO 6892-2:2009, al fine di:

- Tracciare la curva sforzo-deformazione;
- Definire la tensione di rottura (UTS), ossia il valore massimo di tensione ([MPa]);
- Definire la tensione di snervamento (YS), stimato come la tensione corrispondente al 0,2% di deformazione ([MPa])
- Definire l'allungamento percentuale a rottura (A%);
- Definire il modulo elastico E, stimato con una regressione lineare sulla curva sforzo-deformazione ([MPa]);

Successivamente da ogni campione è stata tagliata una sezione trasversale dalla zona di afferraggio al fine di effettuare prove di durezza ed analisi microstrutturali. Nei campioni testati ad alta temperatura le sezioni sono state tagliate dalla parte inferiore dei campioni, in quanto la parte superiore dopo il fallimento rimane all'interno del forno, subendo un raffreddamento lento che inficerebbe i dati ottenuti.

Su ogni sezione, dopo essere stata inglobata e lucidata, sono state eseguite tre macro-misure di durezza Brinell con un diametro del penetratore di 2,5 millimetri e 62,5 kgf di carico, che è in accordo con lo standard HB10.

Le impronte sono state effettuate con un durometro A200 GALILEO e poi fotografate con un microscopio ottico ZEISS ® AX10 a 2.5x di ingrandimento (Figura 5.7).

Per misurare infine il diametro di ciascun punto è stato utilizzato il software di analisi immagine Analyzer ® IMAGE PRO-PLUS

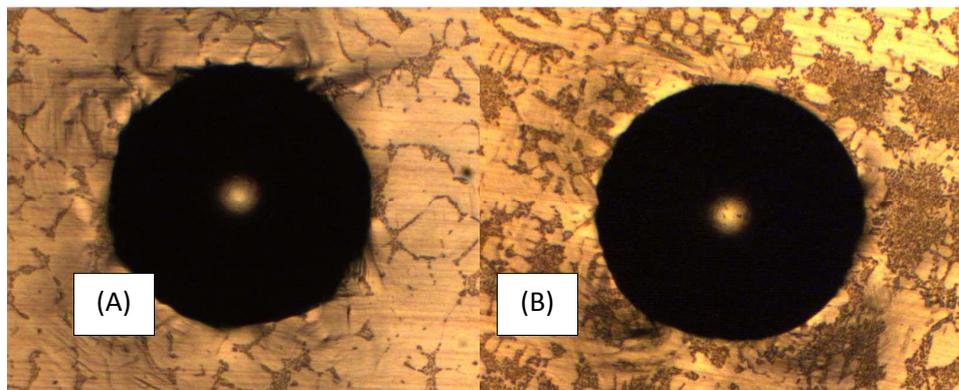


Figura 5.7: impronte Brinell in campioni C355 (a) e in campioni A354 (b) a temperatura ambiente

La caratterizzazione microstrutturale è stata eseguita tagliando una sezione trasversale ed una longitudinale di un campione di ogni gruppo; le due parti sono state anch'esse inglobate, lucidate e attaccate con una soluzione di HF allo 0,5% per poter vedere meglio la microstruttura con il microscopio ottico (® ZEISS AX10).

Una prima serie di micrografie è stata presa a basso ingrandimento (20x) per evidenziare la differenza tra la sezione trasversale e quella longitudinale (a causa della solidificazione direzionale); una seconda serie di micrografie invece, è stata presa a più alto ingrandimento (100x) per misurare il Secondary Dendrite Arm Spacing (SDAS).

L'analisi della superficie di frattura infine è stata eseguita con un microscopio SEM (Scanning Electron Microscopy) ZEISS ® Evo 50 (con una tensione di 20 kV), disponibile di EDS (Energy Dispersive Spectrometer).

E' stata osservata una superficie di frattura per ogni gruppo di leghe per analizzare il meccanismo di frattura e per individuare alcuni composti intermetallici (riconosciuti con EDS).

5.3 RISULTATI

5.3.1 Prove a temperatura ambiente

I risultati delle prove di trazione effettuate a temperatura ambiente, sono riassunte nelle Tabelle 5.2 - 5.3 e rappresentate graficamente negli istogrammi di Figura 5.8 in funzione sia della lega che della microstruttura (fine o grossolana).

Prove di trazione a temperatura ambiente per lega A354								
SDAS	UTS [MPa]		YS [MPa]		A %		E [GPa]	
	Media	STD	Media	STD	Media	STD	Media	STD
Fine	346	3	294	4	5,9	0,8	71	1
Gros.	294	5	270	3	1	0	73	2

Tabella 5.2: proprietà meccaniche medie a temperatura ambiente A354. Microstruttura a basso SDAS (fine) e alto SDAS (gros)

Prove di trazione a temperatura ambiente per lega C355								
SDAS	UTS [MPa]		YS [MPa]		A%		E [GPa]	
	Media	STD	Media	STD	Media	STD	Media	STD
Fine	361	4	293	5	10,1	0,9	72	2
Gros.	325	11	290	6	4,1	3	71,7	0

Tabella 5.3: proprietà meccaniche medie a temperatura ambiente C355. Microstruttura a basso SDAS (fine) e alto SDAS (gros)

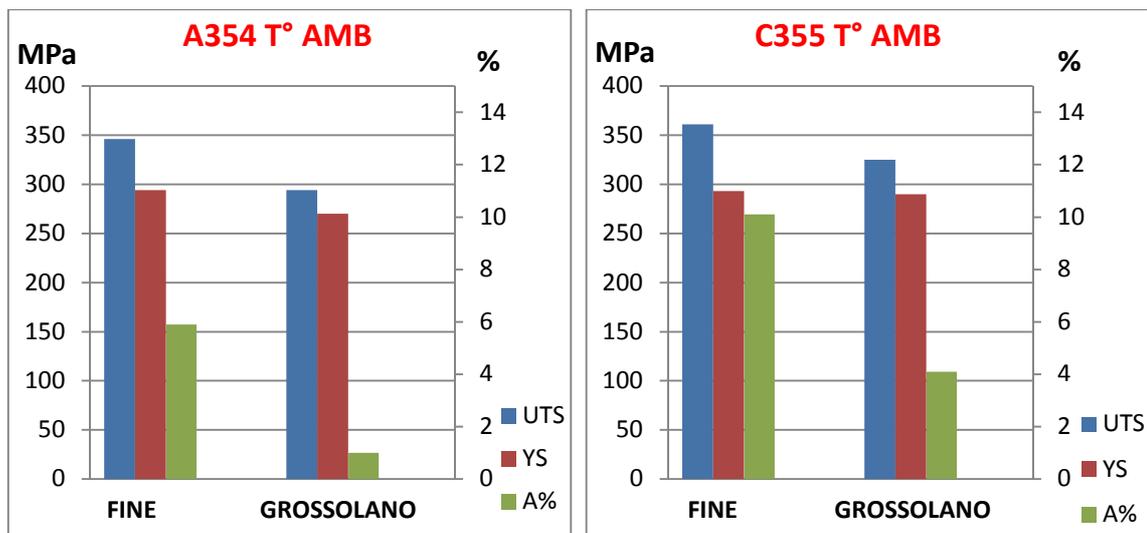


Figura 5.8: Istogrammi delle proprietà meccaniche medie delle leghe A354 - C355 a temperatura ambiente

La Figura 5.9, invece, rappresenta un esempio di curve sforzo-deformazione a temperatura ambiente di campioni delle due leghe con SDAS diverso.

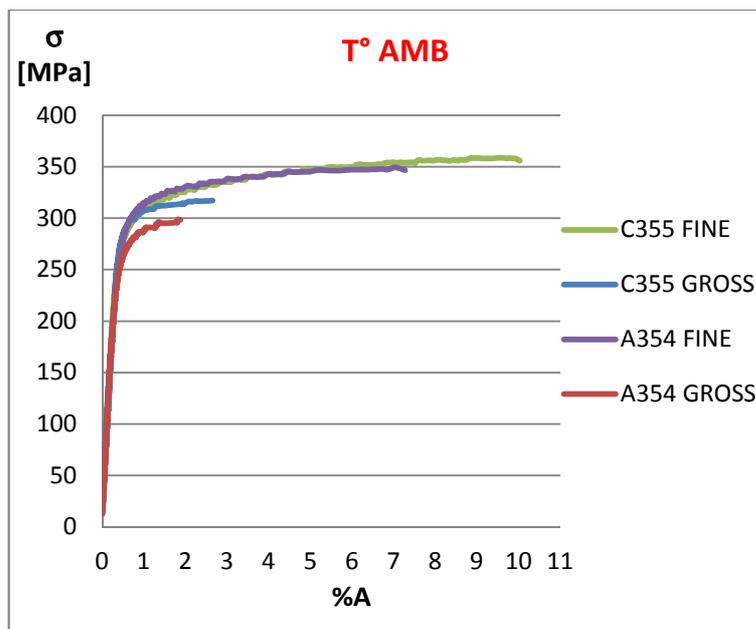


Figura 5.9: Tipiche curve sforzo-deformazione per le due leghe testate a temperatura ambiente

Dai risultati riportati nelle Tabelle 5.2 - 5.3 e dalle Figure 5.8 - 5.9 a temperatura ambiente si nota che:

- in entrambe le leghe la microstruttura fine garantisce una maggiore resistenza meccanica ma soprattutto una maggiore duttilità con allungamenti percentuali a rottura superiori del 300% rispetto a quelli dei campioni con microstruttura grossolana
- rispetto alla lega A354 la lega C355 mostra un allungamento a rottura A% molto superiore mentre le differenze di YS ed UTS sono estremamente ridotte.

