

SCUOLA DI SCIENZE

Dipartimento di Chimica Industriale "Toso Montanari"

Corso di Laurea Magistrale in

## **Chimica Industriale**

Classe LM-71 - Scienze e Tecnologia della Chimica Industriale

Valutazione dell'effetto del mezzo temprante sulle  
tensioni residue e proprietà meccaniche della lega di  
Alluminio Al-Si<sub>7</sub>-Mg

**CANDIDATO**

Federica Di Simone

**RELATORE**

**Chiar.mo Prof.** Alessandro Morri

**CORRELATORE**

Prof.ssa Lorella Ceschini

Prof.ssa Carla Martini

Ing. Andrea Morri

**Sessione II**

---

**Anno Accademico 2012-2013**

---



***A chi ha sempre creduto in me***



## INDICE

- Introduzione e scopo	pag.1
- Cap. 1 ALLUMINO E SUE LEGHE	pag.2
-1.1 Leghe di alluminio	pag.3
-1.2 Leghe da fonderia	pag.6
-1.2.1 SDAS	pag.11
-1.2.2 Morfologia del Si eutettico e modificatori	pag.12
-1.2.3 Composti intermetallici	pag.13
-1.3 Lega AlSi7Mg	pag.16
- Bibliografia	pag.19
- Cap. 2 TRATTAMENTO TERMICO (PRECIPITATION HARDENING)	pag.20
-2.1 Fasi e parametri fondamentali del trattamento termico	pag.22
-2.1.1 Solubilizzazione a tempra	pag.22
-2.1.2 Invecchiamento	pag.25
-2.2 Forni da trattamento termico	pag.28
-2.3 Tensioni residue e mezzi di tempra	pag.29
-2.3.1 Metodi per la misurazione delle tensioni residue	pag.34
-2.4 Relazione tra proprietà meccaniche e durezza	pag.35
- Bibliografia	pag.38
- Cap. 3 MATERIALI E METODI	pag.40
- Bibliografia	pag.43
- Cap. 4 RISULTATI E DISCUSSIONI	pag.44
-4.1 Analisi microstrutturale	pag.44
-4.2 Prove di trazione e durezza	pag.45
-4.3 Trattamento termico	pag.50
-4.4 Analisi tensioni residue	pag.54
-4.5 Conclusioni	pag.58
- RINGRAZIAMENTI	pag.59



## INTRODUZIONE E SCOPO

L'alluminio, grazie alla sua bassa temperatura di fusione e all'elevata fluidità di molte leghe, è uno dei metalli più versatili in fonderia.

Per ottenere il massimo delle proprietà resistenziali, le leghe che lo permettono sono sottoposte a trattamento termico. Questo, però, in componenti geometricamente complessi può far insorgere tensioni residue che inficeranno la resistenza del materiale durante la sua messa in esercizio.

Gli obiettivi della presente ricerca sono stati: la valutazione dell'incidenza del mezzo temprante usato durante il trattamento termico sulle tensioni residue che si sviluppano nella lega  $AlSi_7Mg$  e la definizione di come questo potesse essere modificato per ridurre le tensioni senza peggiorare le proprietà resistenziali del materiale.

Per tale ragione sono state eseguite prove di trattamento termico, analisi microstrutturali e test di durezza su campioni estratti direttamente da getti colati in sabbia.

## Cap.1 ALLUMINIO E SUE LEGHE

L'alluminio e le sue leghe, per le loro peculiare proprietà, sono utilizzate ampiamente nei settori automotive e aerospaziale.

L'alluminio è un metallo di colore bianco argenteo, ha reticolo cubico a facce centrate (CFC) (Fig.1.1) perciò ha un comportamento duttile e non infragilisce alle basse temperature non presentando alcuna temperatura di transizione. Rispetto ad altri metalli e leghe quali acciaio, titanio, rame una bassa temperatura di fusione e una bassa densità elevata conducibilità elettrica e termica ma ridotte proprietà resistenziali (Tab 1.1).



Fig.1.1 Struttura cristallina CFC [1]

<u>Caratteristiche chimiche</u>	<u>Caratteristiche fisiche</u>	<u>Proprietà meccaniche</u>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Numero Atomico 13.</li> <li>- Peso atomico 26,98.</li> <li>- Valenza 3.</li> <li>- Fa parte del terzo gruppo nel secondo periodo all'interno del sistema periodico degli elementi.</li> <li>- E' un metallo anfotero, può quindi combinarsi con gli acidi per dare i rispettivi sali, oppure con</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Densità 2.7 g/cm<sup>3</sup>.</li> <li>- Punto di fusione 660°C.</li> <li>- Punto di ebollizione 2327°C.</li> <li>- Calore specifico 0.22 cal/g °C.</li> <li>- Calore latente di fusione 92.4 cal/g.</li> <li>- Conducibilità elettrica 2.68 μ W cm (~ 62% di quella del rame).</li> <li>- Conducibilità termica</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>-Allo stato ricotto la durezza Brinell è di circa 16 Kg/mm<sup>2</sup></li> <li>-Resistenza a trazione ~7 kg/mm<sup>2</sup></li> <li>-Il modulo di elasticità ~6700 Kg/mm<sup>2</sup></li> <li>-Il limite di snervamento (S<sub>0,2</sub>) ~2 Kg/mm<sup>2</sup></li> <li>-l'allungamento (A<sub>5</sub>) ~55%.</li> </ul>

le basi forti per formare gli alluminati relativi.	0.53 cal/ (cm sec °C). - Potenziale normale di elettrodo – 1,7 Volt.	
----------------------------------------------------	-------------------------------------------------------------------------	--

Tab. 1.1 Caratteristiche e proprietà dell'alluminio [1]

L'alluminio puro comunque resiste bene agli acidi organici ed all'acido nitrico concentrato proprio grazie allo strato di ossido di alluminio che si forma sulla sua superficie (passivazione), poco reattivo, che protegge gli strati inferiori.

### **1.1 Leghe di alluminio**

Per le ridotte proprietà resistenziali, l'alluminio puro non può essere utilizzato nelle applicazioni le quali richiedono maggior resistenza meccanica; viene perciò alligato con altri metalli allo scopo di migliorare le sue caratteristiche meccaniche e fisiche.

I principali elementi di lega sono:

#### *Silicio:*

Il silicio rende la lega fusa molto più fluida aumentando così l'attitudine a produrre getti con pareti sottili e la precisione di particolari costruttivi. Inoltre 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. I maggiori svantaggi sono la bassa lavorabilità e le ridotte caratteristiche meccaniche dovute alla non trattabilità della lega. Per ovviare a quest'ultimo inconveniente è possibile aggiungere altri alliganti come Cu e Mg. Il tenore di Si nelle leghe è compreso tra 5 - 17% ed in fase di solidificazione si separa allo stato elementare formando una struttura eutettica. 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 ad un'affinazione della struttura determinano un miglioramento delle proprietà meccaniche della lega.

### *Magnesio:*

Grazie a questo elemento, la lega avrà una maggiore resistenza a corrosione, soprattutto in ambienti alcalini; il magnesio però 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 che riduce la lega. Nelle leghe utilizzate per pressofusione la presenza di Fe favorisce, però, il distacco del getto solidificato dallo stampo.

### *Manganese:*

È considerato un'impurità nelle leghe per getti e viene limitato a bassi livelli nelle leghe per colata in sabbia a gravità. Ha effetto di modifica sulla microstruttura degli composti intermetallici ricchi di Fe, eventualmente presenti, infatti da una morfologia di tipo aciculare, si evolve in fase  $\pi$  o cinese script, fase che hanno un minor effetto negativo sul comportamento a fatica del materiale.

### *Titanio:*

Il contenuto di Ti è in genere molto ridotto (0.1 ÷ 0.2 %), ma se si aumenta il contenuto il titanio 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.

### *Nichel e Rame:*

Questi due elementi aumentano la resistenza alle alte temperature nelle leghe da fonderia, riducono il coefficiente di espansione termica ma riducono la fluidità delle leghe. Inoltre la loro presenza 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  $\text{CuAl}_2$ . 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.

*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.

Le leghe di alluminio possono essere suddivise (come mostra la figura 1.2) in leghe suscettibili di trattamento termico d'indurimento e leghe non trattabili. La differenza consiste nel fatto che in quelle trattabili è possibile ottenere la formazione di precipitati fini, omogeneamente dispersi con un'elevata durezza, mentre nel caso delle leghe non trattabili le particelle non hanno le medesime caratteristiche.

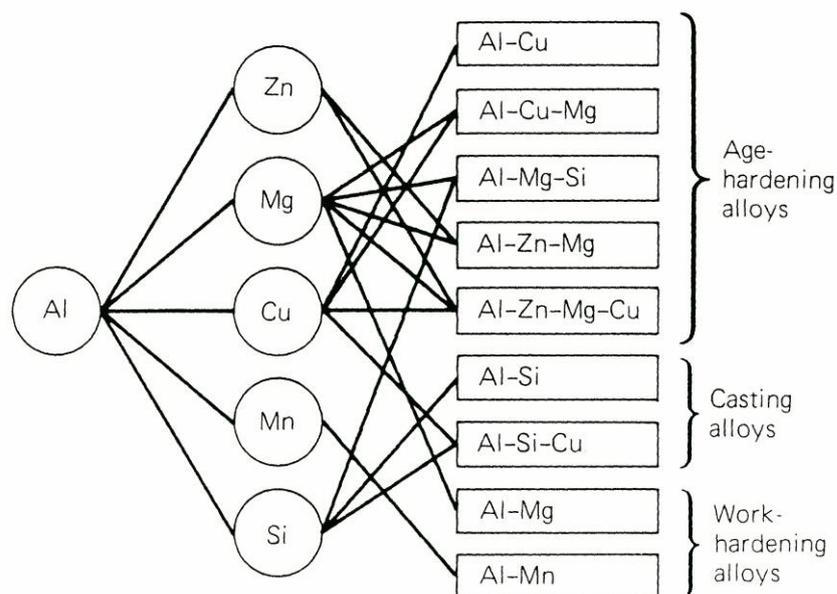


Fig. 1.2 Schema delle principali combinazioni di alliganti dell'alluminio

Le leghe di alluminio possono essere classificate non solo in base alla composizione chimica, ma anche in base ai processi di trasformazione. Si distinguono così in leghe da fonderia e leghe da deformazione plastica: le prime sono adatte per la produzione di getti, mentre le seconde sono utilizzate per laminazione, estrusione, trafilatura, etc.

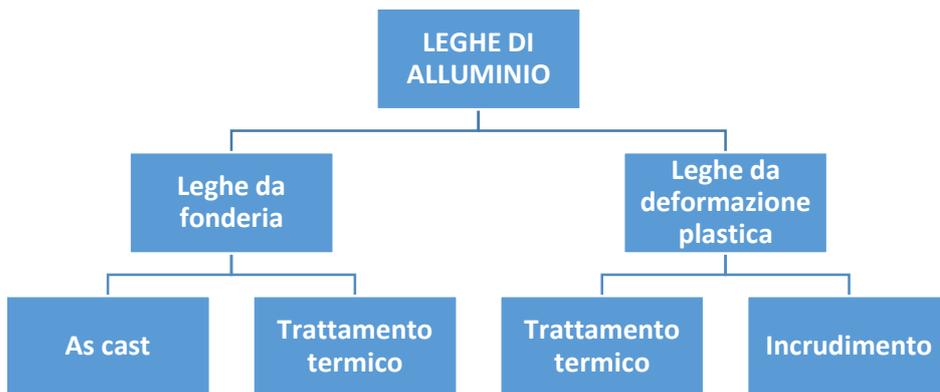


Fig. 1.3 Classificazione delle leghe di alluminio

## **1.2 Leghe da fonderia**

L'alluminio è uno dei metalli più versatili in fonderia, questo grazie alla sua bassa temperatura di fusione, all'elevata fluidità di molte leghe e bassa solubilità per i gas (fatta eccezione per H<sub>2</sub>) [1]. L'inconveniente di queste leghe deriva dall'elevato ritiro durante la solidificazione (3,5-8,5%) [1] il quale porta a tensioni residue, formazione di cricche e porosità di ritiro.

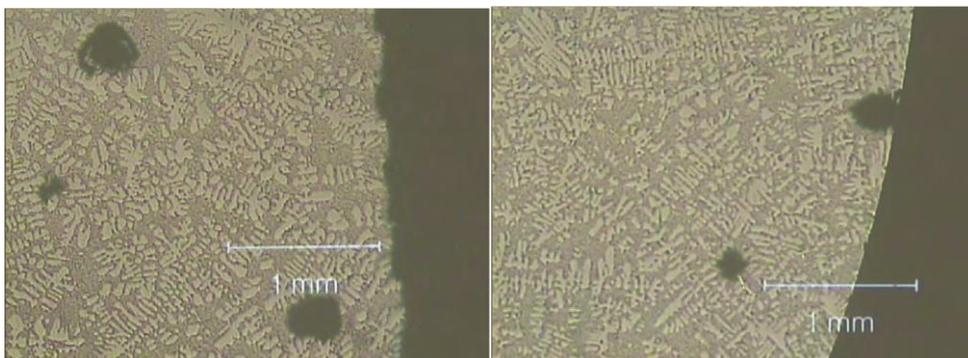


Fig. 1.4 e 1.5 Presenza di porosità superficiali [1]

Esistono molte famiglie di leghe da fonderia, caratterizzate da diversi alliganti e loro combinazioni.

Queste leghe d'alluminio trovano impiego soprattutto nel settore aerospaziale e automobilistico grazie alle loro proprietà meccaniche ed al fatto che potendosi produrre getti di geometria complessa è possibile ridurre i cicli di lavorazione alle macchine utensili e quindi i costi.

Oltre al raggiungimento di buone proprietà meccaniche e una discreta resistenza a corrosione, alle leghe da fonderia si richiede:

- buona colabilità;
- buon potere di riempimento delle forme;
- ritiro più basso possibile;

Per tale ragione l'elemento fondamentale in queste leghe è il Si che, come già accennato, migliora la fluidità della lega, abbassa il punto di fusione e il coefficiente di dilatazione, migliora la resistenza alla corrosione, inoltre nelle leghe ipereutettiche i cristalli di Si primario aumentano la durezza e la resistenza ad usura.

Questa classe di leghe può essere divisa in ipoeutettiche, per percentuali di Si inferiori al 12,7% in peso e ipereutettiche per percentuali maggiori e fino a circa il 20% in peso (fig. 1.6).