Per quanto riguarda le prove di durezza, i risultati medi delle misure Brinell sono elencati nelle Tabelle 5.4 - 5.5 e confrontati graficamente in Figura 5.10

Durezza di campioni testati a temperatura ambiente per lega A354		
SDAS	HB10	
	Media	STD
Fine	120	0,4
Gross.	117	2

Tabella 5.4: durezza media leghe A354 testate a temperatura ambiente

Durezza di campioni testati a temperatura ambiente per lega C355		
SDAS	HB10	
	Media	STD
Fine	125	1,2
Gross.	119,6	0

Tabella 5.5: durezza media leghe C355 testate a temperatura ambiente

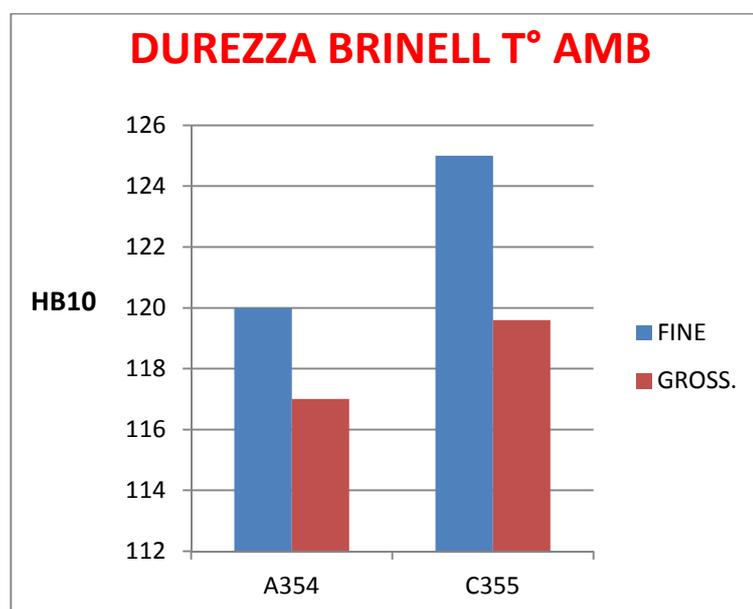


Figura 5.10: durezza Brinell per le due leghe testate a temperatura ambiente

Le prove di durezza Brinell confermano che lega C355 possiede migliori proprietà meccaniche rispetto alla A354 indipendentemente dalla microstruttura (soprattutto a SDAS fine), anche se questa differenza potrebbe essere dovuta alla non ottimizzazione del trattamento T6 per la lega A354. La differenza nella durezza fra SDAS fine e grossolano per entrambe le leghe, può essere spiegata con la minore efficacia del trattamento di solubilizzazione. Le dimensioni degli intermetallici da disciogliere durante questa fase del trattamento T6, infatti, è maggiore nel caso di SDAS grossolano, e questo può richiedere tempi di solubilizzazione superiori a quelli utilizzati.

5.3.2 Prove ad alta temperatura (200°C)

I dati medi ottenuti dalle prove di trazione a 200°C sono elencati nelle Tabelle 5.6 - 5.7 e, di nuovo, rappresentati tramite gli istogrammi in Figura 5.11.

Prove di trazione a 200°C per lega A354								
SDAS	UTS [MPa]		YS [MPa]		A%		E [GPa]	
	Media	STD	Media	STD	Media	STD	Media	STD
Fine	233	4	210	4	11,8	0,6	65	1
Gros.	207	8	197	3	2	1	50	6

Tabella 5.6: proprietà meccaniche medie A354 a 200°C

Prove di trazione a 200°C per lega C355								
SDAS	UTS [MPa]		YS [MPa]		A%		E [GPa]	
	Media	STD	Media	STD	Media	STD	Media	STD
Fine	248	2	232	1	11,7	0,9	64	2
Gros.	235	2	221	9	5	6	63	3

Tabella 5.7: proprietà meccaniche medie C355 a 200°C

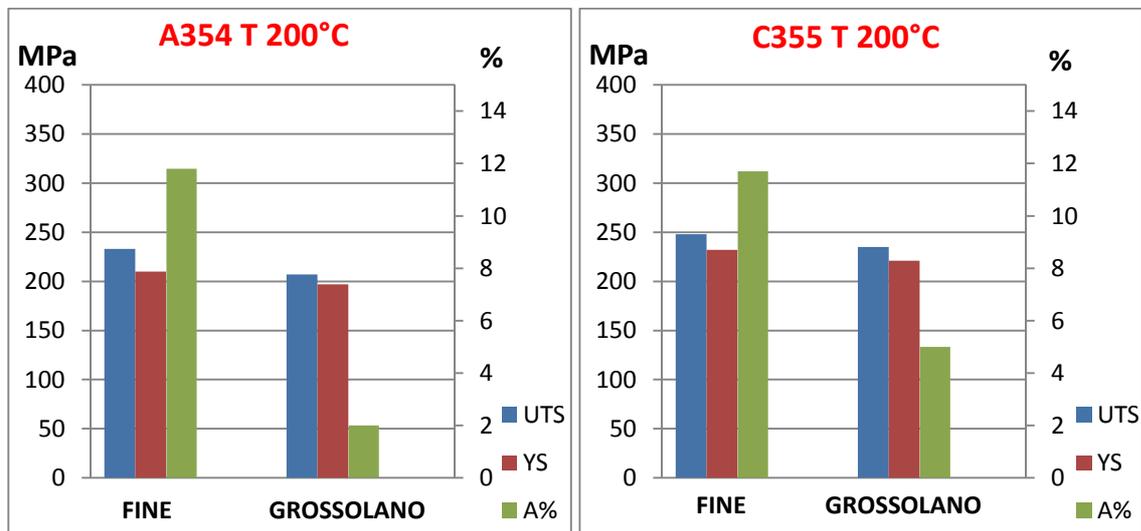


Figura 5.11: Istogrammi delle proprietà meccaniche medie delle leghe A354 - C355 a 200°C

Anche qui successivamente viene riportata la curva sforzo-deformazione (Figura 5.12) di un campione per ogni lega, testato a temperatura elevata, al fine di rappresentare il comportamento tipico di una prova di trazione a 200°C

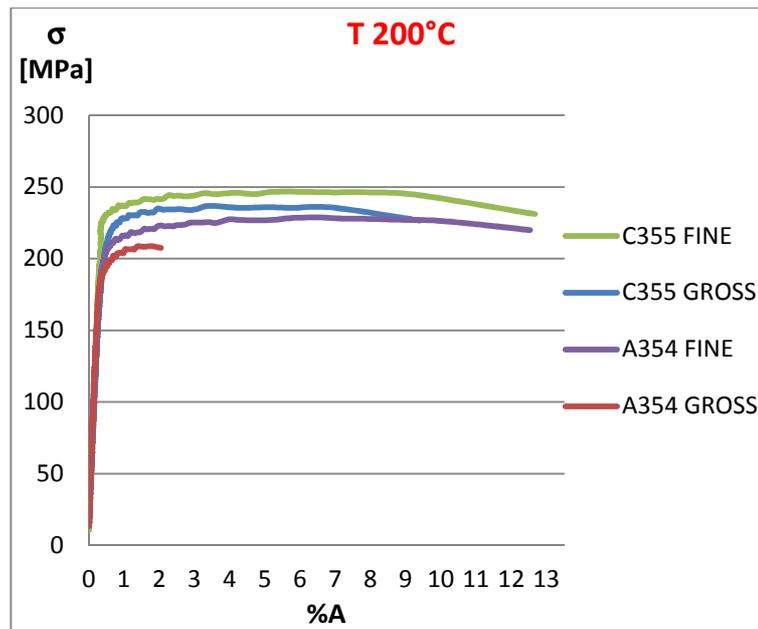


Figura 5.12: Tipiche curve sforzo-deformazione per le due leghe testate ad alta temperatura

Dai risultati riportati nelle Tabelle 5.6 - 5.7 e dalle Figure 5.11 - 5.12 a 200°C si nota che:

- l'UTS e YS sono inferiori rispetto a quello a temperatura ambiente per entrambi gli SDAS
- l'allungamento a rottura migliora notevolmente per entrambe le leghe, eccetto per lo SDAS grossolano nella A354.

Il comportamento delle due leghe è analogo a quello descritto per le prove svolte a temperatura ambiente anche se in questo caso la differenza nell'allungamento a rottura tra le due a SDAS fine si è notevolmente ridotta.

Per quanto riguarda le prove di durezza, i risultati medi delle misure Brinell sono elencati nelle Tabelle 5.8 - 5.9 e confrontati graficamente in Figura 5.13

Durezza di campioni testati a 200°C per lega A354		
SDAS	HB10	
	Media	STD
Fine	121	1,8
Gross.	115	5

Tabella 5.8: durezza media leghe A354 testate ad alta temperatura

Durezza di campioni testati a 200°C per lega C355		
SDAS	HB10	
	Media	STD
Fine	123	0,7
Gross.	118	1

Tabella 5.9: durezza media leghe C355 testate ad alta temperatura

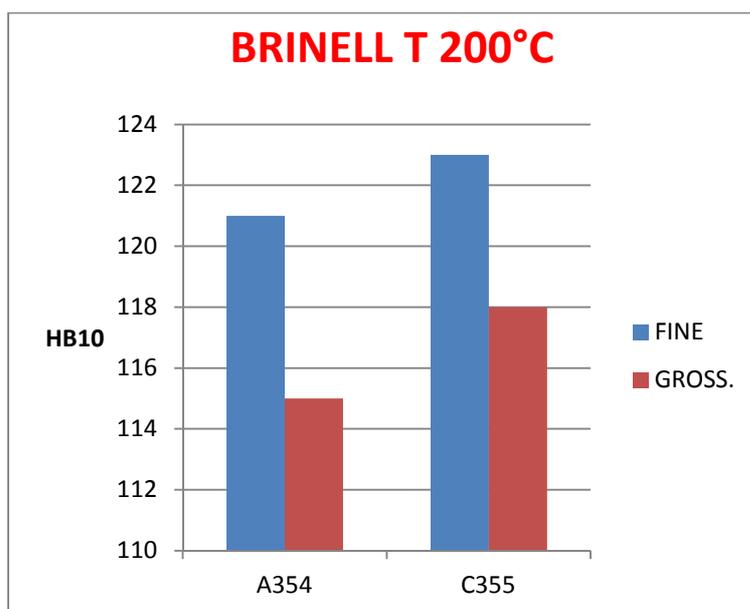


Figura 5.13: durezza Brinell per le due leghe testate ad alta temperatura

La lega C355 ha, di nuovo, una durezza maggiore della lega A354, anche se le differenze tra la lega sono più piccole rispetto a quelle misurate dopo le prove di trazione a temperatura ambiente. Confrontando i dati precedenti con questi, si può affermare che la durezza non è influenzata dalla breve esposizione a temperature elevate nei campioni sottoposti a prova di trazione a 200°C.

5.3.3 Prove ad alta temperatura dopo esposizione a T° elevata

I risultati delle prove eseguite a 200°C su materiale sottoposto a degrado termico sono elencati nelle Tabelle 5.9 - 5.10 e schematicamente rappresentati negli istogrammi di Figura 5.14.

Prove di trazione a 200°C per lega A354 Degradata								
SDAS	UTS [MPa]		YS [MPa]		A%		E [GPa]	
	Media	STD	Media	STD	Media	STD	Media	STD
Fine	226	2	200	4	10.5	0,3	61	1
Gros.	208	3	188	4	3	0	66	5

Tabella 5.9: proprietà meccaniche medie A354 degradata testata a 200°C

Prove di trazione a 200°C per lega C355 Degradata								
SDAS	UTS [MPa]		YS [MPa]		A%		E [GPa]	
	Media	STD	Media	STD	Media	STD	Media	STD
Fine	217	5	196	5	10,7	0,7	64	2
Gros.	204	4	188	1	6	0	62	0

Tabella 5.10: proprietà meccaniche medie C355 degradata testata a 200°C

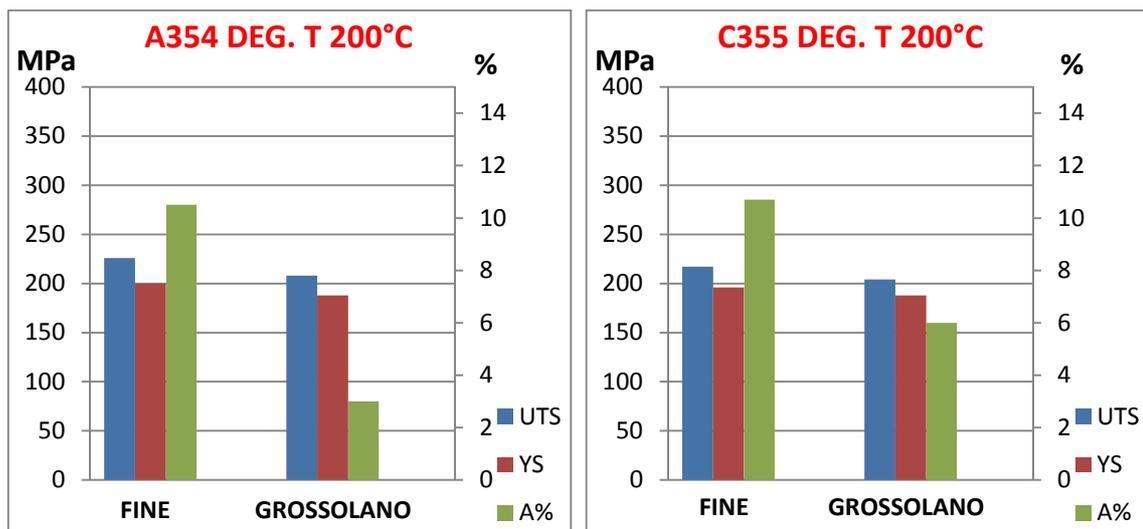


Figura 5.14: istogrammi delle proprietà meccaniche medie ad alta temperatura, dopo elevata esposizione termica

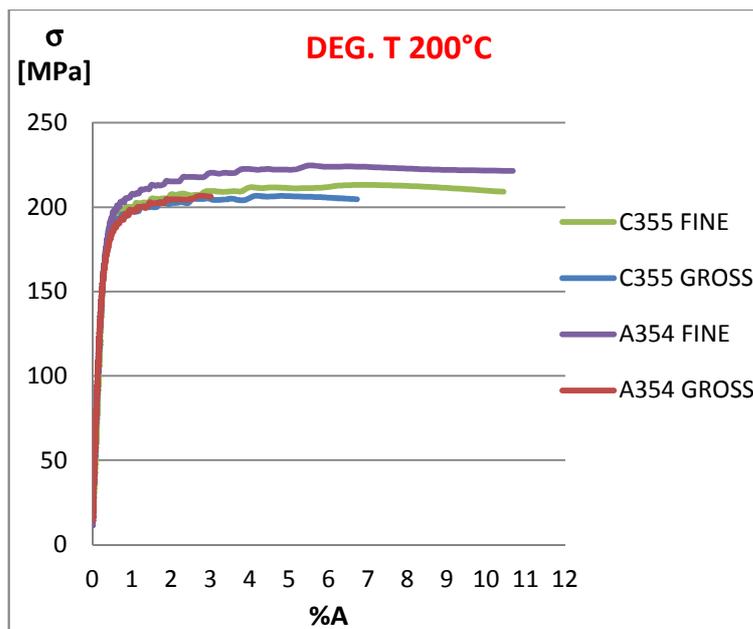


Figura 5.15: Tipiche curve sforzo-deformazione per le due leghe testate ad alta temperatura dopo esposizione termica

I dati evidenziano come, anche dopo esposizione prolungata a 200°C, il decadimento della resistenza delle due leghe è estremamente ridotto per YS e UTS. Rispetto alle precedenti prove si nota, però, che la resistenza maggiore è stata riscontrata nei campioni in lega A354 e non C355. Si è invece assistito ad un incremento dell'allungamento % a rottura soprattutto per i campioni con SDAS grossolano. Questo dovuto, probabilmente, all'evoluzione dei precipitati di rinforzo da coerenti ad incoerenti.

Per quanto riguarda le prove di durezza, i risultati medi delle misure Brinell sono elencati nelle Tabelle 5.11 - 5.12 e confrontati graficamente in Figura 5.16

Durezza di campioni testati a 200°C per lega A354 Degradata		
SDAS	HB10	
	Media	STD
Fine	112	1,3
Gross.	107	2

Tabella 5.11: durezza media leghe A354 degradate testate ad alta temperatura

Durezza di campioni testati a 200°C per lega C355 Degradata		
SDAS	HB10	
	Media	STD
Fine	108	0,3
Gross.	101	1

Tabella 5.12: durezza media leghe C355 degradate testate ad alta temperatura

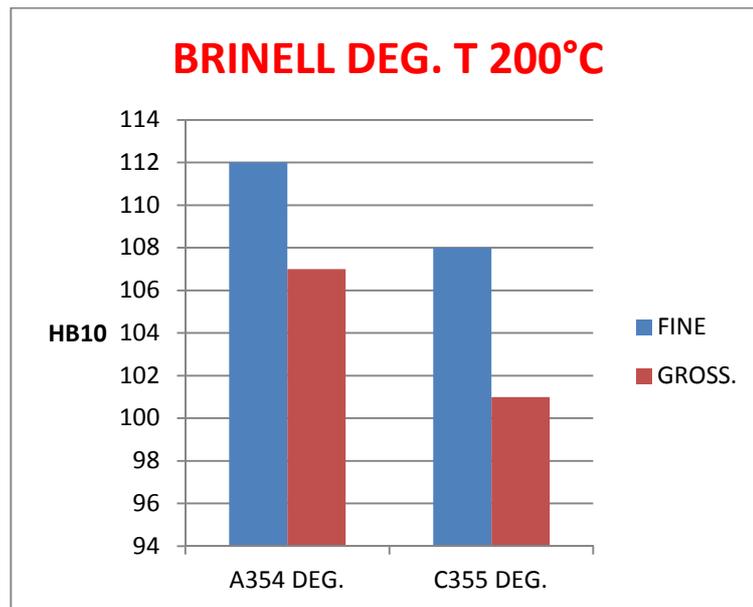


Figura 5.16: durezza Brinell per le due leghe testate ad alta temperatura dopo esposizione termica

I dati di durezza confermano i dati ottenuti dalle prove di trazione, con la durezza della lega A354 maggiore rispetto a quella della C355.

5.3.4 Caratterizzazione microstrutturale

La caratterizzazione microstrutturale in microscopia ottica (Figure 5.17 - 5.20) evidenzia le differenze microstrutturali tra sezioni longitudinali e le sezioni trasversali indotte dal processo di produzione dei provini a gradiente di solidificazione controllato. Le micrografie delle sezioni longitudinali mostrano lunghe dendriti con lo stesso orientamento del fronte di solidificazione, mentre le sezioni trasversali presentano dendriti brevi con orientamenti casuali. Questa differenza è più evidente nella lega A354 perché è presente una maggiore quantità di particelle di silicio eutettico, che fanno maggiormente risaltare i vari rami delle dendriti.

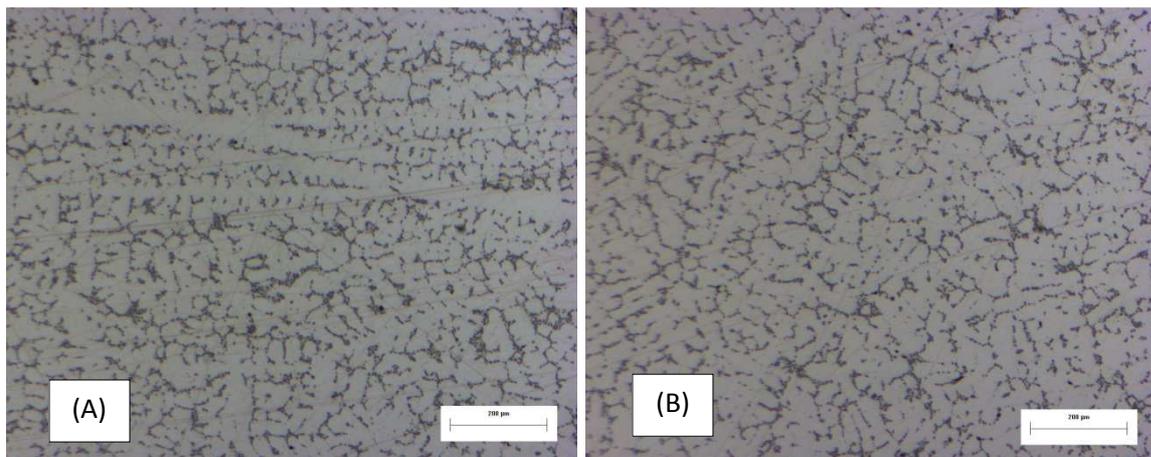


Figura 5.17: Micrografie longitudinali (a) e trasversali (b) di sezioni della lega C355 con SDAS fine a 50x di ingrandimento

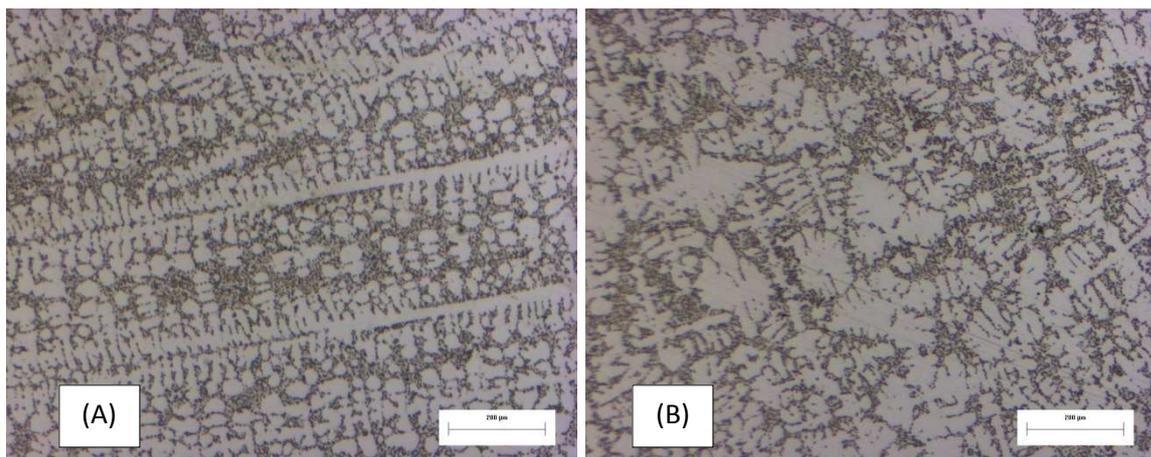


Figura 5.18: Micrografie longitudinali (a) e trasversali (b) di sezioni della lega A354 con SDAS fine a 50x di ingrandimento