L'aggiunta di una modesta quantità di magnesio le rende trattabili termicamente e impiegabili in applicazioni semistrutturali e strutturali [2]

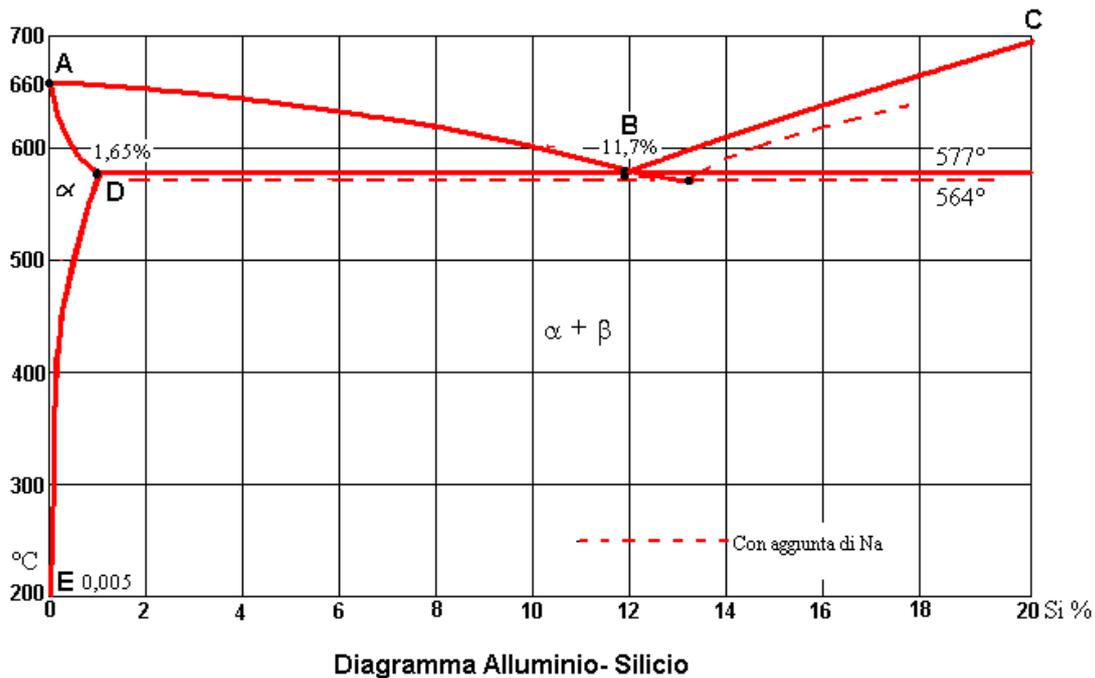


Fig. 1.6 Diagramma di stato della lega Al-Si

Si nota in figura 1.6 come l'alluminio formi un eutettico con il 12,8% di silicio ed ha la temperatura di solidificazione a 577 °C. L'eutettico è formato da cristalli di alluminio e silicio sovrapposti, ed ha una struttura grossolana. Le caratteristiche meccaniche della lega possono notevolmente migliorare aggiungendo prima della colata del Na metallico e Sr (0.01 - 1.0%). Il diagramma di stato viene modificato secondo le linee tratteggiate.

L'aggiunta di Mg rende le leghe con Si trattabili termicamente grazie alla formazione di precipitati di rinforzo  $Mg_2Si$  (63.2 di Mg e 36.8 di Si). Analizzando il diagramma di fase Al- $Mg_2Si$  (Fig.1.7) si può osservare come il Mg formi un eutettico a 595°C col 12,2% di  $Mg_2Si$ . La solubilità massima a 595°C del  $Mg_2Si$  è dell'1,8% e scende quasi a zero a temperatura ambiente.

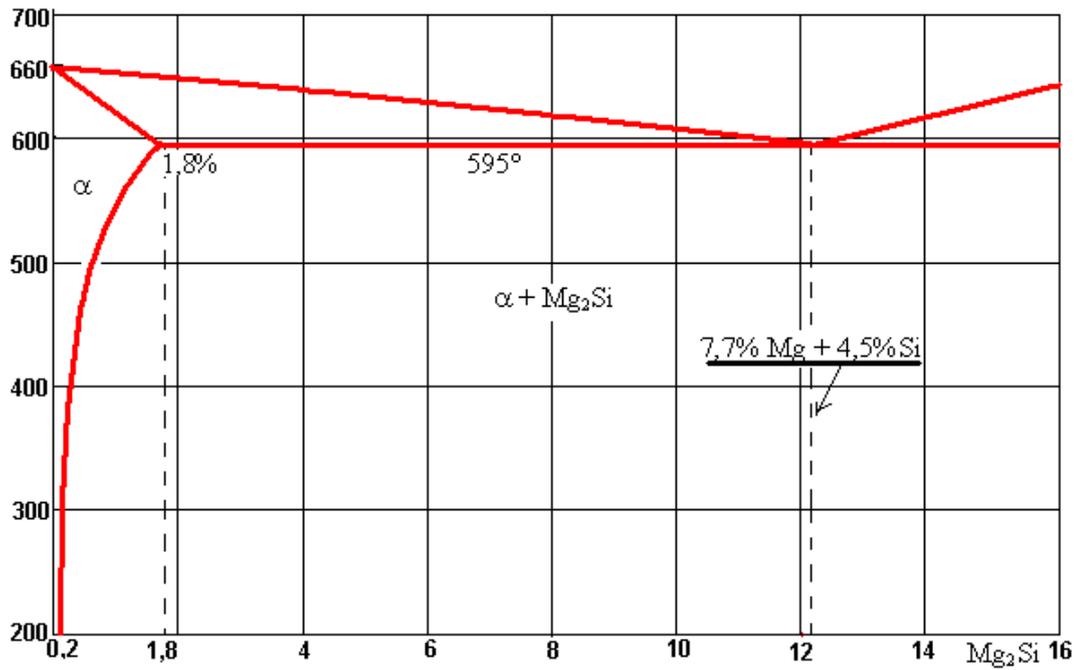


Diagramma Alluminio - Mg<sub>2</sub>Si

Fig. 1.7 Diagramma di fase Al-Mg<sub>2</sub>Si

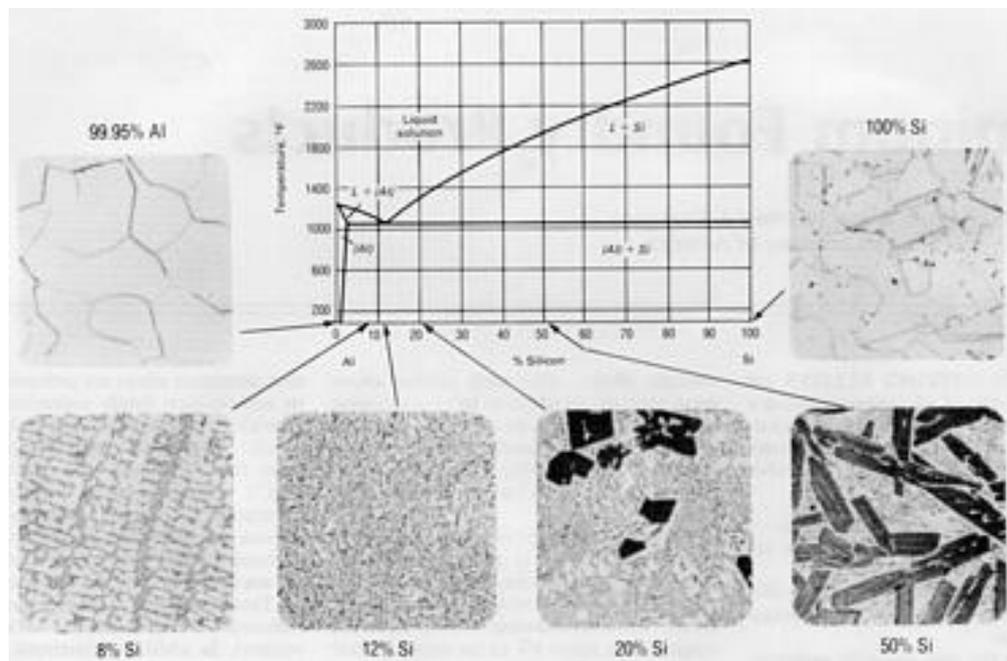


Fig. 1.8 Diagramma si stato della lega Al-Si con varie microstrutture

Le microstrutture tipiche delle leghe Al-Si da fonderia, dipendono in larga parte dal tenore di Si presente [3-4]. 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%.

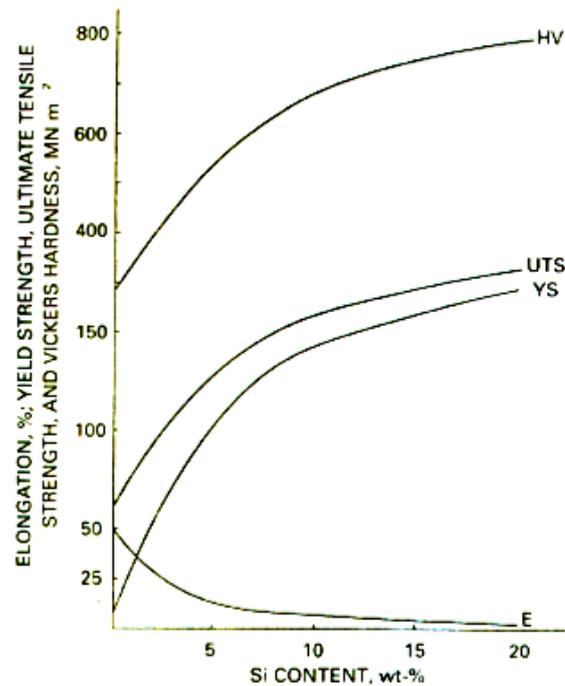


Fig. 1.9 Influenza del tenore di Si nelle proprietà meccaniche [5]

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

### 1.2.1 SDAS

La distanza dei rami secondari delle dendriti ( SDAS - Secondary Dendrite Arm Spacing), è la distanza tra due bracci secondari di una dendrite (fig. 1.10).

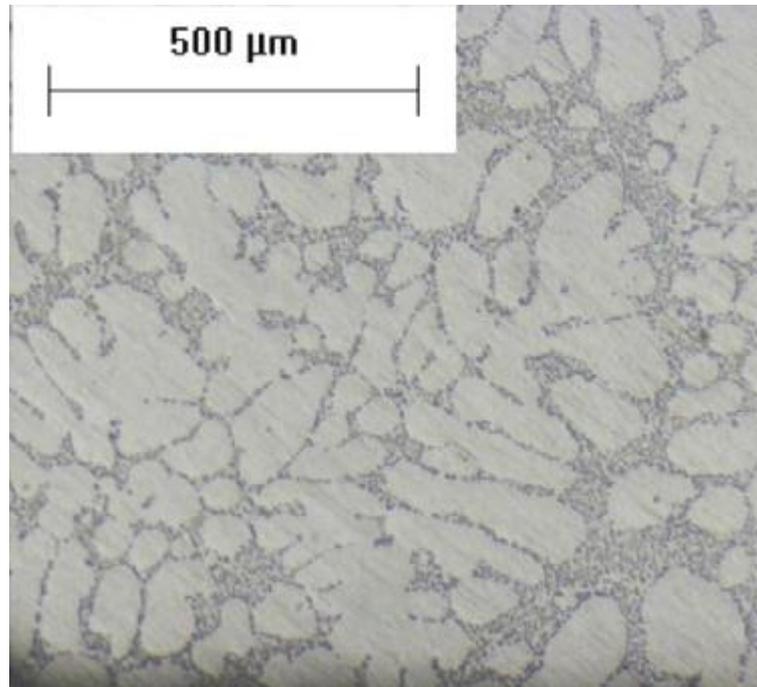


Fig. 1.10 Esempio di SDAS [6]

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

$$SDAS = k \cdot t^n \quad (1)$$

In cui  $n$  e  $k$  sono coefficienti che dipendono dalla composizione del metallo (fig. 1.11)

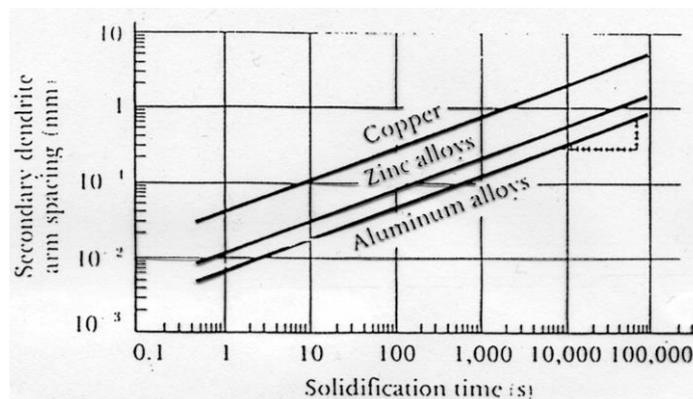


Fig. 1.11 Dipendenza dello SDAS dal tempo di solidificazione e dalla composizione [5]

A piccoli valori di SDAS, ovvero a microstruttura fine, sono associati valori di resistenza e di duttilità migliori. 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.

### 1.2.2 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.

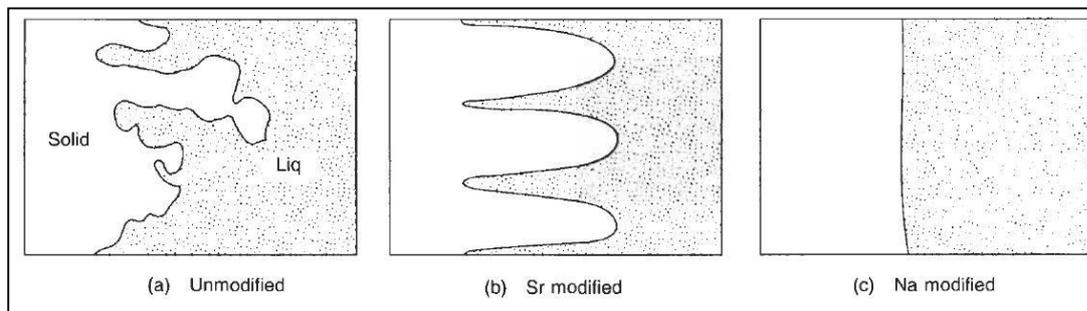


Fig. 1.12 Schema dei fronti di solidificazione per una lega non modificata (a), modificata allo Sr (b) e modificata al Na (c)

La Fig. 1.12 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. Nel caso di modifica col sodio, il fronte appare planare. Nel caso in cui la modifica viene fatta con lo stronzio il fronte è di tipo cellulare e il tipo di modifica è minore rispetto all'uso del Na.

La differenza tra questi due modificatori è che il sodio si dissolve rapidamente nel bagno ma altrettanto velocemente fuoriesce in forma gassosa (circa in 20 min. dalla sua aggiunta) mentre lo stronzio si dissolve rapidamente nell'alluminio ma svanisce molto più lentamente, si avrà quindi un'azione di modifica minore ma più prolungata. 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. Lo stronzio mostra comportamenti simili se si supera lo 0,05% in peso.

### ***1.2.3 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 agisce da concentratore di sforzi. J.Z. Yi [7] ha studiato l'effetto del contenuto di Fe nella lega A356, ha notato che incide negativamente sulla vita a fatica. 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.