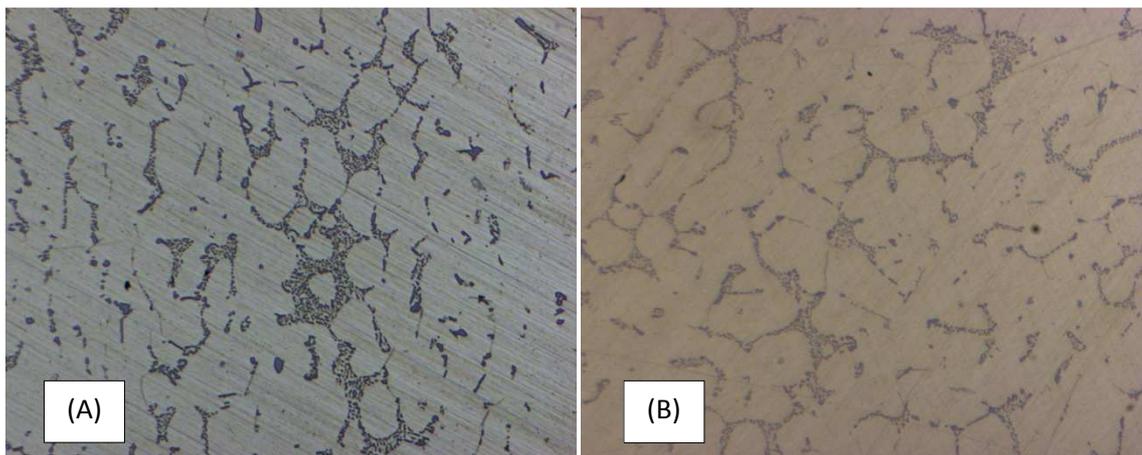


Figura 5.19: Micrografie longitudinali (a) e trasversali (b) di sezioni della lega C355 con SDAS grossolano a 50x di ingrandimento

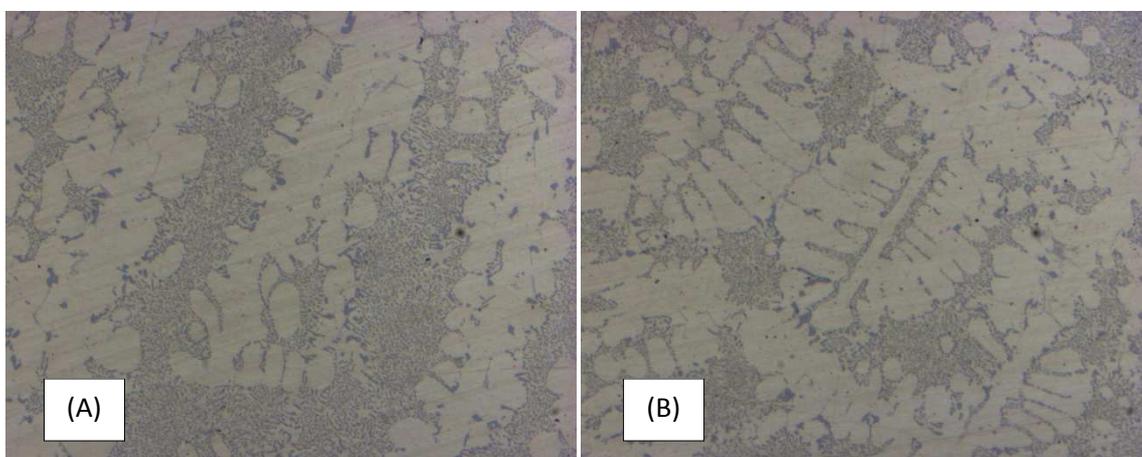


Figura 5.20: Micrografie longitudinali (a) e trasversali (b) di sezioni della lega A354 con SDAS grossolano a 50x di ingrandimento

SDAS				
Legha	A354		C355	
	Media	STD	Media	STD
Fine	20,1	0,4	24,2	0,5
Gross.	46,4	3,7	65,9	1,5

Tabella 5.13: SDAS medi delle due leghe

I valori di SDAS misurati con l'utilizzo di un software per l'analisi d'immagine sono riportati nella Tabella 5.13. Questi mostrano come la lega A354 abbia una microstruttura più fine della lega C355 (la differenza tra i due SDAS della lega è nell'intervallo 15-20%). Inoltre, dai valori ottenuti dopo le varie prove di trazione, è emerso che le condizioni di prova o l'esposizione ad alta temperatura non causano variazioni di SDAS.

Per quanto riguarda la distribuzione delle particelle e la morfologia del Si eutettico, le micrografie (Figure 5.19 e 5.20) evidenziano che sono distribuite uniformemente tra α -Al in fase primaria.

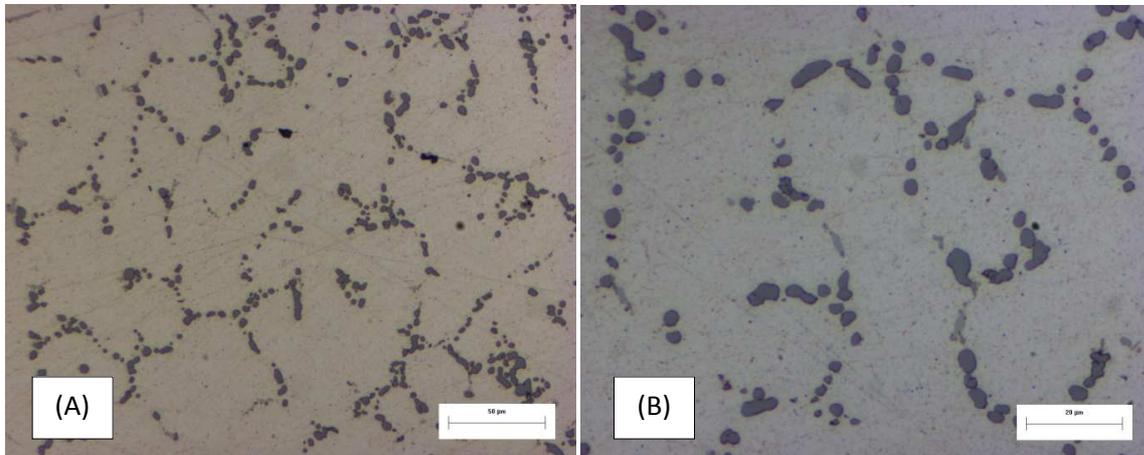


Figura 5.21: Micrografie a 200x (a) e 500x (b) mostranti morfologia del silicio eutettico e distribuzione in lega C355 fine

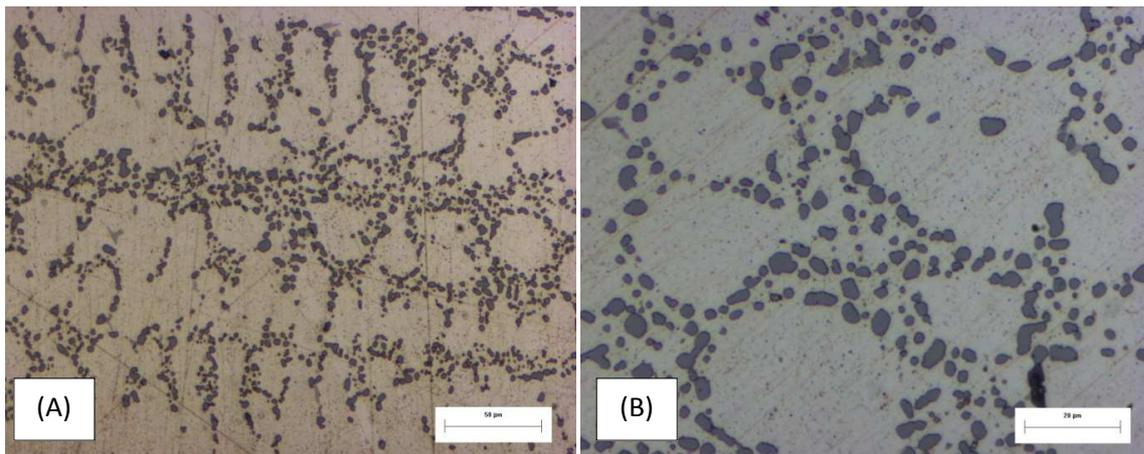


Figura 5.22: Micrografie adottate a 200x (a) e 500x (b) mostranti morfologia del silicio eutettico e distribuzione in lega A354 fine

Ad altro ingrandimento (Figura 5.21 e 5.22), è possibile apprezzare la morfologia globulare del Si dovuta all'aggiunta di Sr ma, probabilmente, anche ai trattamenti di solubilizzazione a lungo applicati alle leghe, che hanno favorito un certo grado di una sferoidizzazione del Si. Un'altra conseguenza del trattamento di solubilizzazione è la dissoluzione dei composti intermetallici a base di Mg e Cu formati durante la solidificazione. Gli intermetallici a base Fe, meno sensibili alla dissoluzione durante il trattamento invece, sono stati studiati mediante l'utilizzo del SEM anche durante l'analisi delle superfici di frattura.

Le immagini SEM a basso ingrandimento delle superfici di frattura nei provini con SDAS fine testati a temperatura ambiente (Figura 5.23) e ad alta temperatura (Figura 5.24) non mostrano differenze significative fra i campioni della stessa lega, anche se i campioni in lega A354 presentano una frattura più planare ad alta temperatura rispetto alla temperatura ambiente. Confrontando le superfici delle due leghe a maggiore ingrandimento, invece si può notare come nella C355 (Figura 5.25) il percorso di frattura sembra seguire il bordo delle dendriti, mentre nella A354 (Figura 5.26) la frattura appare localizzata su diversi piani cristallografici.

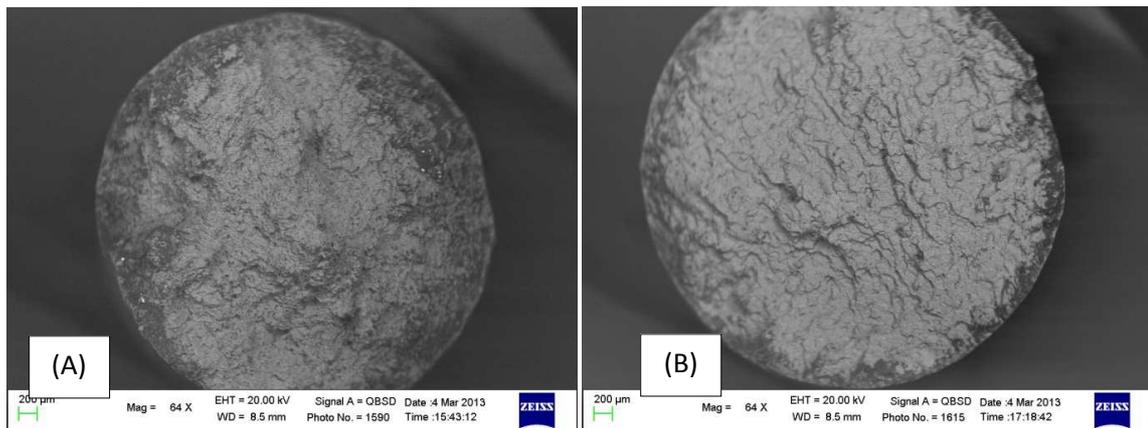


Figura 5.23: immagini SEM a basso ingrandimento delle superfici di frattura della lega C355 (a) e lega A354 (b) esemplari testati a temperatura ambiente

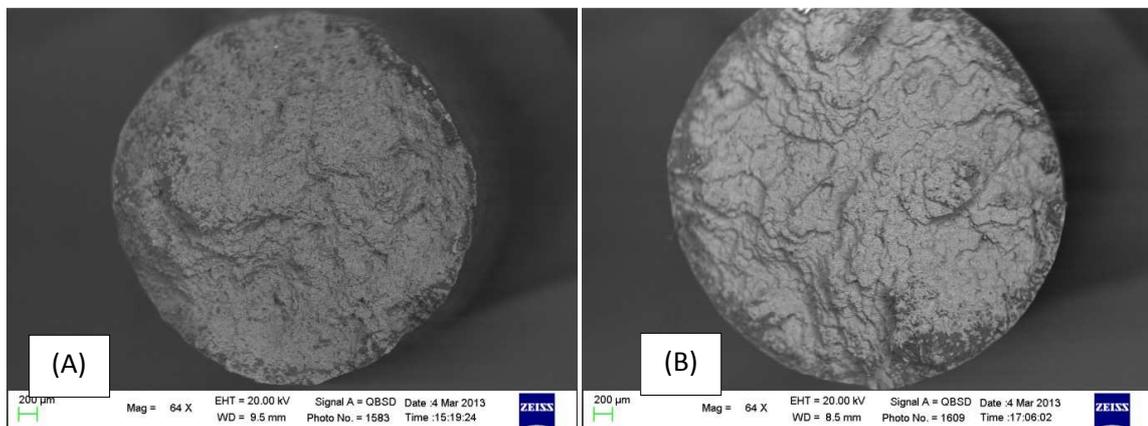


Figura 5.24: immagini SEM a basso ingrandimento delle superfici di frattura della lega C355 (a) e lega A354 (b) campioni testati a 200°C

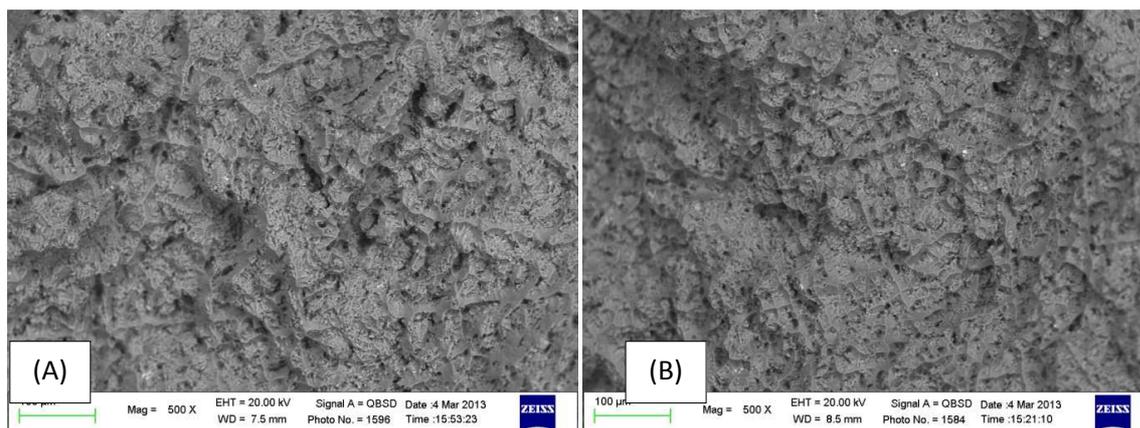


Figura 5.25: immagini SEM a ingrandimento 500x delle superfici di frattura di provini C355 testati a temperatura ambiente (a) e ad alta temperatura (b)

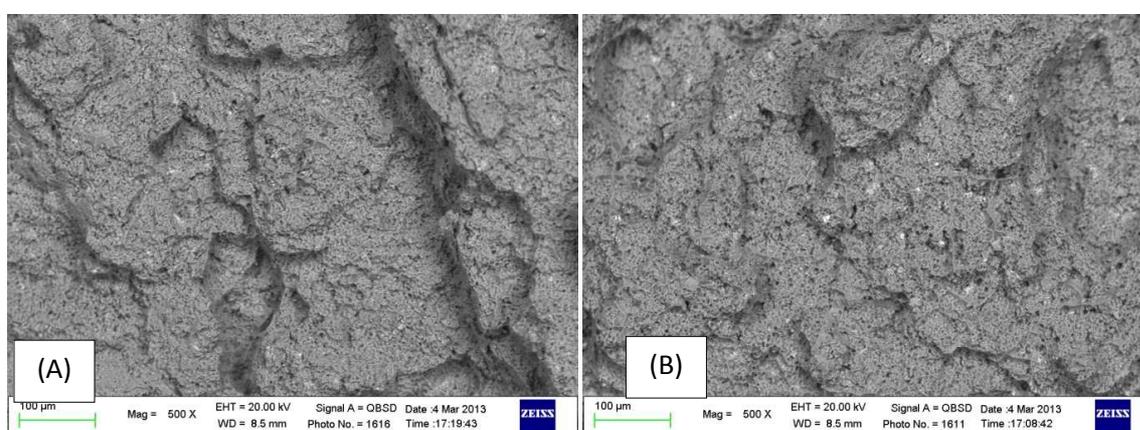


Figura 5.26: immagini SEM a ingrandimento 500x delle superfici di frattura di provini A354 testati a temperatura ambiente (a) e ad alta temperatura (b)

Nelle precedenti immagini SEM (Figure 5.25 - 5.26), inoltre, sono evidenti nei provini A354 fasi intermetalliche più luminose (ben visibili soprattutto nella superficie di frattura del campione testato ad alta temperatura) meno presenti nei campioni di lega C355. Questo è da imputarsi ad una non completa efficacia del trattamento di solubilizzazione che, come già anticipato, non era stato ottimizzato per la lega A354 ed è probabilmente la causa della ridotta duttilità della A354 rispetto alla C355.

Aumentando ulteriormente l'ingrandimento è possibile visualizzare le fossette (dimples) caratteristiche delle superfici di frattura di materiali che hanno avuto una frattura duttile. Nei campioni di lega C355 (Figura 5.27), i dimples sembrano seguire le dendriti; nei campioni in lega A354 invece (Figura 5.28), i dimples sono normali alla direzione di carico.

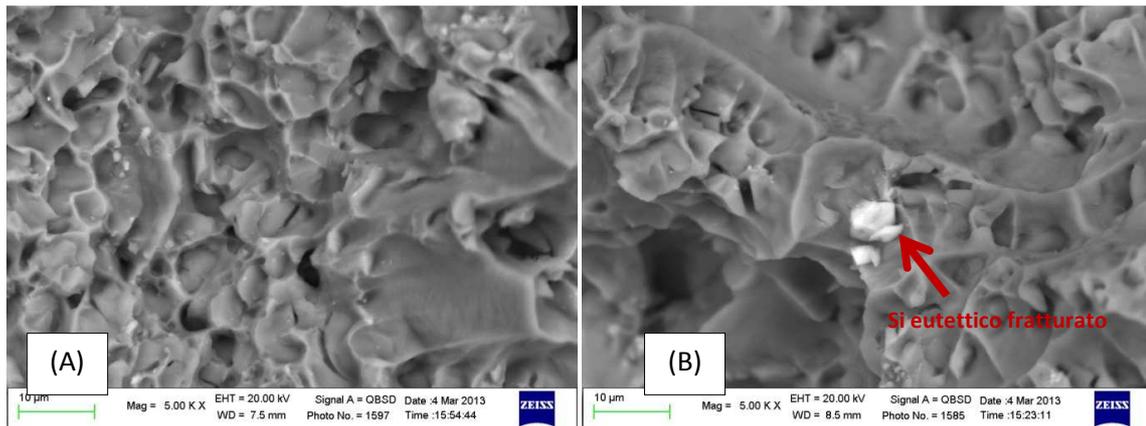


Figura 5.27: immagini SEM a ingrandimento 5000x delle superfici di frattura di provini C355 testati a temperatura ambiente (a) e ad alta temperatura (b)

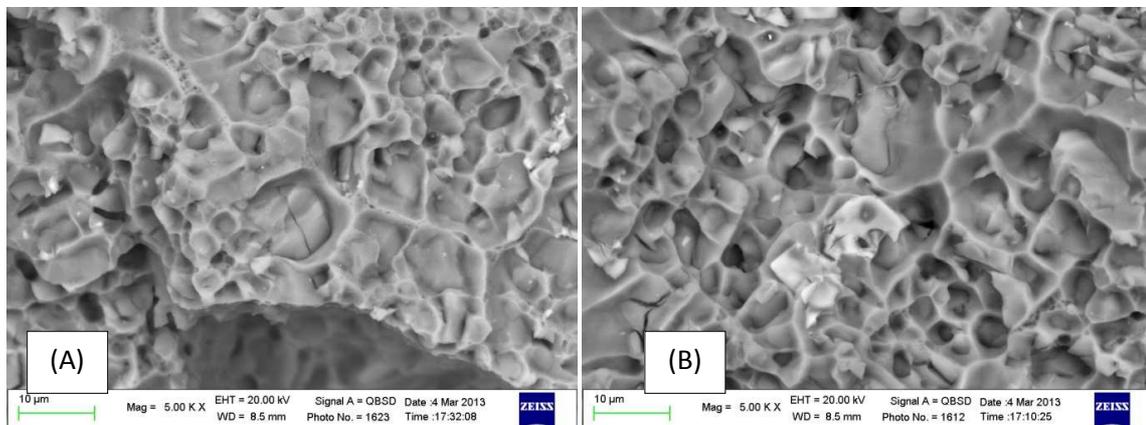
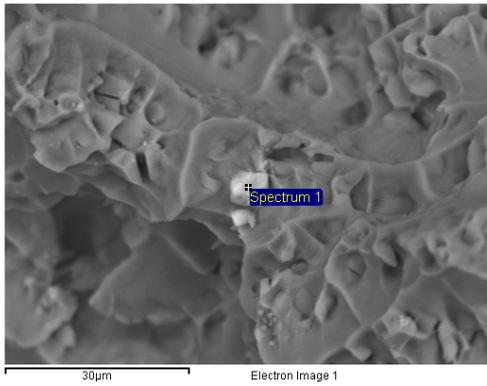


Figura 5.28: immagini SEM a ingrandimento 5000x delle superfici di frattura dei provini A354 testati a temperatura ambiente (a) e ad alta temperatura (b)

Nei campioni testati ad alta temperatura i dimples sono maggiormente evidenti, essendo allungati nella direzione di carico.