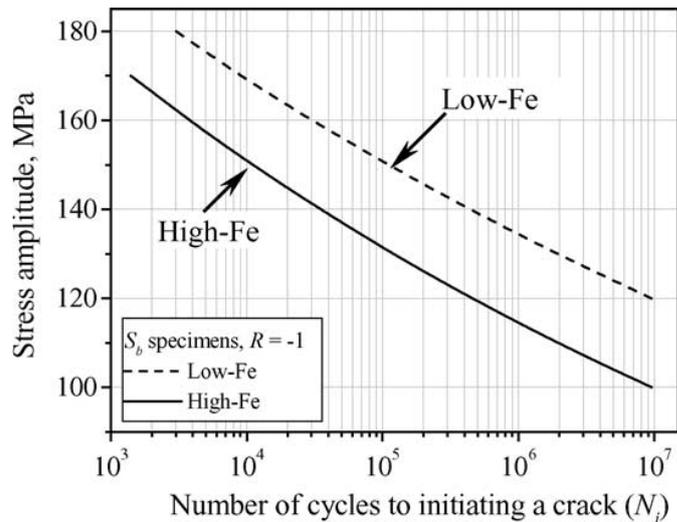


Fig.1.13 : influenza della % di Ferro sul numero di cicli che porta alla formazione della cricca in provini con bassa % di Fe (<0.1%) ed alta (>0.55%) [2]



Fig. 1.14 esempio di intermetallici contenuti in una lega d'alluminio

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

*Composti di tipo  $\beta$* : hanno una forma di tipo “bastoncino” (platelets) e sono quelli più visibili nelle leghe ipoeutettiche (fig. 1.15)

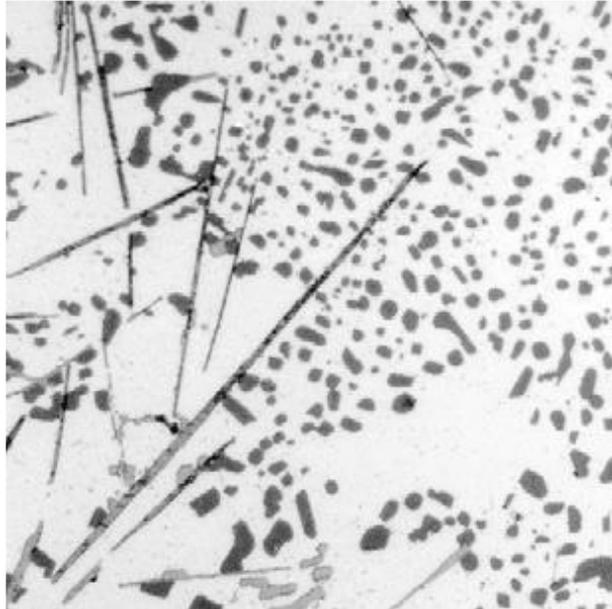


Fig. 1.15 Esempio di composto di tipo  $\beta$  ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ )

*Composti di tipo  $\alpha$  e  $\pi$* : le formule chimiche sono rispettivamente  $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$  per la tipologia  $\alpha$  e  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$  per la tipologia  $\pi$ . Questi composti sono denominati “Chinese script” per la loro forma caratteristica che ricorda quella di un ideogramma cinese (fig. 1.16 e 1.17). Questo tipo di forma è favorevole in quanto contrasta la diminuzione di tenacità dovuta alla presenza di essi.

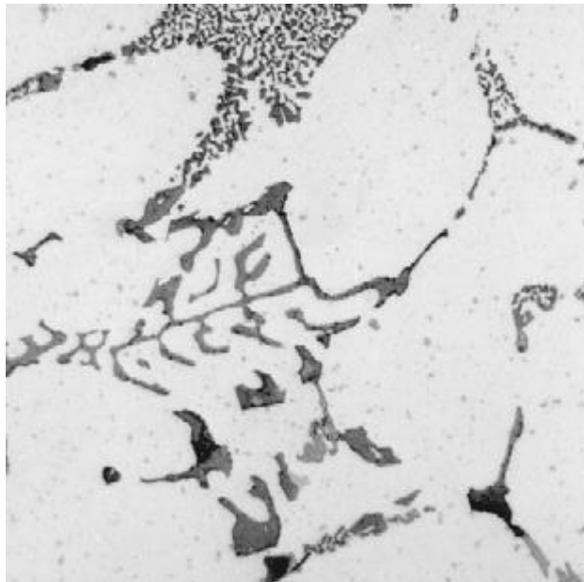


Fig. 1.16 Esempio di composto di tipo  $\alpha$

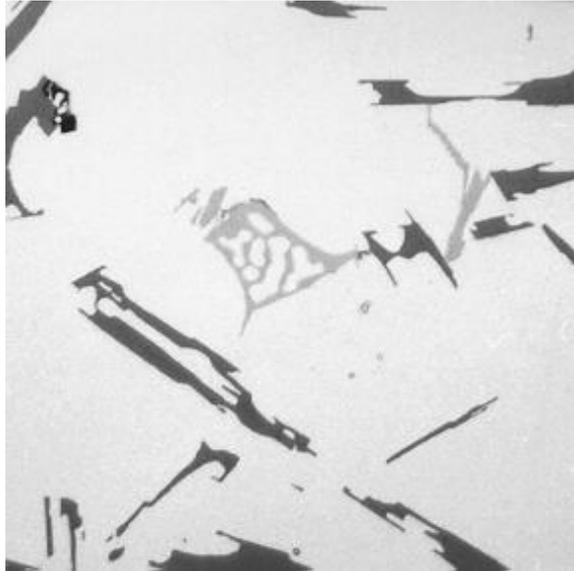


Fig. 1.17 Esempio di composto di tipo  $\pi$

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

### **1.3 Lega AlSi7Mg**

La lega attualmente più utilizzata a livello mondiale per la produzione di getti in sabbia ed in conchiglia è la la AlSi7Mg, (A356 secondo nomenclatura UNS)[8] poiché combina buone caratteristiche tecnologiche ad alta resistenza meccanica e una buona resistenza alla corrosione.

Di seguito si riportano le caratteristiche di questa lega [3,4,8,9]:

### Composizione chimica:

Designazione											
	Aluminum Association								Altri elementi		Al
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ogni	Tot		
356.1	6.5-7.5	0.50	0.2-5	0.35	0.25-0.45	0.35	0.25	0.05	0.15	resto	
A356.2	6.5-7.5	0.12	0.1-0	0.05	0.30-0.45	0.05	0.20	0.05	0.15	resto	

Tab. 1.2 Composizione di leghe di alluminio

### Proprietà meccaniche:

Coefficiente di Poisson: 0.33

Tensione, 72.4 GPa ( $10.5 \times 10^6$  psi); Taglio, 27.2 GPa ( $3.95 \times 10^6$  psi)

### 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)

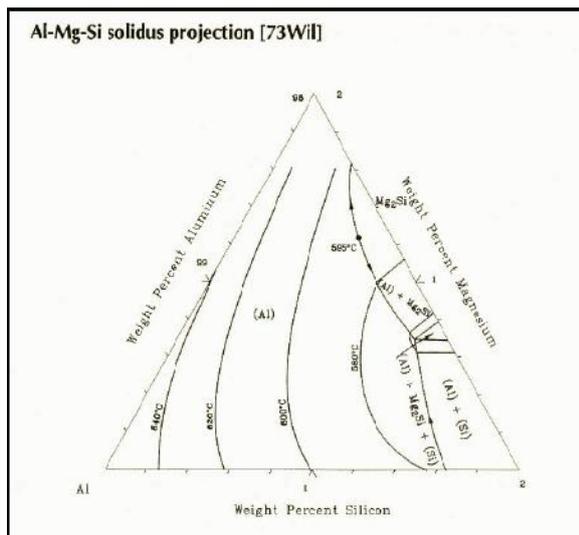


Fig. 1.18 diagramma di equilibrio Al-Si-Mg

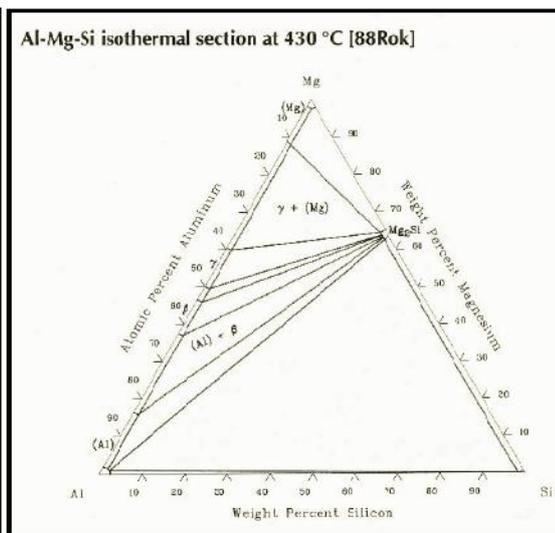


Fig. 1.19 Isotherme del sistema Al-Si-Mg

Il diagramma di fase di equilibrio è semplice e ben definito. Il sistema è pseudobinario Al-Mg<sub>2</sub>Si con un rapporto Mg/Si pari a 1.73 ponderale. L'eutettico pseudobinario orizzontale è a 595°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<sub>2</sub>Si). È possibile dividere il sistema lungo la linea eutettica prendendo in considerazione due sistemi ternari: Al-Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>-Mg<sub>2</sub>Si a 450°C e Al-Si-Mg<sub>2</sub>Si a 555°C. La solubilità di Mg<sub>2</sub>Si 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<sub>2</sub>Si a 1.5 wt% Mg<sub>2</sub>Si con una leggera variazione dell'eccesso di silicio o magnesio.

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.

## Bibliografia

- [1] E. Gianotti "Alluminio e sue leghe" Torino
- [2] ASM Handbook Volume 2, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", ASM International, 2010
- [3] ASM Handbook Volume 3, "Alloy Phase Diagrams", ASM International 2010
- [4] TALAT "Lecture 1203 Phase Diagrams", prepared by M H Jacobs, University of Birmingham
- [5] TALAT Lecture 1100.01 "Aluminium - A Light Metal", prepared by Toralf Cock, Skanaluminium, Oslo;
- [6] L. Ceschini, Alessandro Morri, Andrea Morri, G. Pivetti "Predictive equations of the tensile properties based on alloy hardness and microstructure for an A356 gravity die cast cylinder head", Materials and Design 32 (2011) 1367–1375
- [7] J.Z. Yi, Y.X. Gao, P.D. Lee, T.C. Lindley, "Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminium-silicon alloy (A356–T6)", Material Science and Engineering, 2004
- [8] 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;
- [9] ASM Handbook Volume 15, "Casting", ASM International 2010

## Cap.2 TRATTAMENTO TERMICO (PRECIPITATION HARDENING)

I trattamenti termici delle leghe di alluminio sono mirati all'ottenimento di un rinforzo per precipitazione in seguito alla formazione di precipitati coerenti o semicoerenti, omogeneamente dispersi, aventi dimensioni e proprietà meccaniche opportune.

Per far sì che le leghe aumentino in durezza è necessario che venga ostacolato nel reticolo cristallino il movimento delle dislocazioni [1,2]. Se ciò non si realizzasse sarebbe sufficiente un piccolo sforzo per far scorrere i piani del reticolo metallico l'uno sull'altro e deformare plasticamente il materiale (Fig. 2.1).

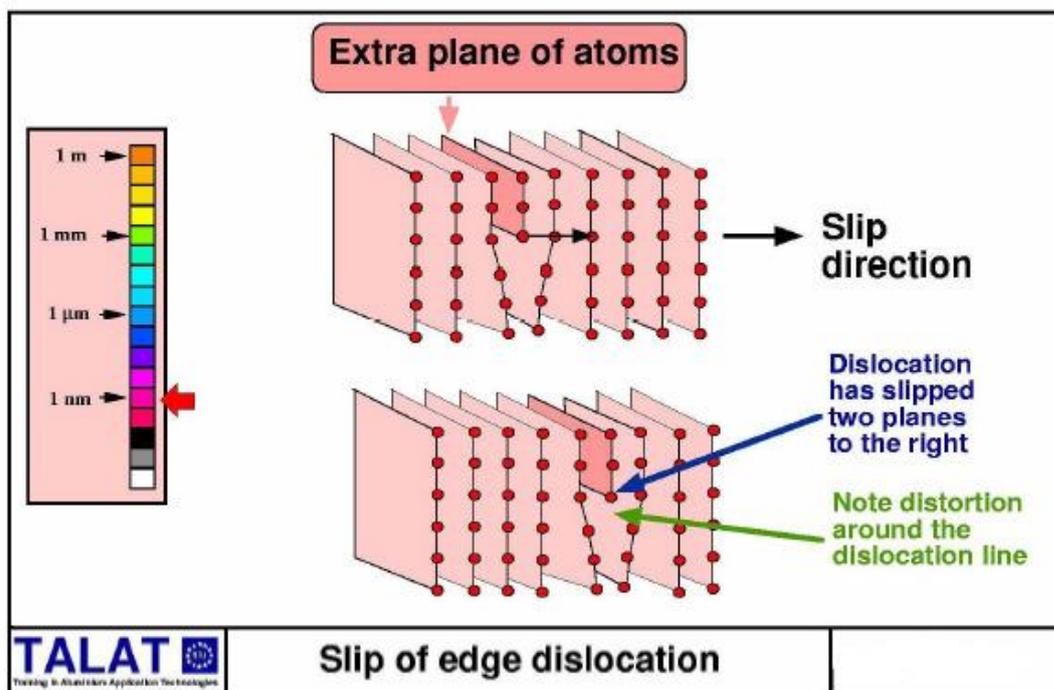


Fig. 2.1 Esempio di scorrimento di una dislocazione a vite [1]

La presenza di una distribuzione omogenea dei precipitati all'interno dei grani è un valido modo per rallentare il movimento delle dislocazioni a patto che le particelle rispondano a precisi requisiti:

- dimensioni ridotte: se i precipitati sono di piccole dimensioni, a parità di volume di precipitati, aumentano gli ostacoli al movimento delle dislocazioni e quindi le caratteristiche meccaniche del materiale;

- durezza elevata: all'aumentare della durezza aumenta la tensione necessaria affinché una dislocazione possa attraversare il precipitato;
- quantità: maggiore è la quantità dei precipitati, più possibilità ci sono di bloccare le dislocazioni.

I trattamenti termici normalmente usati producono una densità molto elevata di precipitati fini [3-4], che interagendo con le dislocazioni aumentano la durezza e le tensioni di snervamento e rottura, ma riducono la duttilità del materiale. Un tipico trattamento termico consiste in (fig. 2.2):

- una iniziale **solubilizzazione** ad alta temperatura, che dissolve composti intermetallici degli elementi di lega necessari a formare i precipitati di rinforzo,
- una **tempra**, necessaria ad evitare la formazione di precipitati stabili non in grado di fornire un efficace rinforzo al materiale, ottenendo una soluzione solida di alluminio sovrassatura di elementi di lega;
- una fase **d'invecchiamento** per ottenere la formazione dei precipitati coerenti o semicoerenti di rinforzo (fig. 2.3).

La densità delle particelle dipende dalla quantità di elementi in soluzione e quindi dalla temperatura del trattamento di solubilizzazione, infatti il massimo indurimento ottenibile dopo invecchiamento si avrebbe se tutti gli elementi solubilizzati fossero ritenuti in soluzione. Questo può essere ottenuto se insieme ad una corretta solubilizzazione venisse effettuata una tempra con velocità di raffreddamento sufficienti.