Nelle immagini precedenti inoltre è possibile individuare alcune particelle eutettiche di Si rotte (Figura 5.27b) che sono state identificate tramite EDS (Figura 5.29): questa è una prova del livello molto basso di difetti presenti nei campioni. Infatti se sono presenti difetti, la rottura si verifica a carichi bassi e il silicio eutettico rimane integro. In questo caso invece, la rottura inizia in corrispondenza delle particelle di Si eutettico o di altri intermetallici che vengono così rotte e poi la frattura si propaga nella matrice di Al. Questo fenomeno è comune per entrambe le leghe testate a temperatura ambiente e ad alta temperatura



Elemento	%Peso	%Atomica
Al	78.24	78.92
Si	21.76	21.08

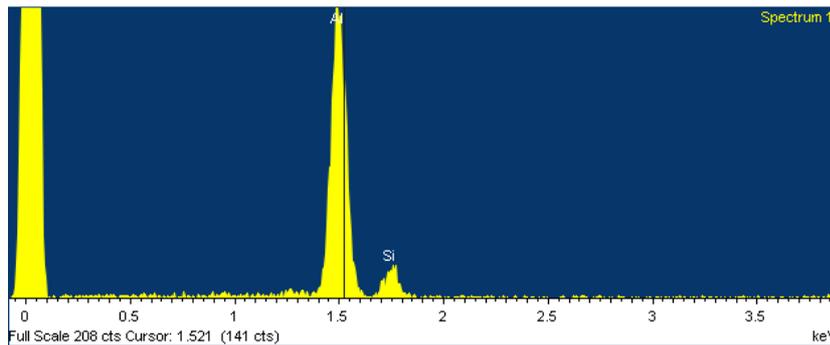


Figura 5.29: particelle di silicio eutettico presenti sulla superficie di frattura di un campione di lega C355 e corrispondente composizione chimica e spettro EDS

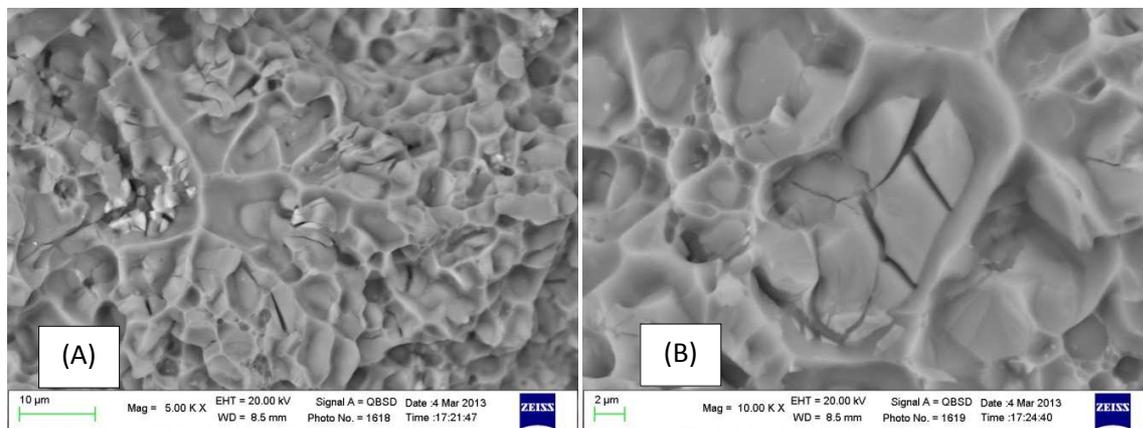


Figura 5.30: rottura particella di silicio eutettico sulla superficie di frattura di un campione in lega A354 testato a temperatura ambiente a ingrandimenti 5000x (a) e 10000x (b)

L'analisi SEM dei campioni a SDAS grossolano ha evidenziato come in questi fossero ben presenti fasi intermetalliche a base Fe (Figura 5.31) anche di grosse dimensioni non riscontrate nei campioni a SDAS fine. Queste, fratturandosi durante l'applicazione del carico, determinano una sua diminuzione di duttilità.

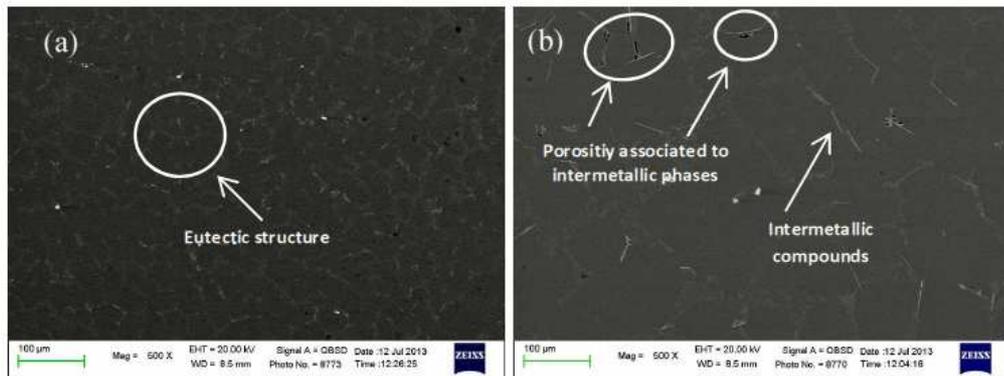


Figura 5.31: micrografia SEM con presenza di fase intermetallica Fe-ricca in bassa presenza su SDAS fine (a) ed alta presenza su SDAS grossolano (b) in lega C355

L'analisi frattografica conferma che indipendentemente dalla dimensione dello SDAS nella C355 (Figura 5.32) il percorso di frattura sembra seguire il bordo delle dendriti mentre nella A354 (Figura 5.33) la frattura appare localizzata su diversi piani cristallografici. In entrambe le leghe, a differenza di quanto osservato per le leghe a basso SDAS, però, è chiara la presenza di intermetallici di grosse dimensioni, che in seguito alla prova di trazione si sono fratturati e decoesi dalla matrice.

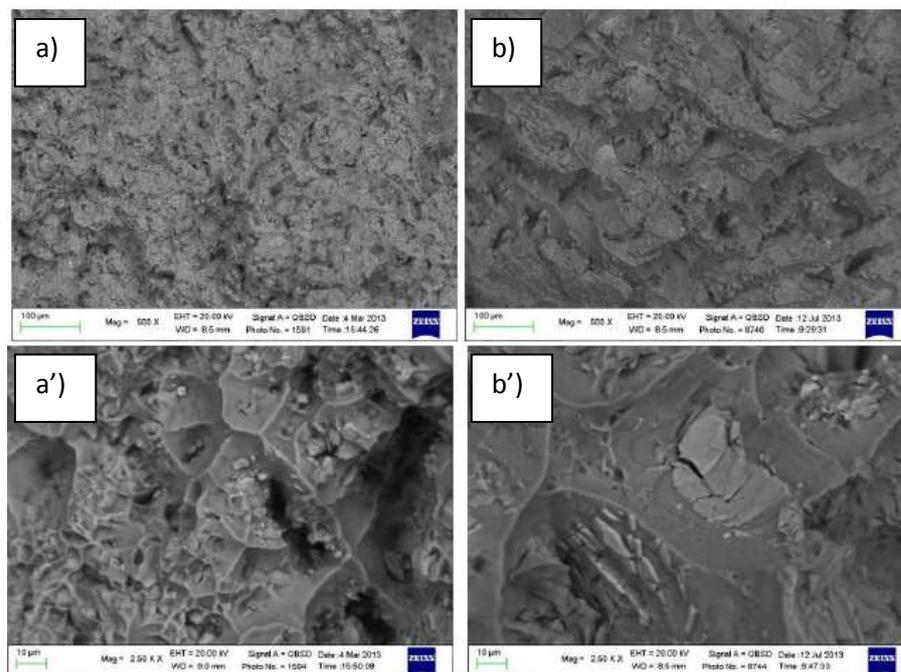


Figura 5.32: immagini SEM a diverso ingrandimento delle superfici di frattura di provini C355 con SDAS fine (a-a') e SDAS grossolano (b-b') testati a temperatura ambiente

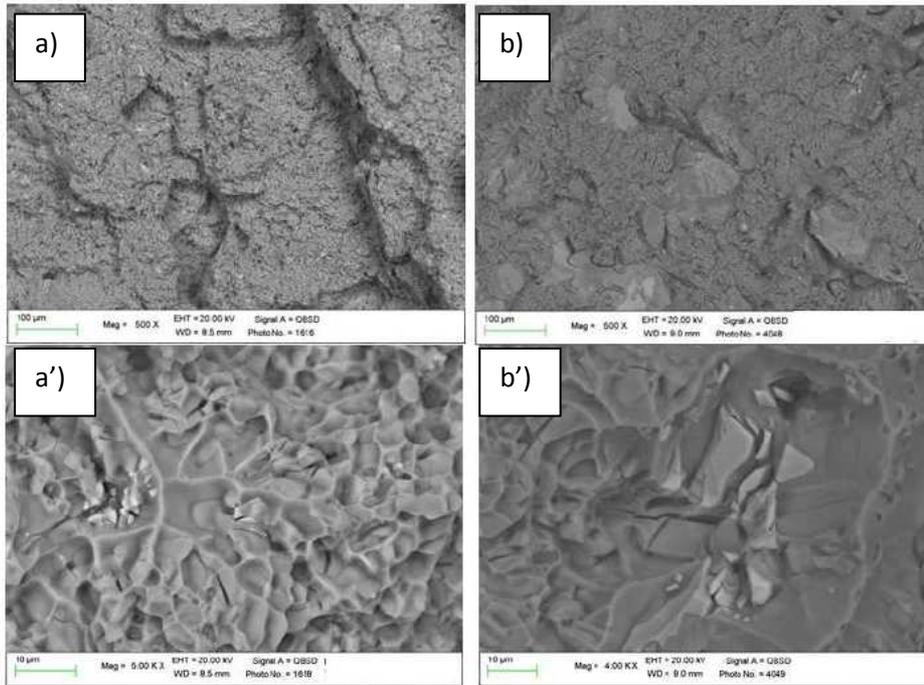
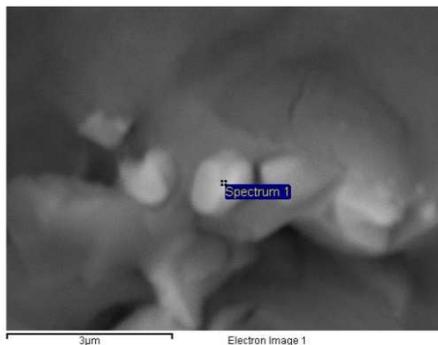


Figura 5.33: immagini SEM a diverso ingrandimento delle superfici di frattura di provini A354 con SDAS fine (a-a') e SDAS grossolano (b-b') testati a temperatura ambiente

Le fasi intermetalliche sono state identificate con le apparecchiature EDS ed un primo esempio è riportato in Figura 5.34, dove viene mostrata una fase Al-Si-Cu in forma quasi globulare con il suo spettro EDS.



Elemento	%Peso	%Atomica
Al	60.80	73.43
Si	9.99	11.59
Cu	29.1	14.98

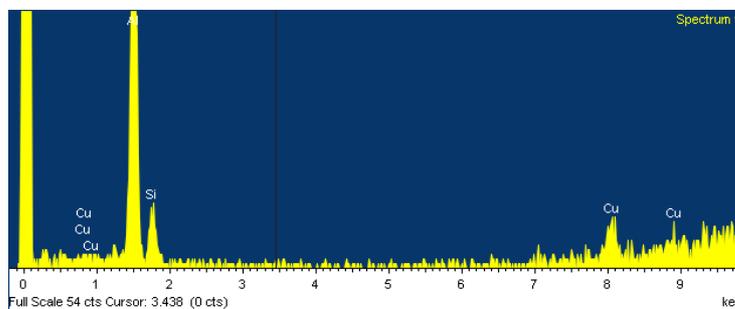


Figura 5.34: fase Al-Si-Cu sulla superficie di frattura di un campione lega C355 e corrispondente composizione chimica e spettro EDS

La Figura 5.35 presenta invece una fase intermetallica di forma più complessa contenente Al, Si e Mg e lo spettro EDS rivela la presenza anche di basse tracce di Ti e Fe, mentre l'O è dovuto probabilmente all'ossidazione verificata dopo la rottura. Il P può essere considerato un'impurità.

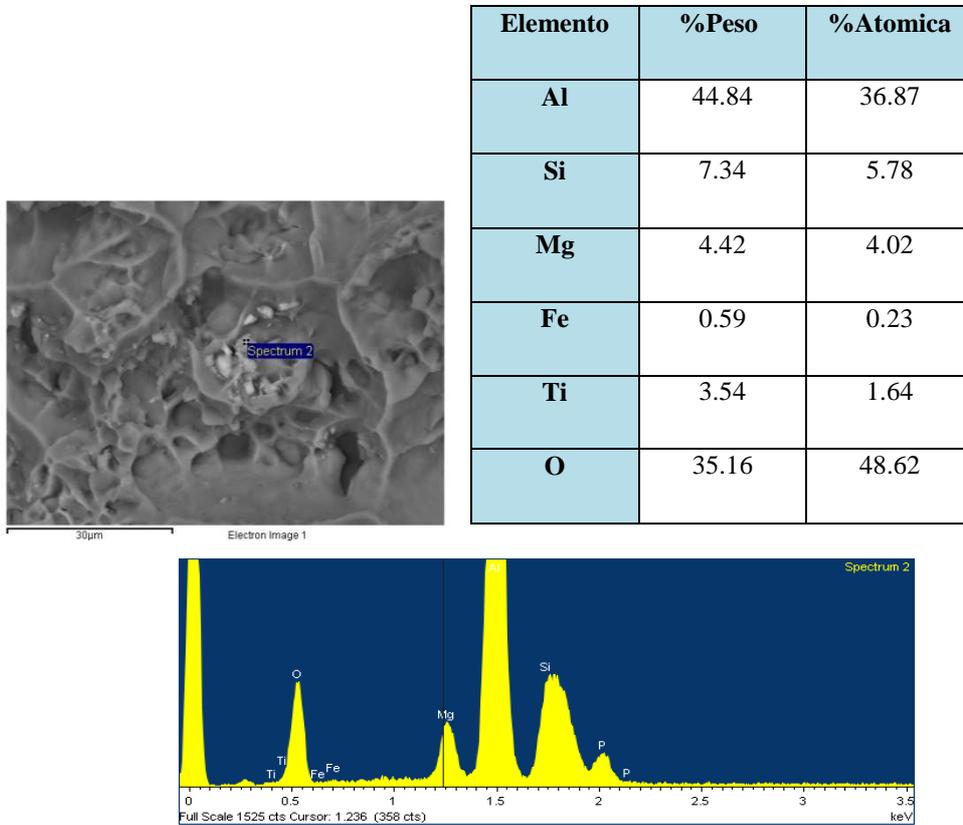
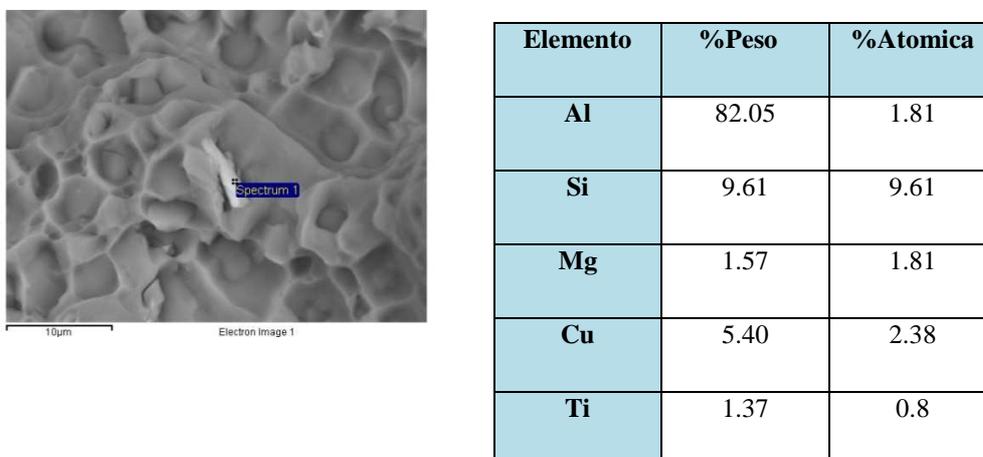


Figura 5.35: fase Al-Si-Mg (-Fe-Ti) sulla superficie di frattura di un campione di lega C355 e corrispondente spettro EDS

Inoltre sono state identificate anche fasi contenente sia Si, Cu e Mg su una superficie di frattura (Figura 5.36)



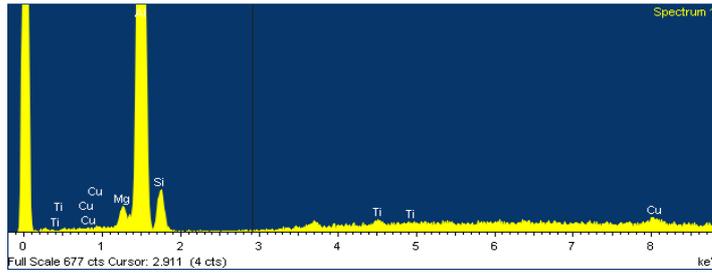
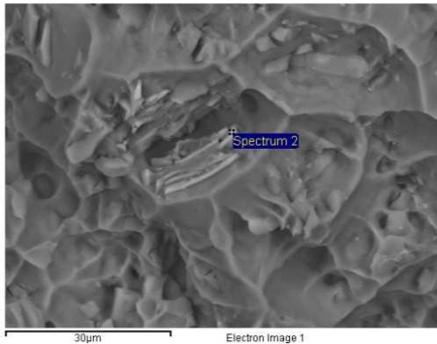


Figura 5.36: fase Al-Si-Cu-Mg sulla superficie di frattura di un provino lega A354 e rispettivo spettro EDS

Le fasi contenenti Fe, che sono di dimensioni maggiori e hanno morfologie caratteristiche, sono più facili da vedere sulle superfici di frattura e di riconoscere con l'attrezzatura EDS. Ad esempio la Figura 5.37 rappresenta una fase Fe contenente, probabilmente una π -Fase.



Elemento	%Peso	%Atomica
Al	60.67	59.00
Si	28.54	26.67
Mg	2.05	2.22
Fe	1.59	0.75
O	6.79	11.13
Ca	0.36	0.24

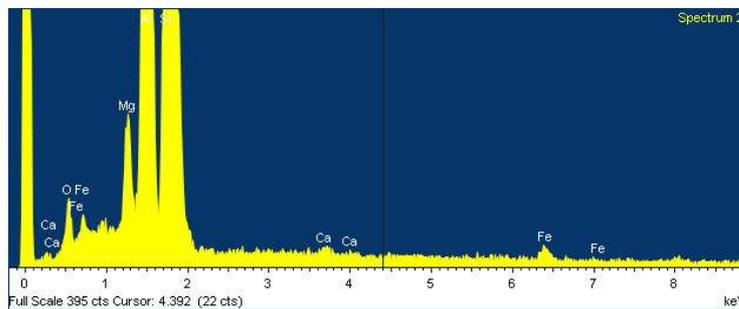


Figura 5.37: π -Fase Al-Si-Fe-Mg sulla superficie di frattura di lega C355 e rispettivo spettro EDS

La π -Fase di Figura 5.37 non è immediata da riconoscere perché non è uguale alla fase “script” come descritto nel capitolo 2 e può essere scambiato con alcune fasi di Fe aghiformi. Anche il fatto che lo spettro EDS registra la presenza di Mg, oltre Fe, Al e Si, non consente di affermare che è una fase π : la Figura 5.38 infatti mostra una tipica fase Al-Si-Fe aghiforme, ma lo spettro EDS presenta anche picchi corrispondenti ai Mg e Cu. Solo con l'esperienza e confrontando la morfologia dei composti intermetallici è possibile identificare le fasi tra loro.