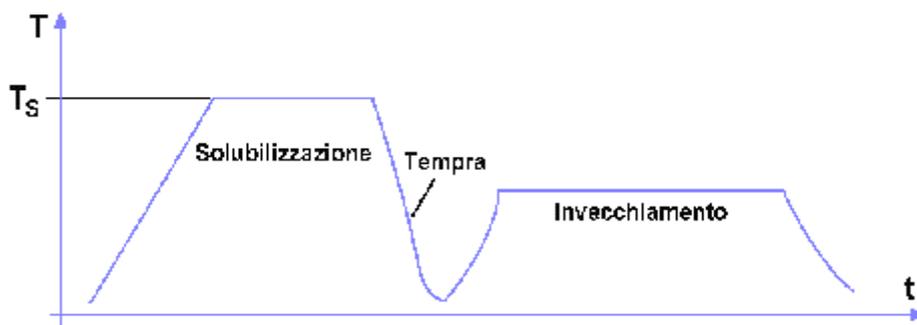


Fig. 2.2 Stadi dell'indurimento per formazione di precipitati [4]

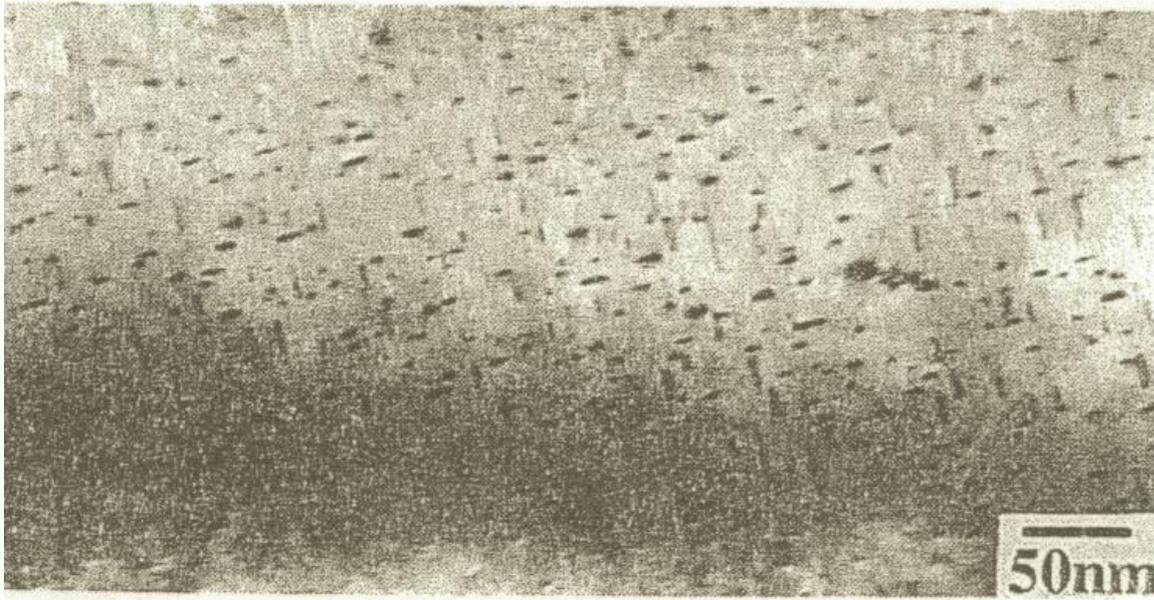


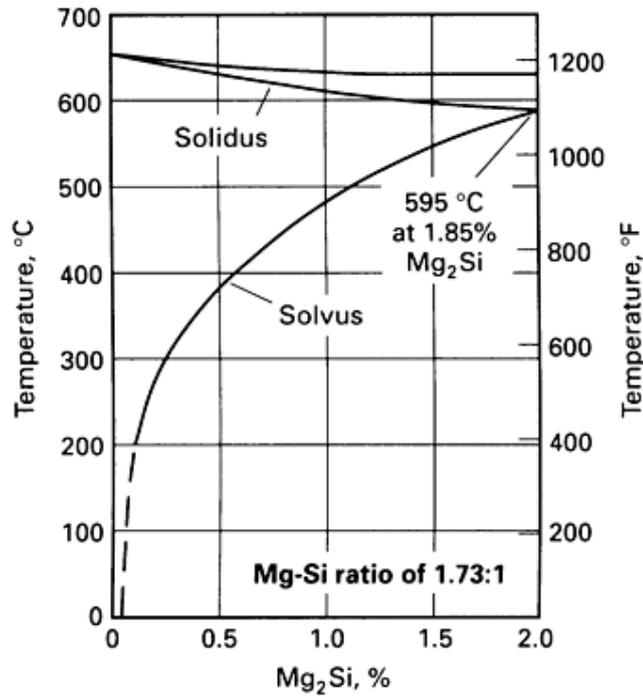
Fig. 2.3 Micrografia tramite TEM la quale mostra i precipitati di rinforzo  $Mg_2Si$  della lega A356 solubilizzata a  $540^\circ C$  per 14 ore, temprata in acqua a  $25^\circ C$  e invecchiata per 10 ore a  $170^\circ C$  [5]

## **2.1 Fasi e parametri fondamentali del trattamento termico**

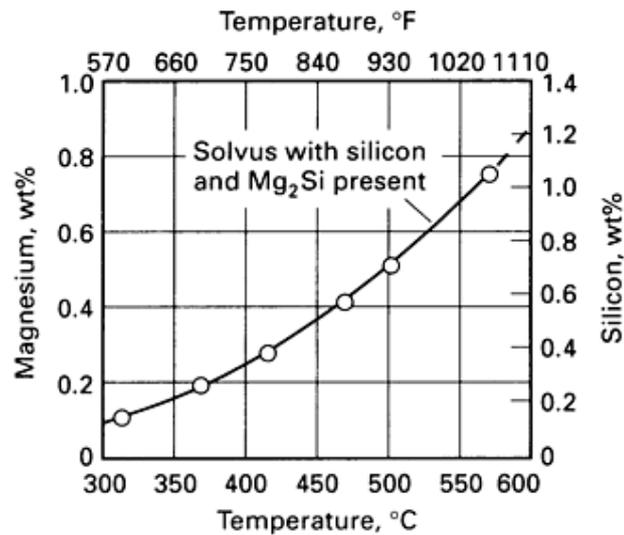
In ogni fase del trattamento termico le variabili più importanti sono il tempo e la temperatura, e di conseguenza la velocità di variazione della temperatura. Vediamo ora in dettaglio gli stadi del trattamento relativi alle leghe AlSiMg.

### **2.1.1 Solubilizzazione e tempra**

La solubilizzazione della lega consiste nello scaldare la lega ad una temperatura maggiore della temperatura di solubilizzazione (temperatura di solvus) così che la fase  $\beta$  stabile ( $Mg_2Si$ ) ed altri eventuali intermetallici formatasi durante la solidificazione del materiale si dissolvano nell'alluminio (fig 2.4 a). Per far sì che tutti i precipitati si solubilizzino nella soluzione solida in modo omogeneo, le leghe vengono mantenute in temperatura per un tempo prolungato dipendente: dalla esatta composizione chimica, dal processo tecnologico a cui è stato sottoposto e dalla temperatura di solubilizzazione stessa (fig. 2.4 b).



(a)



(b)

Fig.2.4. Solubilità in funzione della temperature per (a) il composto  $Mg_2Si$  in alluminio con un rapporto Mg-Si di 1.73:1 e (b) magnesio e silicio quando sono presenti sia  $Mg_2Si$  che Si [2]

Bisogna, infatti, tenere ben presente che il mantenimento in temperatura del metallo può avere effetti anche negativi. All'aumentare della percentuale di soluto, ad esempio, aumentano la temperatura ed i tempi di solubilizzazione e ciò può provocare un ingrossamento del grano cristallino con conseguente riduzione delle proprietà resistenziali. Bisogna però non dimenticare che

l'aumento di elementi di lega nella soluzione solida porterà ad una maggior quantità di precipitato dopo la fase dell'invecchiamento.

Alla solubilizzazione segue un rapido raffreddamento (tempra) che ha lo scopo di mantenere gli elementi di lega dispersi nella matrice di alluminio a temperatura ambiente ottenendo una soluzione solida sovrasatura senza avere la formazione dei precipitati stabili Mg-Si.

A questo punto il pezzo temprato non ha caratteristiche meccaniche migliori rispetto alla lega di partenza, si passa quindi allo stadio finale del processo cioè alla precipitazione della fase di rinforzo all'interno del grano (precipitazione intragranulare). Lo scopo della tempra è di non far precipitare Mg<sub>2</sub>Si incoerenti e di grosse dimensioni sul bordo del grano cristallino, se dovesse accadere i precipitati sul bordo grano non inciderebbero in maniera apprezzabile sulle proprietà meccaniche del materiale. La precipitazione si sviluppa in quanto l'eccesso di soluto in fase di raffreddamento, spostando l'equilibrio, provoca un aumento dell'energia libera di Gibbs  $\Delta G$ , e questo eccesso di energia induce la soluzione solida sovrasatura ad espellere il soluto.

In figura 2.5 sono schematicamente riportati i vari stadi del trattamento e le relative evoluzioni microstrutturali.

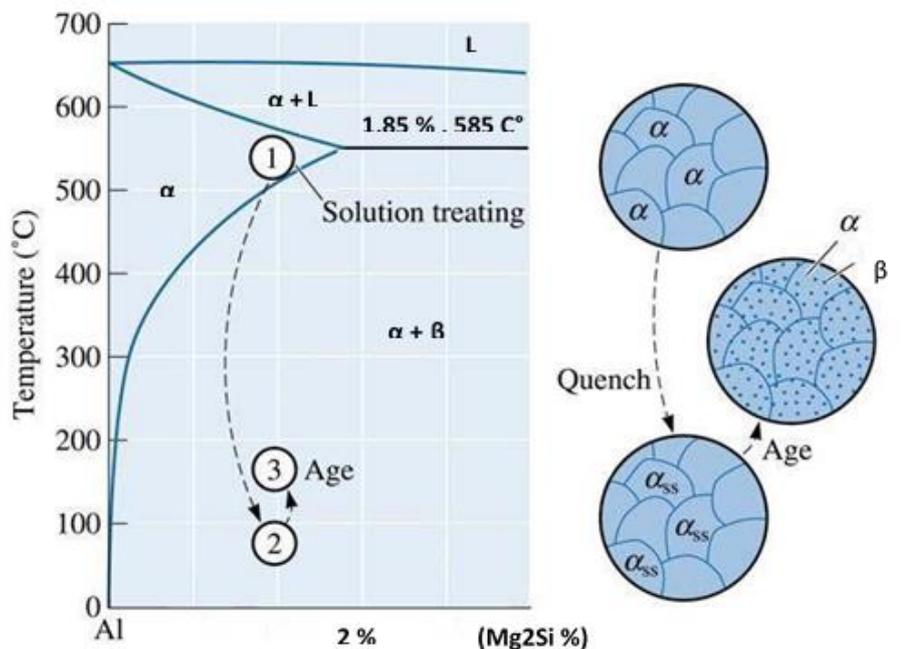


Fig. 2.5 Formazione dei precipitati per una lega AlSiMg [6]

Dopo lo stadio di solubilizzazione e tempra, segue lo stadio dell'invecchiamento.

### 2.1.2 Invecchiamento

La durezza della leghe d'alluminio aumenta quando si verifica la formazione controllata di 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 (Fig. 2.6) ed estremamente duri.

Per capire meglio le diverse fasi di precipitazione si analizza la curva durezza-tempo riassuntiva dello stadio di invecchiamento della figura 2.6:

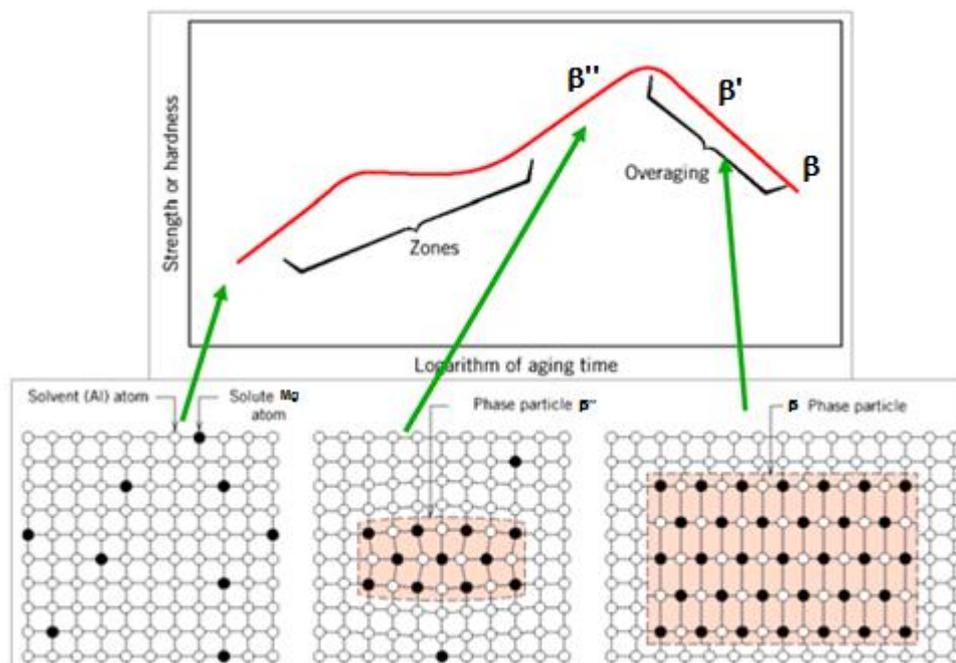


Fig. 2.6 Invecchiamento e andamento delle fasi di precipitazione [6]

- (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 di fig 2.6 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  $\beta''$  e del semicoerente  $\beta'$ .

Il decremento di durezza finale, invece, coincide con lo sviluppo del precipitato  $\beta$  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 (fig. 2.7) e quindi è importante che i precipitati abbiano elevata resistenza e siano presenti in maniera omogenea nel materiale.

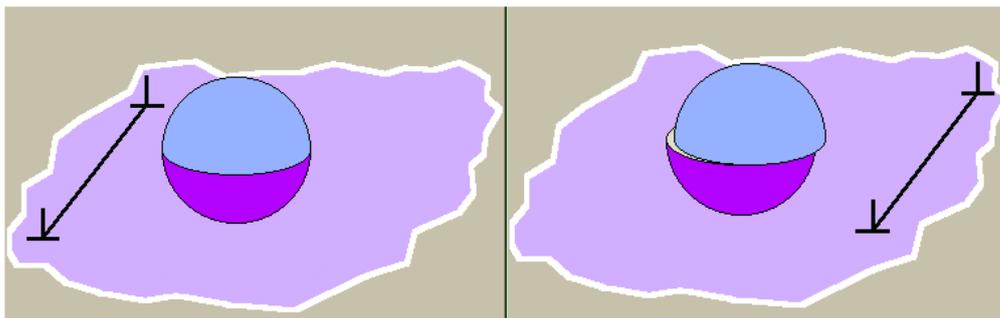


Fig. 2.7 Meccanismo di Ashby [7]

I precipitati incoerenti, invece vengono superati secondo il meccanismo di Orowan (fig. 2.8) 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.

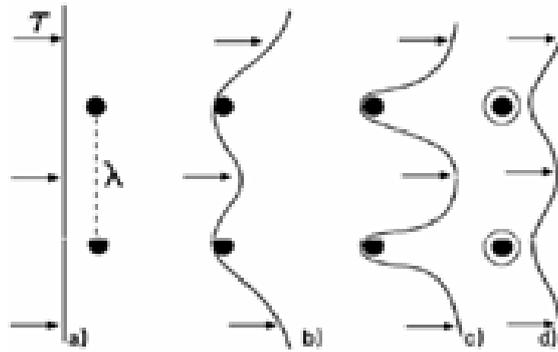


Fig. 2.8 Meccanismo di Orowan

I tempi d'invecchiamento per ottenere la massima durezza sono naturalmente connessi con la temperatura del trattamento (fig. 2.9) 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.

Nella figura 2.8 è possibile notare come per temperature più alte il picco di invecchiamento si riscontri dopo minori tempi di invecchiamento ma il valore del picco di durezza tenda a diminuire.