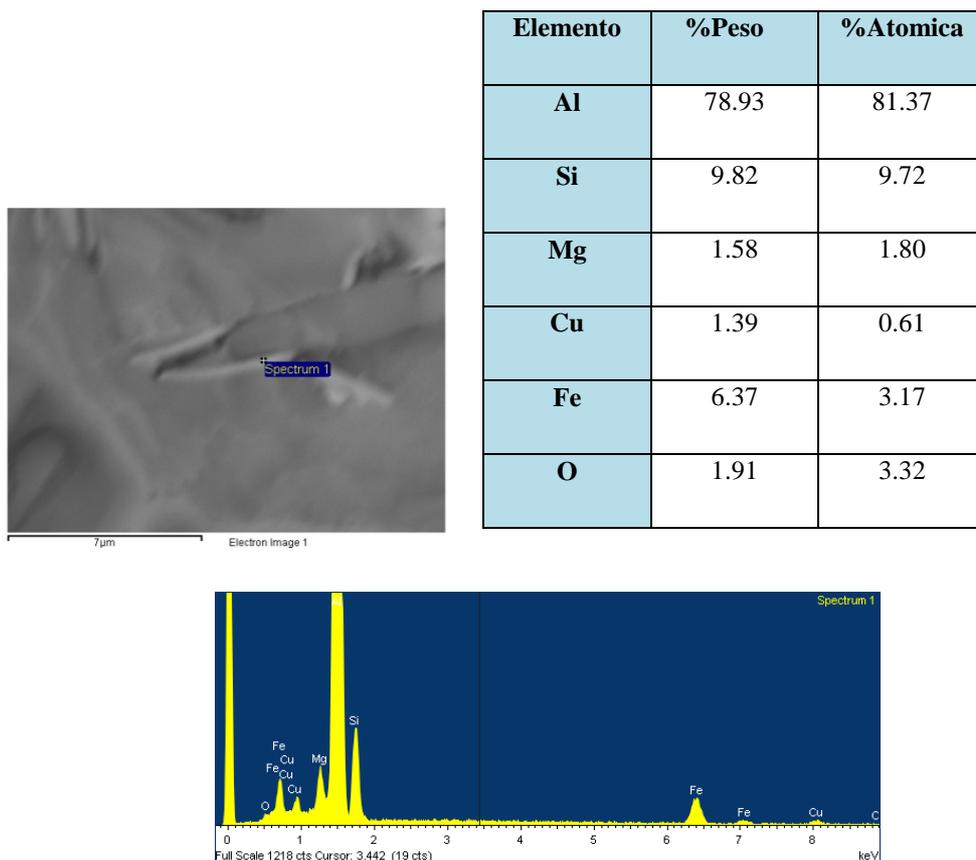
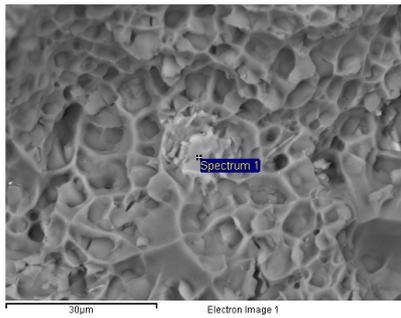


Figura 5.38: Fe in fase aghiforme sulla superficie di frattura di un provino in lega A354 e corrispondente composizione chimica e spettro EDS

Diversi composti intermetallici sembrano coesistere sulle superfici di frattura dei provini e possono essere localizzati non solo in prossimità delle particelle di Si eutettico, ma anche presso altre fasi intermetalliche. La Figura 5.39 mostra una fase Al-Si-Fe (-Cu) accanto ad alcune particelle Fe-ricche aghiformi, con una composizione chimica simile.



Elemento	%Peso	%Atomica
Al	85.87	90.31
Si	5.19	5.24
Cu	1.44	0.64
Fe	7.50	3.81

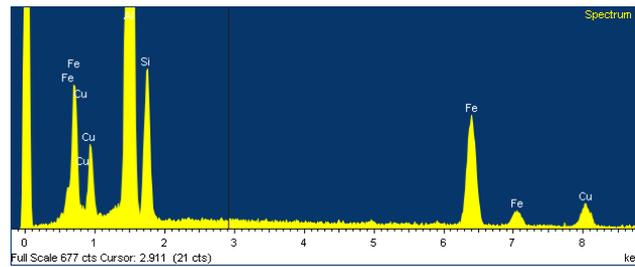
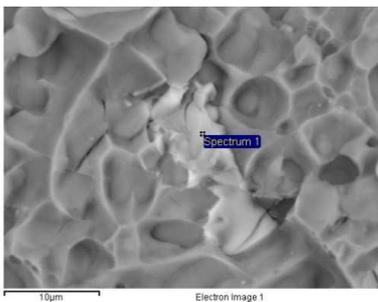


Figura 5.39: fase Al-Si-Fe (-Cu) sulla superficie di frattura di un campione della lega A354 (vicino fasi aghiformi) e corrispondente composizione chimica e spettro EDS

Infine, sulla superficie di frattura sono visibili anche fasi intermetalliche che si trovano sul percorso di frattura, quindi danneggiate. La Figura 5.40 presenta un esempio di rottura della fase Al-Si-Cu-Fe con una morfologia molto complessa.



Elemento	%Peso	%Atomica
Al	58.73	71.26
Si	8.89	10.37
Cu	8.59	4.43
Fe	23.78	13.94

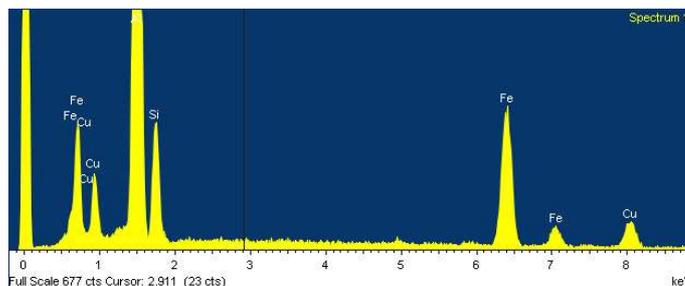


Figura 5.40: fase Al-Si-Cu-Fe danneggiata sulla superficie di frattura di un provino lega A354 e corrispondente composizione chimica e spettro ED

5.4 CONCLUSIONI

Lo scopo di questo progetto di tesi è stato quello di valutare le prestazioni di due leghe da fonderia Al-Si-Cu-Mg (C355 e A354) da utilizzare in ambito motoristico in funzione della microstruttura di solidificazione. Le tradizionali leghe A356 e A357 infatti, a causa del sovra invecchiamento che subiscono anche per temperature di funzionamento di 200°C, sono soggette ad una perdita di resistenza alle alte temperature

A questo scopo campioni di C355 e A354 con microstruttura controllata sono stati sottoposti a prove di trazione, misure di durezza, e analisi microstrutturali. L'analisi dei dati ha permesso di evidenziare che:

- Le leghe C355 e A354 presentano proprietà meccaniche a temperatura ambiente superiori alle leghe A356 e A357; la differenza si accresce dopo prolungata esposizione ad alta temperatura.
- Le migliori proprietà meccaniche si hanno nelle A354 e C355 con SDAS fine. Un aumento della dimensione dello SDAS ha un effetto deleterio soprattutto sulla duttilità del materiale.
- Nei campioni non degradati, la lega C355 mostra proprietà meccaniche superiori (soprattutto nell'allungamento a rottura) della lega A354, sia a temperatura ambiente che ad alta temperatura; questo è probabilmente dovuto al trattamento termico applicato, che è stato ottimizzato per la C355 ma non per la lega A354. L'allungamento a rottura superiore della lega C355 a temperatura ambiente potrebbe essere sempre correlato alla maggiore efficacia del trattamento di solubilizzazione che avrebbe ridotto la quantità e dimensione degli intermetallici presenti oltre al minore contenuto di Si.
- Al contrario, nella condizione di degrado (dopo 41 ore a 200°C), la lega A354 mostra proprietà meccaniche superiori rispetto alla C355, sia nelle prove a temperatura ambiente che ad alta temperatura; questo è probabilmente correlato al contenuto di Si e Cu superiore, che porta ad una maggiore quantità di precipitati di rafforzamento stabili alle alte temperature.
- Le proprietà di trazione hanno mostrato una riduzione evidente passando da campioni non degradati a degradati: tale riduzione è stata maggiore per la lega C355 che per la lega A354.

- Il modulo elastico delle leghe non è sensibile all'esposizione ad alta temperatura della lega, ma solo alla temperatura di prova: la diminuzione di E da temperatura ambiente a prove ad alta temperatura è stata nel range 14-15% per la lega C355 e il 6-9% per la lega A354.
- Le analisi SEM della superficie di frattura hanno evidenziato come: (i) il percorso di frattura nei campioni di lega C355 segua le dendriti, mentre, nei campioni di lega A354 le fratture appaiono localizzate su diversi piani cristallografici; (ii) la quantità e dimensione degli intermetallici presenti nelle leghe è fortemente correlata alla loro velocità di solidificazione.

Sviluppi futuri

Attualmente sono in corso prove di fatica sia a temperatura ambiente che ad alta temperatura al fine di determinare quale delle leghe mostri un miglior comportamento anche a sollecitazione ciclica.

I risultati hanno inoltre mostrato come siano necessari ulteriori studi per una ottimizzazione del trattamento termico della lega A354

BIBLIOGRAFIA

1. R. Molina, P. Amalberto, M. Rosso; Mechanical characterization of aluminium alloys for high temperature applications. Part 1: Al-Si-Cu alloys; Metallurgical Science and Technology, Vol. 29-1, 2011
2. Ceschini L, Boromei I, Morri L, Seifeddine S, Svensson Ingvar L. Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions. Journal of Materials Processing Technology 2009
3. L. Ceschini, A. Morri, S. Pazzagli, L. Tomesani, R.Squatrito; Correlazione tra velocità di raffreddamento locali e caratteristiche microstrutturali e meccaniche della lega C355 in processi di colata in sabbia; 33° National Meeting AIM, Brescia, Italy, 2010
4. EN-Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperature (ISO 6892-1:2009); German version EN ISO 6892-1:2009
5. EN-Metallic materials - Tensile testing - Part 2: Method of testing at elevated temperature (ISO/DIS 6892-2:2009); German version prEN ISO 6892-2:2009