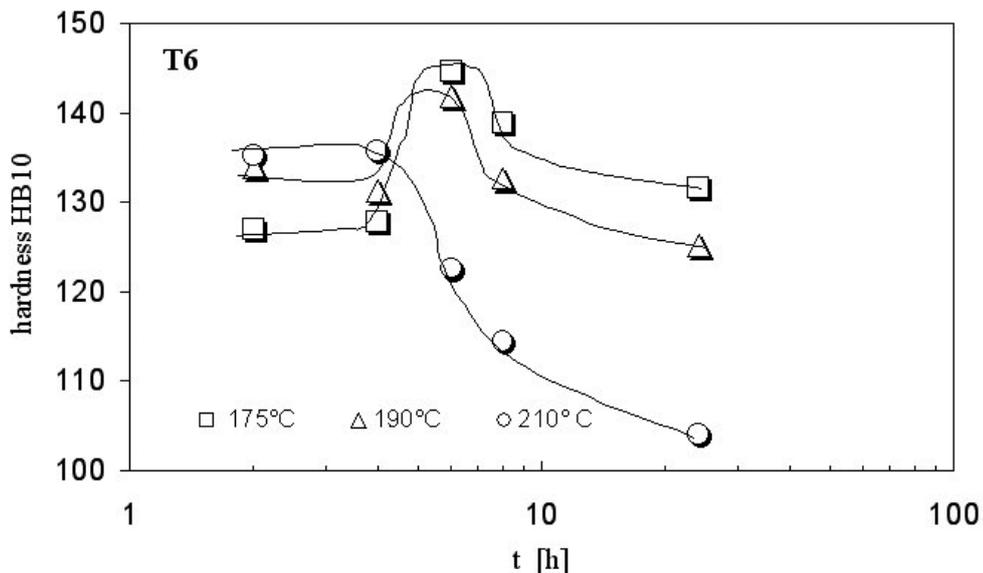


Fig. 2.9 Durezza HB<sub>10</sub> in funzione di temperatura e tempo di invecchiamento dopo solubilizzazione a 500°C per 4 ore (stato metallurgico T6) di una lega AlSi<sub>7</sub>Mg<sub>0.6</sub>Cu<sub>0.5</sub>. Si nota un sensibile aumento del picco di durezza.[2]

## **2.2 Forni da trattamento termico**

I forni per il trattamento termico dell'alluminio e delle sue leghe sono concepiti per soddisfare essenzialmente a due cicli: la solubilizzazione e l'invecchiamento. Oltre che a questa divisione i forni possono essere classificati in base alle loro caratteristiche tecnologiche e costruttive: si avranno forni a bagno di sale; forni muffolati a circolazione d'aria (elettrici o a gas) e forni continui.

I forni a bagno di sale non sono più utilizzati a causa dell'alto costo di esercizio e per il continuo pericolo di esplosioni che presentano. Sono costituiti da crogioli di ferro, contenenti miscele di sali (in genere nitriti e nitrati di sodio e potassio) che fondono a temperature dell'ordine di 150-200°C.

Questo tipo di forno ha due vantaggi:

- ottima uniformità della temperatura
- elevata velocità di riscaldamento

I forni muffolati, riscaldati elettricamente o a metano sono i più diffusi. Nei forni elettrici è molto importante la distribuzione uniforme delle resistenze e all'interno della camera ci deve essere un'intensa ventilazione per poter garantire una temperatura uniforme.

Nei forni riscaldati a gas questi vengono bruciati in una camera posta al di fuori del contatto con il materiale da riscaldare, i gas caldi vengono quindi avviati da ventole e vengono fatti passare lungo il perimetro del forno per poi ritornare nella camera di combustione per una successiva miscelazione.

I forni continui sono più convenienti se bisogna riscaldare tante serie di pezzi, garantendo rapidità di riscaldamento, precisione della temperatura e omogeneità dei risultati. Si tratta di lunghi tunnel dentro i quali vengono fatti passare a velocità regolabile e costante i pezzi da trattare appoggiati su nastri. All'interno del tunnel è possibile realizzare tutti i cicli del trattamento inoltre inserendo una vasca da tempra è possibile ottenere all'uscita i pezzi bonificati.

I forni da trattamento termico per le leghe di alluminio devono avere determinati requisiti:

- la temperatura deve avere un range di sbalzo termico al massimo di  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ ;
- velocità di riscaldamento della lega,
- distribuzione uniforme della temperatura

- velocità di estrazione e di immersione nel mezzo di tempra

### **2.3 Tensioni residue e mezzi di tempra**

A seguito di un trattamento termico industriale è possibile lo svilupparsi di tensioni residue (o autotensioni). Queste sono degli stati tensionali interni autoequilibrati generati a seguito di deformazioni plastiche o di raffreddamenti rapidi non uniformi di un corpo (fig. 2.10).

L'intensità delle tensioni residue di origine termica è in relazione al grado di disomogeneità delle deformazioni che si vengono a formare durante il processo di raffreddamento.

Il grado di disomogeneità è inversamente proporzionale alla conduttività termica  $k$  ed è direttamente proporzionale al calore specifico  $c$ , al coefficiente di dilatazione termica  $\alpha$  e al peso specifico  $\gamma$  del materiale. Si possono combinare questi parametri in un fattore di diffusione termica:

$$\frac{k}{\gamma \alpha c} \quad (1)$$

L'uniformità della distribuzione della temperatura sarà quindi proporzionale al fattore di diffusione termica.

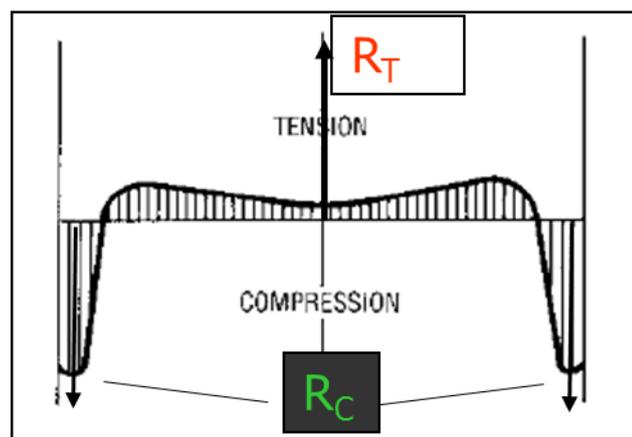


Fig. 2.10 Schema di uno stato tensionante autoequilibrato

Nella lega d'alluminio da fonderia gli stati tensionali residui si generano a causa di contrazioni/dilatazioni termiche, o a seguito di una trasformazione di fase fanno sì che nel campione si generino cricche e deformazioni permanenti non omogenee [8].

Esistono 3 tipi di tensioni residue:

- Tipo 1 (macrotensioni): variabili su una scala paragonabile alle dimensioni del pezzo. Sono importanti per le valutazioni strutturali e nella progettazione dei componenti meccanici.
- Tipo 2 (tensioni intergranulari): variabili su una scala di 3-10 grani cristallini. Dovute alle diverse proprietà termo-meccaniche di grani adiacenti orientati diversamente. Danno un'idea del grado di incrudimento
- Tipo 3 (microtensioni): variabili all'interno del grano cristallino. Dovute ai difetti reticolari (dislocazioni, soluzioni interstiziali e sostituzionali).

Da un punto di vista progettuale le tensioni residue sono, tensioni che si sommano algebricamente alle tensioni indotte nel materiale da carichi esterni e possono essere conseguentemente estremamente dannose. Ad esempio, se in un componente sono presenti localmente tensioni residue di trazione di 100MPa e si applica un carico che determina ulteriori 100MPa di sollecitazione nel materiale, localmente questo sarà soggetto a tensioni di 200MPa e quindi doppie di quelle che potevano essere previste in fase progettuale.

Per quanto riguarda la fase di tempra delle leghe di alluminio, le tensioni all'interno del materiale sono conseguenza della diversa velocità di raffreddamento del materiale in superficie ed a cuore durante l'immersione nel mezzo di tempra.

Queste possono essere controllate esclusivamente riducendo la drasticità del mezzo temprante, anche se una riduzione delle velocità di raffreddamento potrebbe però determinare una minore efficacia della tempra e conseguentemente una peggiore risposta della lega al trattamento di invecchiamento.

La velocità di raffreddamento è legata: allo stato superficiale e alla geometria del componente, alla disposizione dei componenti nella carica e naturalmente al

mezzo temprante ed alle condizioni del mezzo temprante (temperatura, volume, movimentazione).

Considerando i mezzi tempranti vi è una vasta scelta dei gas e dei liquidi di tempra, bisogna però considerare non solo le capacità di raffreddamento intrinseche, ma anche i problemi di salvaguardia ambientale.

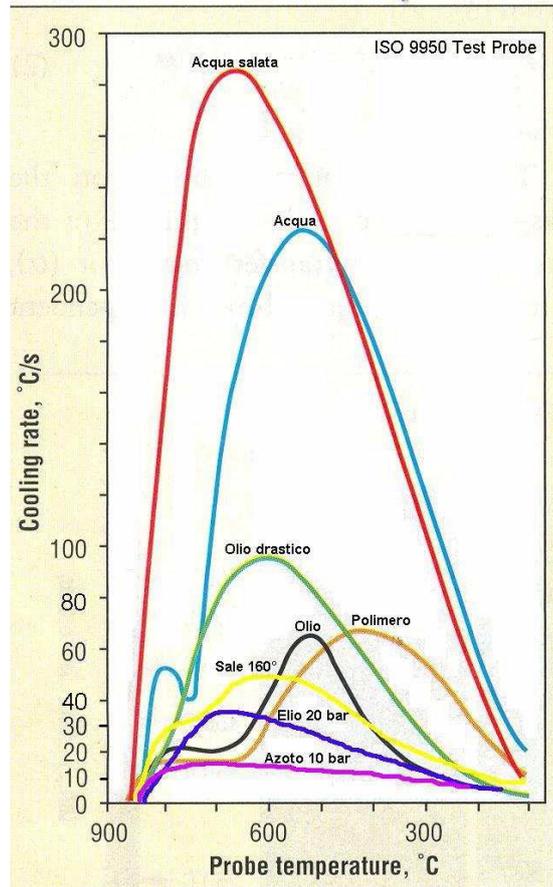


Fig. 2.11 Confronto delle velocità di raffreddamento per diversi mezzi di tempra [7]

L'acqua è il mezzo di tempra più impiegato; le vasche di tempra devono avere una capacità tale da evitare che la temperatura dell'acqua subisca un rialzo troppo elevato durante l'operazione della tempra stessa (fig. 2.12).

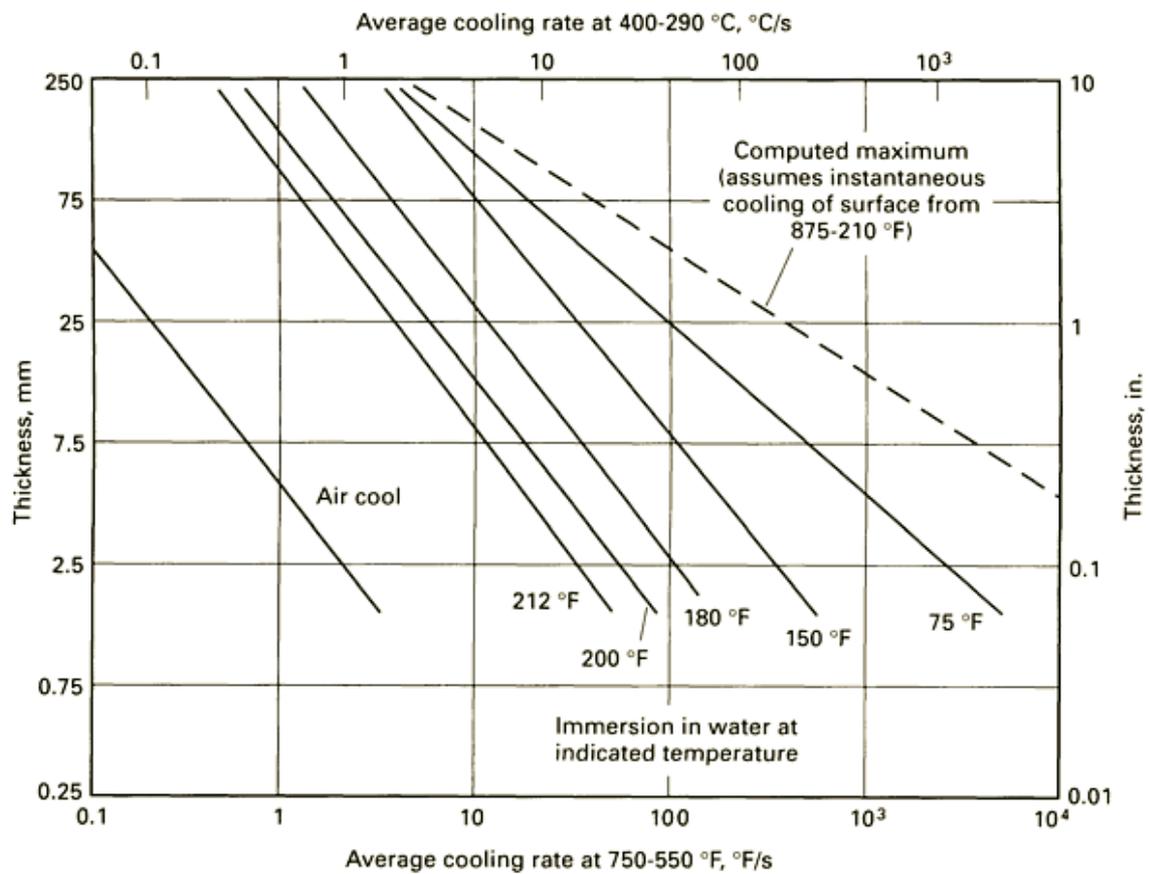


Fig. 2.12 Confronto tra le velocità di raffreddamento e la drasticità per acqua a varie temperature e aria [2]

Se si vuole limitare la drasticità della tempra per ridurre le distorsioni o l'entità delle tensioni residue, si possono utilizzare acqua bollente (fig. 2.13) o soluzioni a base di glicole polialcalinico (fig. 2.14).

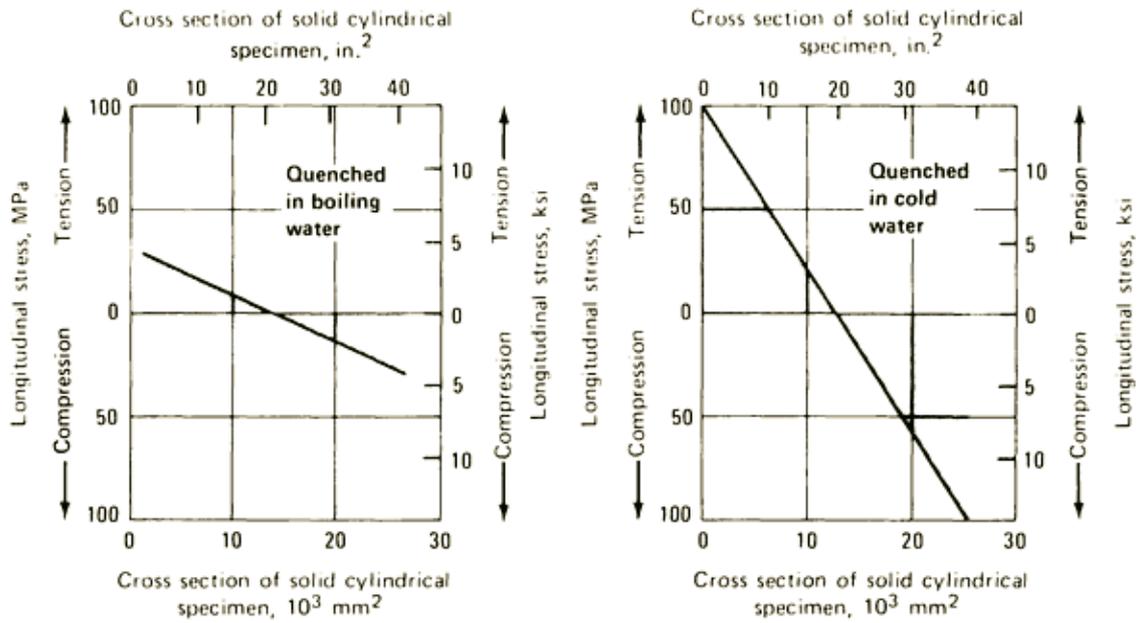


Fig.2.13 Effetto sull'entità e sull'andamento delle tensioni residue di un campione cilindrico della diversa drasticità di tempra tra acqua bollente e acqua a T ambiente [2]

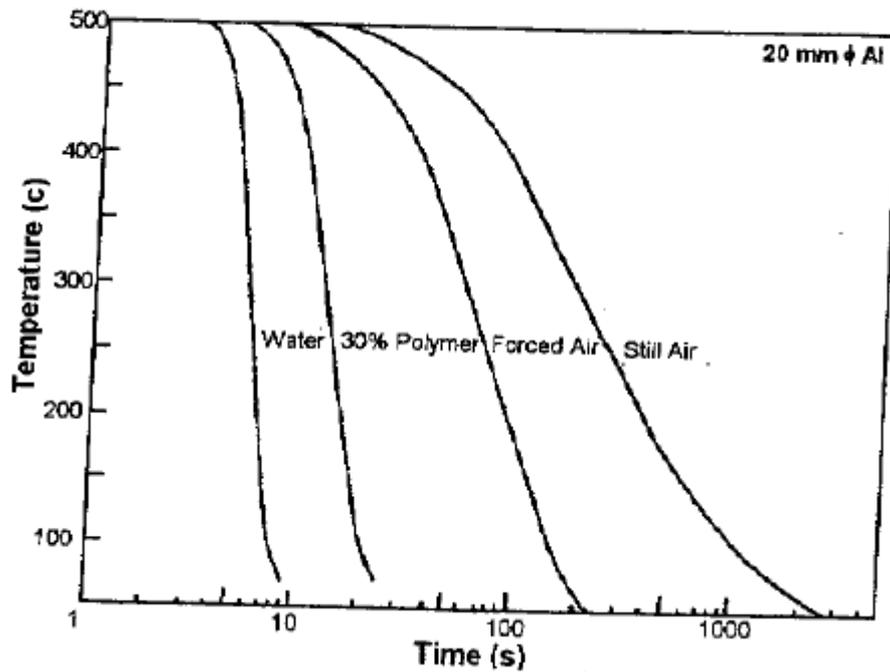


Fig. 2.14 Velocità di raffreddamento di un provino di Al con diametro 20 mm al variare del mezzo temprante [9]

Inoltre possono essere presi in considerazione altri mezzi tempranti più semplici, come getti d'aria o acqua finemente nebulizzata, ma solo per leghe le cui proprietà meccaniche non siano compromesse dall'impiego di velocità di

raffreddamento ridotte. In questi casi è richiesta calcolare, nel modo più accurato possibile, la traiettoria dei getti d'acqua od aria in modo da evitare "zone morte" dove non si raggiunga una elevata velocità di raffreddamento con conseguente riduzione locale della resistenza meccanica.

### 2.3.1 Metodi per la misurazione delle tensioni residue

Vista l'importanza di conoscere lo stato tensionale all'interno di un componente trattato termicamente prima della sua messa in esercizio, sono stati sviluppati diversi metodi per la loro valutazione.

Questi possono dividersi in non distruttivi come la diffrazione a raggi X (XRD) e *metodi distruttivi* (sectioning methods) che consistono nel taglio in vari pezzi del provino da analizzare, ciò provoca un riequilibrio delle tensioni residue e di conseguenza un cambiamento di forma che è possibile misurare. Dato che le tensioni residue sono di natura elastica [10], è possibile grazie alla legge di Hooke mettere in relazione la misura delle deformazioni con le tensioni che le hanno causate.

*Legge di Hooke:*

$$\sigma = E \varepsilon \quad (2)$$

dove: -  $\sigma$  è la tensione

- E è il modulo di elasticità di Young

-  $\varepsilon$  è la deformazione

Il metodo più utilizzato in ambito industriale è l'hole-drilling (metodo più economico e più accurato rispetto XRD) che consiste nel praticare un piccolo foro (in genere 1,8mm x 2mm) nel pezzo da esaminare e di disporre intorno una rosetta estensimetrica. Durante la foratura la rosetta estensimetrica misura le deformazioni prodotte dal rilassamento delle tensioni residue e si calcolano le tensioni mediante l'elaborazione delle deformazioni misurate (per il metodo di calcolo si fa riferimento allo standard ASTM E837-08 [11]).

Tuttavia particolare precauzione va presa nel fare il foro per evitare di introdurre sforzi aggiuntivi e inoltre questo tipo di misura è limitata a sforzi inferiori al 60% dello sforzo nominale di snervamento del materiale.

## **2.4 Relazione tra proprietà meccaniche e durezza**

Un metodo rapido per la valutazione dell'efficacia del trattamento termico delle leghe di Al è la realizzazione delle curve d'invecchiamento utilizzando come parametro per la resistenza la durezza misurata solitamente con scala Brinell.

La conoscenza della durezza non permette però di apprezzare in maniera complessiva l'effetto del trattamento sul comportamento meccanico del materiale. Questo ha fatto sì che, come per gli acciai, si cercasse di mettere in relazione durezza e tensione di snervamento o rottura. Questi tentativi hanno evidenziato come, le relazioni sviluppate fossero applicabili fundamentalmente solo ad una lega, sottoposta ad un determinato processo produttivo e/o trattamento termico (se il materiale è sottoinvecchiato o sovrainvecchiato).

Esempi ne sono le relazioni:

$$YS \text{ (MPa)} = 3.4HB - 127.5 \quad \text{per A356} \quad (3) \quad [12]$$

$$YS \text{ (MPa)} = 3HB - 80 \quad \text{per A357} \quad (4) \quad [13]$$

$$YS \text{ (MPa)} = 6,89(0.68 RE - 23.3) \quad \text{per A357} \quad (5) \quad [14]$$

$$YS \text{ (MPa)} = 6,89(0.68 RE - 28.5) \quad \text{per A356} \quad (6) \quad [14]$$

Questo aspetto è stato attribuito alla diversa risposta di incrudimento locale del materiale, sottoposto a diversi trattamenti termici, durante l'indentazione per la misura della durezza. Per superare questi limiti nei lavori [15,16] è stato valutato come correlare la forma dell'impronta al coefficiente di incrudimento del materiale dell'equazione:

$$\sigma_t = k \varepsilon_t^n \quad (7)$$

dove  $\sigma_t$  è la tensione di snervamento reale,  $k$  è una costante del materiale,  $\varepsilon_t$  rappresenta la deformazione,  $n$  è il coefficiente d'incrudimento.

Ci sono due tipi di geometrie dell'impronta delle durezza: pile-up e sink-in (figura 2.15).

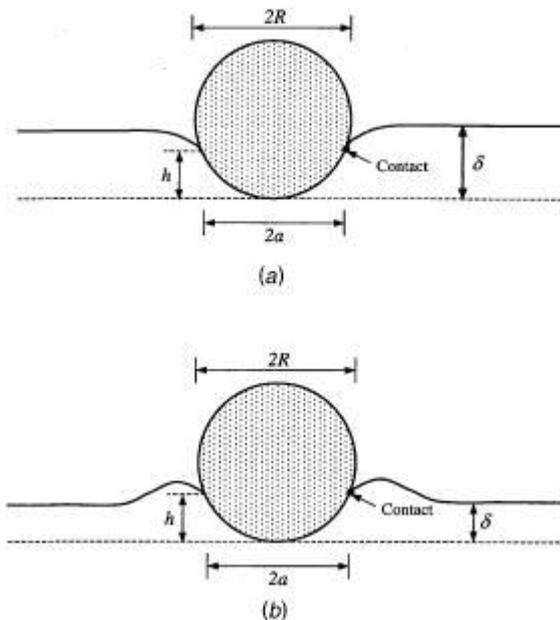


Fig. 2.15 (a) Impronta di tipo sink-in (b) Impronta di tipo pile-up

La morfologia sink-in è tipica dei materiali duttili, i quali hanno un'elevata capacità d'incrudimento e di conseguenza una buona deformazione plastica che rende il perimetro di contatto più basso rispetto al piano originale.

La geometria pile-up è tipica dei metalli con bassa duttilità, infatti la deformazione plastica interessa solo le zone in prossimità dell'impronta; questo tipo di metalli incrudiscono molto di più rispetto quelli che presentano un'impronta di tipo sink-in (coefficiente  $n$  elevato).

Nel caso della prova Brinell il rapporto tra il carico  $F$  e il diametro dell'impronta è descritto dalla legge di Meyer [17]:

$$F = k d^m \quad (8)$$

dove:  $k$  è una costante del materiale,  $d$  è il diametro dell'impronta,  $m$  è l'esponente di Meyer

La pressione media  $P$ , detta durezza di Meyer, è valutata tramite la seguente equazione:

$$P = \frac{4F}{\pi d^2} \quad (9)$$

L'esponente di Meyer  $m$  dipende dallo stato di incrudimento del metallo, in particolare per un metallo che non ha capacità d'incrudimento  $m=2$  mentre se il materiale può essere incrudito  $m>2$ . Inoltre è possibile trovare un'equazione [18,19,20]: che mette in relazione che mette in relazione il coefficiente di Meyer con il coefficiente d'incrudimento  $n$ :

$$n \cong m-2 \quad (10)$$

Sulla base dei lavori di Tabor, Meyer e Cahoon [20,17,21], Rometsch e Schaffer [22] hanno studiato le relazioni fra durezza Brinell – tensione di snervamento per le leghe A356 e A357 sviluppando così la seguente relazione:

$$YS \text{ (MPa)} = 2.95HB[0.065]^n \quad (11)$$

dove HB è la durezza Brinell ( $\text{kg/mm}^2$ ) ed  $n$  è il coefficiente d'incrudimento.

Il limite di questo approccio è che non sempre si conosce il tipo di trattamento termico e di conseguenza il parametro  $n$ . Infatti secondo [18] la relazione  $n \cong m-2$  non è sempre valida poichè i cambiamenti microstrutturali che si verificano durante la prova di trazione delle leghe Al-Si-Mg non sempre avvengono durante la prova di durezza, dove il materiale viene sottoposto a compressione.

Per superare questo limite Tiryakioğlu [18] ha sviluppato la seguente equazione:

$$YS(\text{MPa}) = \frac{9.420mD^{(2m-4)/m}F^{2/m}}{(2+m)d^2} \quad (12)$$

A tutt'oggi ci sono diversi studi che valutano l'efficacia delle formule sopra riportate e in alcuni studi si stanno sviluppando nuove relazioni.

## Bibliografia

- [1] TALAT “Lecture 1204 Precipitation Hardening”, prepared by M H Jacobs, University of Birmingham;
- [2] ASM Handbook Volume 4, “Heat Treating”, ASM International 2010;
- [3] ASM Handbook. 1995: Materials Park, OH. p. 823-873;
- [4] S.G. Shabestari e F. Shahri, “Influence of Modification, Solidification Conditions and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy”. J. Mater. Sci , 2004. 39: p. 2023-2032;
- [5] D.L. Zhang, “Precipitation of Excess Silicon During Heat Treatment of Cast Al-7wt%Si-0.4wt%Mg Alloy”. Materials Science Forum, 1996. 217- 222: p. 771-776.
- [6] TALAT Lecture 1100.01 “Aluminium - A Light Metal”, prepared by Toralf Cock, Skanaluminium, Oslo
- [7] E. Gianotti, “Classificazioni e trattamenti termici”, Trattamenti Termici Ferioli & Gianotti di Torino;
- [8] Lu, J., e James, M., 1996, "Handbook of measurement of residual stresses," Fairmont Press, Inc, Lilburn, USA, pp. 237;
- [9] George E. Totten, D. Scott MacKenzie “Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes” 2003
- [10] Conserva M., Bonollo F., Donzelli G., “*Alluminio – Manuale degli impieghi*” Edimet, 2003
- [11] ASTM E837 - 08 “Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method”
- [12] L. Ceschini, Alessandro Morri, Andrea Morri, Pivetti G. “Predictive equations of the tensile properties based on alloy hardness and microstructure for an A356 gravity die cast cylinder head”. Mater. Des., vol. 32, (2011), 1367-1375.
- [13] M. Drouzy, S. Jacob, and M. Richard. “Interpretation of Tensile Results by Means of Quality Index and Probable Yield Strength. AFSInt.” Cast Metals J. 1980, 5: 43-50.
- [14] DL. McLellan “Modeling microstructural characteristics of Al–Si–Mg castings to develop product assurance” AFS Trans , 78, (1982) 173–191.
- [15] P. Zhang, S.X. Li, Z.F. Zhang, “General relationship between strength and hardness” Materials Science and Engineering A 529 (2011) 62– 73

- [16] B. Taljat, T. Zacharia F. Kosel, "New analytical procedure to determine stress-strain curve from spherical indentation data" *Int. J. Solids Structures* vol 35 N 33 (1998), 4411-4426
- [17] E. Meyer, *Zeitschrift für Ver. Deutscher Ingenieur* 52 (1908) 645–654
- [18] M. Tiryakioğlu, J.Campbell, J. T. Staley. "On macrohardness testing of Al–7 wt.% Si–Mg alloys II. An evaluation of models for hardness–yield strength relationships." *Mater. Sci. Eng. A* 2003; 361: 240–248.
- [19] Ian M. Hutchings "The contributions of David Tabor to the science of indentation hardness", *J. Mater. Res.*, Vol. 24, No. 3, (2009), 581-589
- [20] D. Tabor, "The Hardness of Metals", Oxford, UK, 1951
- [21] J.R. Cahoon, W.H. Broughton, A.R. Kutzak, *Metall. Trans. 2* (1971) 1974–1983
- [22] P.A. Rometsch , G.B. Schaffer, "An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys", *Mat .Sci. Eng. A325* (2002) 424–434

### Cap.3 MATERIALI E METODI

La lega di alluminio sottoposta alle analisi è una lega Al-Si-Mg la cui composizione chimica è riportata nella tabella 3.1.

Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Sr	B	Al
7.24	0.42	0.138.	<0.001	0.007	0.003	0.120	0.015	0.0354	Bal

Tab. 3.1 Composizione chimica della lega Al-Si-Mg

I campioni per le prove di trazione e di trattamento termico sono stati estratti da una testa di motore (fig. 3.1) mentre i provini per le analisi di tensione residue sono stati estratti da una piastra della medesima lega.

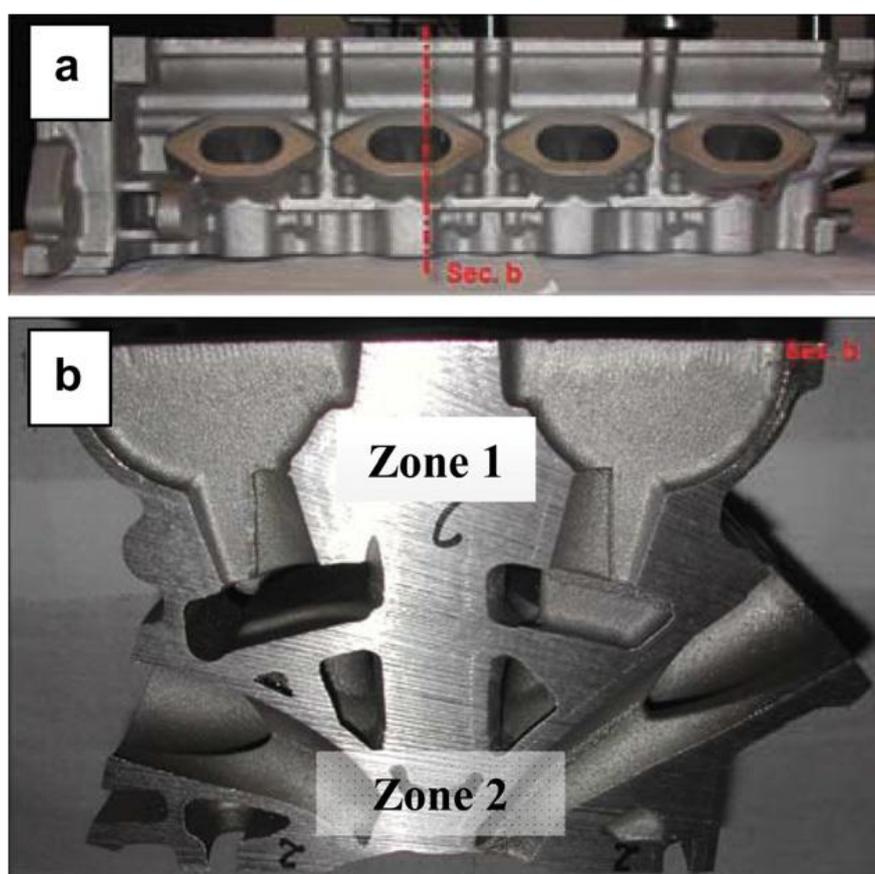


Fig. 3.1 Testa di motore da cui sono stati estratti i provini

In questo studio, sono stati estratti campioni (100 mm X 12 mm X 5 mm) da una testa del cilindro (fig. 3.1 a), da alcune zone più rappresentative (fig. 3.1 b). I provini sono stati sottoposti a trattamento termico T6 che consiste in:

- solubilizzazione a 535 °C per 4.5 ore
- raffreddamento in acqua a temperatura ambiente
- invecchiamento artificiale per ottenere durezze comprese fra 95 e 105 HB

La caratterizzazione meccanica a seguito del trattamento termico è stata eseguita attraverso prove di durezza Brinell (HB con diametro sfera 2.5 mm e carico di 62.5 Kg) secondo lo standard ASTM E 10-08 [1] e le prove di trazione, secondo lo standard UNI EN 10002-1:2004 [2].

Le prove di trazione sono state effettuate su una macchina screw testing, a temperatura ambiente e ad una velocità nominale di  $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , utilizzando campioni piatti di lunghezza  $L_0 = 30 \text{ mm}$  e sezione trasversale  $S_0 = 30 \text{ mm}^2$  per valutare il carico di snervamento (0.2% snervamento, TS), la resistenza a trazione (UTS) e l'allungamento a rottura (%E) e l'indice d'incrudimento (n).

Le analisi microstrutturali sono state effettuate su campioni tagliati dai provini di trazione fratturati. I campioni sono stati preparati utilizzando tecniche standard metallografiche, (secondo ASTM E3 [3]).

Le analisi metallografiche qualitative e quantitative sono state effettuate utilizzando un microscopio ottico (OM) per misurare: granulometria (d), distanza dei rami secondari delle dendriti (SDAS), rapporto di aspetto (AR) e zona (A) delle particelle di Si eutettico.

La SDAS è stata misurata mediante l'individuazione e la misurazione di gruppi di cellule secondarie allineate. Il valore di SDAS è stata quindi calcolata come:

$$SDAS = L / n$$

dove L è la lunghezza della linea tracciata da bordo a bordo delle celle di misura e n il numero dei dendriti. Il rapporto di aspetto delle particelle di silicio eutettico è stato valutato dal rapporto di assi maggiore e minore dell'ellisse equivalente. I composti intermetallici a base di Fe non sono stati misurati poiché il contenuto di Fe in questo lega è stata trascurabile.

Sono stati eseguite tre prove di trattamento termico utilizzando un forno a muffola elettrico, dopo una rampa di un'ora che ha permesso di alzare la temperatura da 200 °C a 535 °C, sono seguite 4,5 ore di solubilizzazione a temperatura costante (fig.3.2).

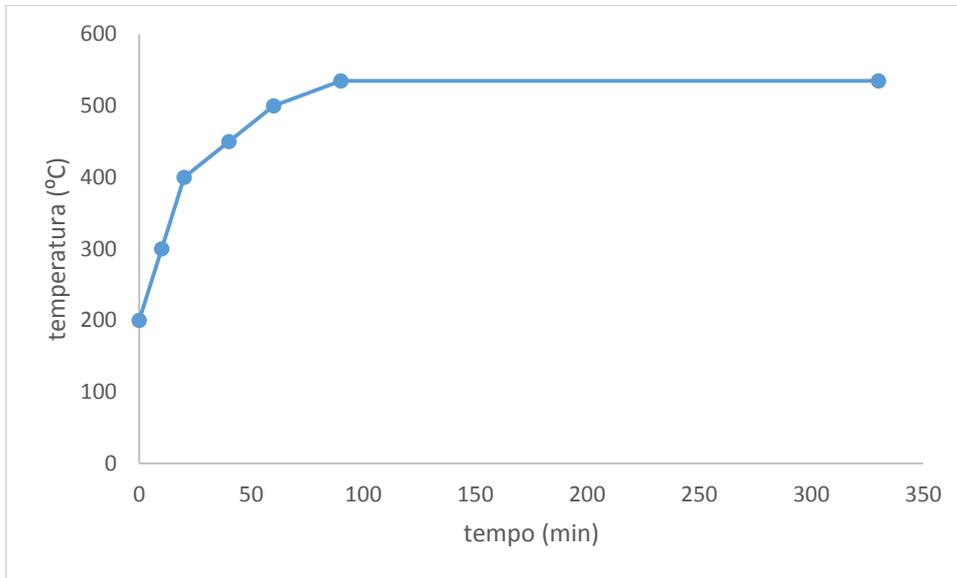


Fig. 3.2 Andamento della temperatura durante la fase di solubilizzazione del materiale

I mezzi di tempra utilizzati sono stati H<sub>2</sub>O a temperatura ambiente, H<sub>2</sub>O a 100°C, H<sub>2</sub>O con 20% glicole polialchilenico e aria (nella seconda e terza prova di ciclo termico) con un rapporto in peso metallo/acqua di 1/5. Dopo un'ora di pre-invecchiamento in aria i campioni sono stati invecchiati 3, 4.5, 6, 9 ore a 150°C. Per la prima e seconda prova di trattamento termico sono stati utilizzati campioni con spessore di 2 mm, mentre nella terza prova campioni con spessori di 15 mm e 80 mm.

Le analisi delle tensioni residue a seguito del trattamento termico, sono state eseguite dalla ditta PIN Service tramite metodo estensimetrico semi-distruttivo hole-drilling, utilizzando il metodo di calcolo Kockelmann [6].

## **Bibliografia**

- [1] ASTM E 10-08 Standard test method for Brinell hardness of metallic materials; 2007
- [2] UNI EN 10002-1. Metallic materials – tensile testing – part 1: method of test at ambient temperature; 2004.
- [3] ASTM E3-01. Standard practice for preparation of metallographic specimens; 2007
- [4] ASTM E883-02. Standard guide for reflected-light photomicrography; 2007
- [5] ASTM E112-96. Standard test methods for determining average grain size; 2004.
- [6] ASTM E837 - 08 “Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method”

## **Cap.4 RISULTATI E DISCUSSIONI**

#### **4.1 Analisi microstrutturale**

La microstruttura dei campioni estratti dalla testa motore (Fig. 4.1) è tipica di una lega Al-Si ipoeutettica, con dendriti primarie di  $\alpha$ -Al e la struttura eutettica distribuita attorno alle dendriti. I valori di SDAS oscillano tra un minimo di circa 25  $\mu\text{m}$  (fig. 4.1 a) e un massimo di circa 70  $\mu\text{m}$  (Fig. 4.1 b), a seconda che la zona di campionamento fosse superficiale o massiva e quindi la velocità di solidificazione elevata o bassa.

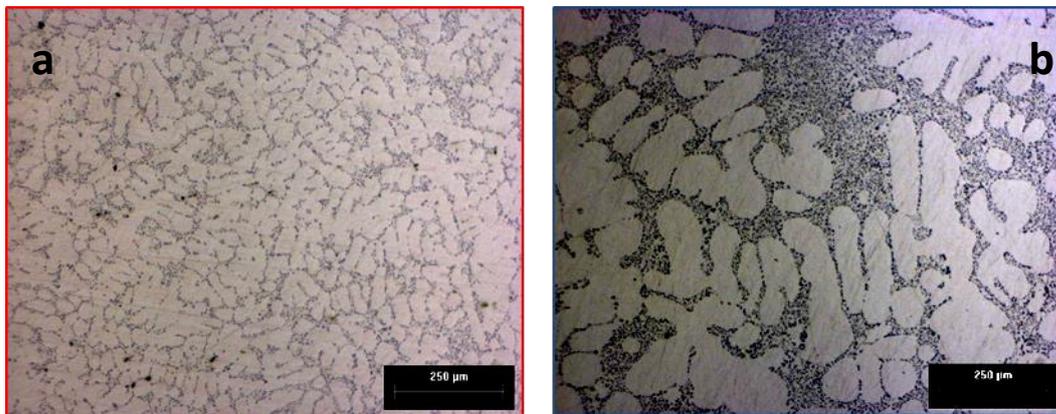


Fig. 4.1 Micrografie ottiche della lega Al-Si-Mg, corrispondenti a zone con fine (a) e di grandi dimensioni (b) di SDAS.

Come visto nel paragrafo 1.2.2 la morfologia del Si eutettico è molto importante nella determinazione della tenacità del materiale. Le analisi microstrutturali, eseguite su provini estratti da zone diverse della testa del motore, hanno mostrato un grado diverso di modificazione del silicio eutettico che dipende sia dall'efficacia con cui è stato eseguito il trattamento di modica con Na e dalla velocità di raffreddamento. Aumentando la velocità di raffreddamento, il rapporto tra dimensioni e aspetto delle particelle di Si diminuisce (Fig. 4.2 a), al contrario, nelle zone dove la velocità di raffreddamento è più bassa, essi appaiono più grandi e con una morfologia più lamellare (figura 4.2 b).

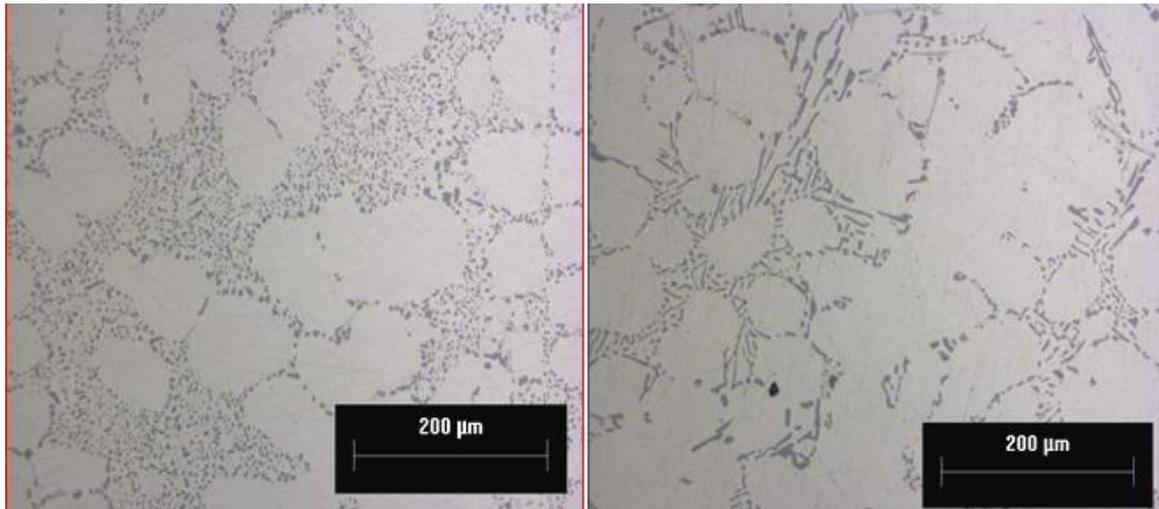


Fig. 4.2 Micrografie ottiche che mostrano particelle di Si eutettico (a) ben modificato (alta velocità di raffreddamento) e (b) parzialmente modificato (velocità di raffreddamento più basse)

#### **4.2 Prove di trazione e durezza**

I risultati delle prove di trazione e durezza sono riportati nella tabella 4.2. Mentre in tabella 4.3 sono riportati i valori dell'indice d'incrudimento  $n$  ottenuti dalla prova di trazione comparati con quelli ottenuti attraverso le sole prove di durezza come proposto da Mayer e Tabor (paragrafo 2.4 rispettivamente equazioni 8 e 7).

Provino	HB10	Rs**	Rm**	A% calc.
1B2	110	249	304	4.4
2A2	109	254	283	1.5
1AZ	106	250	301	10.7
2A1	91	218	257	5.2
1B1	95	227	266	4.6
4A1	94	227	265	6
3A1	78	182	223	5.5
2A3	78	175	219	6.5
4A3	56	107	163	7.4
5B	57	112	172	12.5
5C2	56	105	165	11.4
5C1	41	67	125	24.1
1A3	40	62	119	15.8
1B3	41	61	121	20.9
2D1	109	274	301	1.5
2C3	109	232	263	1.7
2B3	111	270	311	3.3
4C4	98	236	264	1.8
4B5	99	242	266	1.2
2C2-2	100	232	257	1.3
4B2	79	179	217	2.9
2C4	79	183	218	2.5
4A2	78	179	212	2.4
4C3	79	175	216	2.9
4C2	56	111	168	6
2B2	59	111	169	9.7
2C6	58	111	166	5.2
2B6	43	71	127	12.9
4B6	42	68	122	7.3
2C1-2	42	83	124	11.2

Tab. 4.2 Risultati a seguito della prova di trazione;

HB → durezza Brinell, Rs → tensione di snervamento, Rm → tensione di rottura,

A% → allungamento percentuale

Provino	CARICO (kg)	MEDIA DIAMETRI (mm)	HB	m [Meyer]	n = m-2 [Tabor]	n [Hollomon]
1AZ	62.5 31.2	0.864 0.622	103	2.114	0.114	0.090
1B1	62.5 31.2	0.927 0.660	89	2.046	0.046	0.088
1B2	62.5 31.2	0.860 0.616	104	2.081	0.081	0.088
1B3	62.5 31.2	1.368 0.987	39	2.130	0.130	0.193
2A2	62.5 31.2	0.851 0.611	107	2.103	0.103	0.089
2A3	62.5 31.2	1.000 0.713	76	2.049	0.049	0.109
2B2	62.5 31.2	1.190 0.838	53	1.983	-0.017	0.168
2B3	62.5 31.2	0.820 0.621	115	2.499	0.499	0.085
2C1-2	62.5 31.2	1.377 0.985	38	2.072	0.072	0.147
2C2	62.5 31.2	0.890 0.645	97	2.164	0.164	
2C4	62.5 31.2	0.994 0.709	77	2.057	0.057	0.113
2C6	62.5 31.2	1.155 0.821	56	2.036	0.036	0.174
2D1	62.5 31.2	0.818 0.586	116	2.084	0.084	0.082
3A1	62.5 31.2	0.998 0.712	77	2.057	0.057	0.107
4A1	62.5 31.2	0.903 0.648	94	2.094	0.095	0.087
4A2	62.5 31.2	0.994 0.717	77	2.125	0.125	0.112
4A3	62.5 31.2	1.171 0.841	55	2.103	0.103	0.165
4B2	62.5 31.2	0.998 0.726	77	2.182	0.182	0.112
4B6	62.5 31.2	1.353 0.969	40	2.083	0.083	0.192
4C2	62.5 31.2	1.204 0.858	52	2.052	0.052	0.179
5B	62.5 31.2	1.160 0.819	56	1.992	-0.008	0.166
5C2	62.5 31.2	1.168 0.830	55	2.031	0.031	0.169

Tab. 4.3 Confronto tra coefficienti d'incrudimento

Dalla tab. 4.3 e dalla fig. 4.3 si nota come i valori dei coefficiente d'incrudimento calcolati dalla curva di trazione e dalla sola prova di durezza siano molto diversi. Questo è probabilmente anche connesso con il fatto che il calcolo del valore di m è suscettibile di notevoli variazioni anche per errori di misura di pochi micron del diametro dell'impronta lasciata dall'indentatore. Questo fa sì che i valori di Rs calcolati con le relazioni

$$F = K d^m$$

il valore di m potrà essere quindi calcolato attraverso due misure di durezza eseguite con carichi diversi

$$\text{in cui } m = \ln \frac{\text{Carico 1}}{\text{Carico 2}} / \ln \frac{D_{\text{Carico 1}}}{d_{\text{Carico 2}}} \text{ e } n = m - 2 \quad (\text{Tabor})$$

Carico 1 = carico della prima prova espresso in Kg

Carico 2 = carico della seconda prova espresso in Kg

$$\sigma = k \varepsilon^n \quad (\text{Hollomon})$$

$$\sigma = \sigma \text{ reale} \quad \varepsilon = \varepsilon \text{ reale}$$

non sono attendibili.

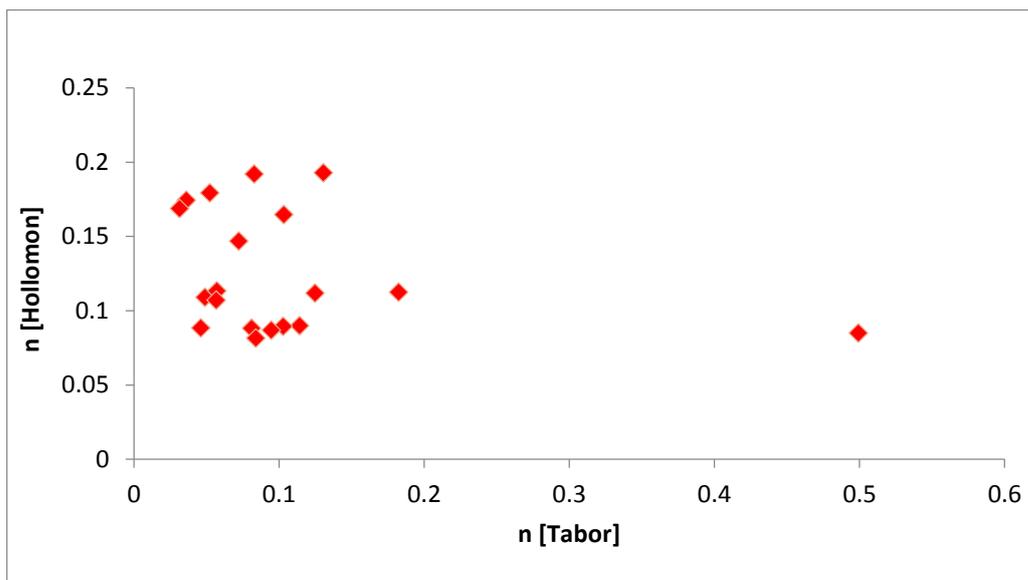


Fig. 4.3 Confronto indici d'incrudimento n

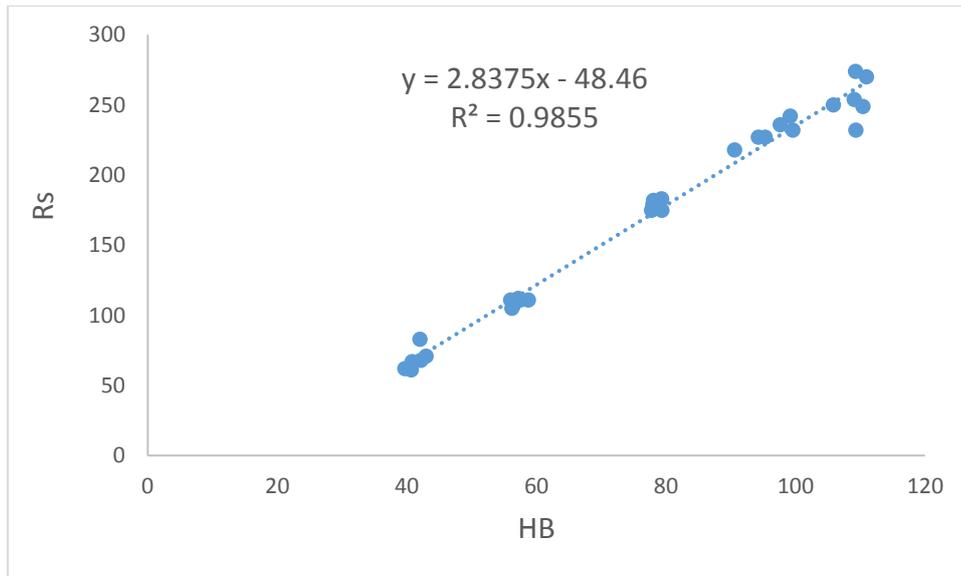


Fig. 4.4 Relazione tra durezza e tensioni residue:  $R_s = 2.8375 \cdot HB - 48.46$

Per questa ragione si è deciso di definire una relazione fra  $R_s$  ed HB basata esclusivamente sui dati ottenuti dai campioni di trazione estratti dalla testa motore. La fig. 4.4 rappresenta la correlazione esistente tra le durezza e la tensione di snervamento. Questa relazione è quindi stata utilizzata per la valutazione delle tensioni di snervamento dei provini sottoposti a trattamento termico.

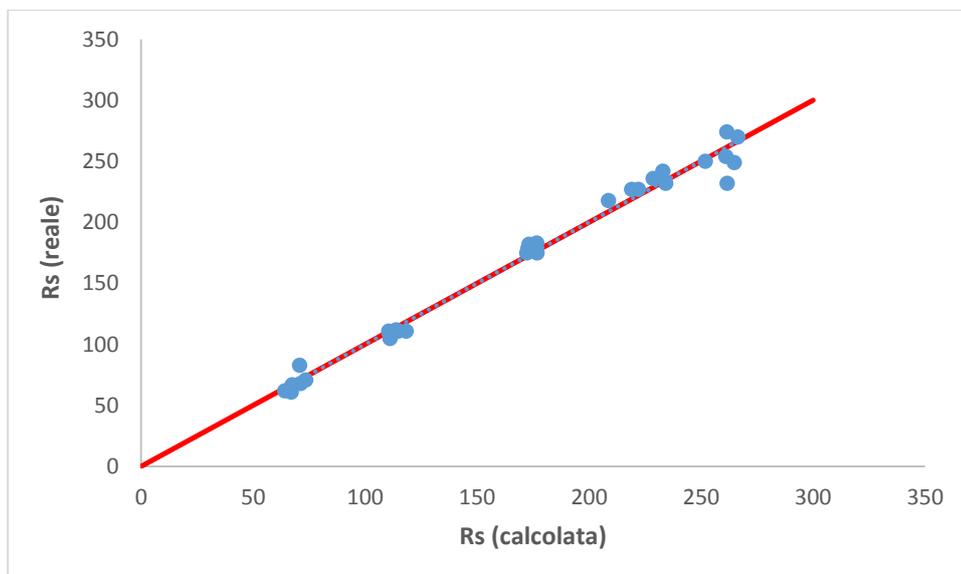


Fig. 4.5 Confronto tra le tensioni residue reali con quelle calcolate

### 4.3 Trattamento termico

Scopo delle prove di trattamento termico è stato quello di valutare se fosse possibile ottenere nella lega A356, dopo trattamento termico, una durezza compresa fra 90 e 100 HB ed una tensione di snervamento  $R_s$  compresa fra 200 e 250 MPa usando diversi mezzi di tempra. Questa valutazione è stata effettuata modificando i tempi d'invecchiamento fra 3 e 9 ore, mantenendo però costante la temperatura a 150°C.

Le prime due prove di trattamento termico sono state condotte con 30 campioni con spessori di 2 mm (fig. 4.6 - 4.9).

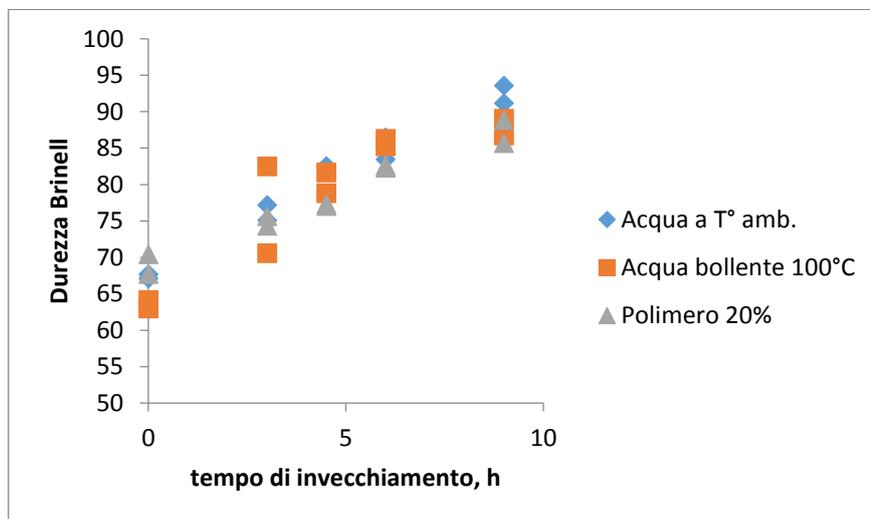


Fig. 4.6 Andamento della durezza della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Prima prova, spessore campioni 2 mm.

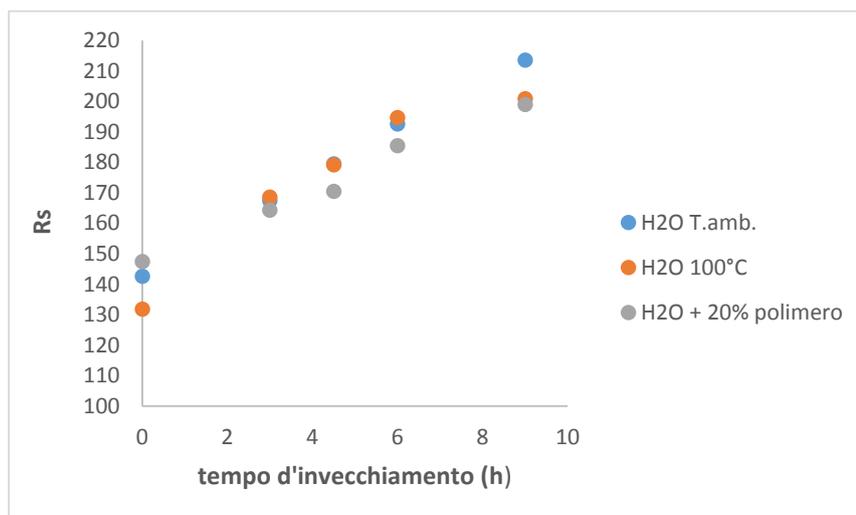


Fig. 4.7 Andamento della tensione di snervamento della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Prima prova, spessore campioni 2 mm.

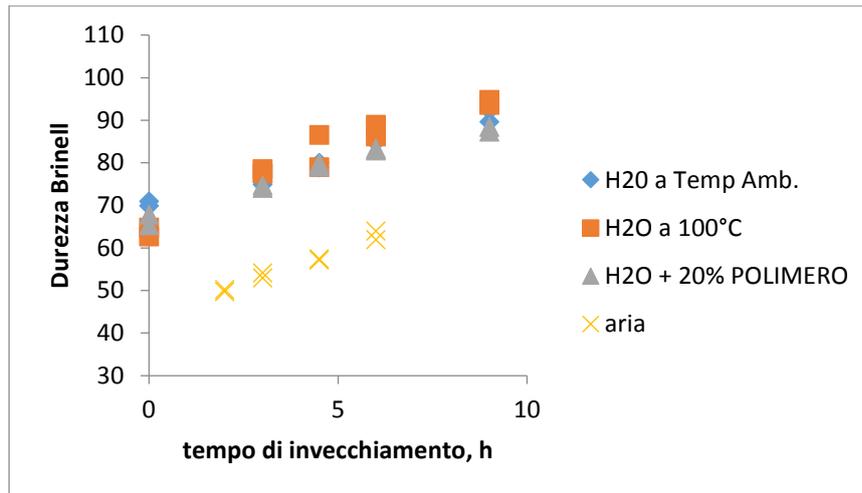


Fig.4.8 Andamento della durezza della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Seconda prova, spessore campioni 2 mm.

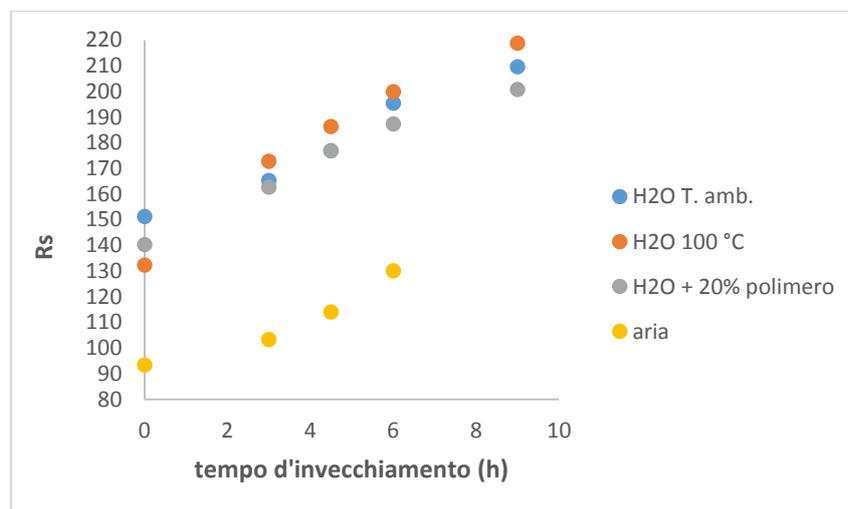


Fig. 4.9 Andamento della tensione di snervamento della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Seconda prova, spessore campioni 2 mm.

Dai primi due set di trattamento termico si nota come il target di durezza (e di tensione di snervamento) sia rispettato se il mezzo di tempra è acqua a temperatura ambiente o bollente, e la durata dell'invecchiamento è superiore alle 6 ore. Se il mezzo di tempra è acqua con polimero si ha una durezza di poco inferiore a quella desiderata, mentre il raffreddamento in aria non permette di ottenere, anche dopo prolungato invecchiamento, il livello di resistenza meccanica di riferimento.

Nella terza prova sono stati trattati sia campioni con spessori di 15mm (Fig. 4.10 e 4.11) che spessori di 80 mm (Fig. 4.12 e 4.13).

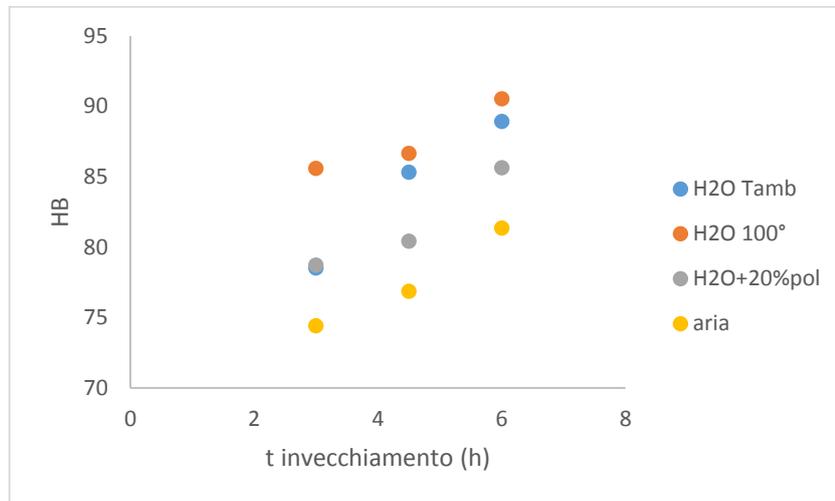


Fig.4.10 Andamento della durezza della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Terza prova, spessore campioni 15 mm.

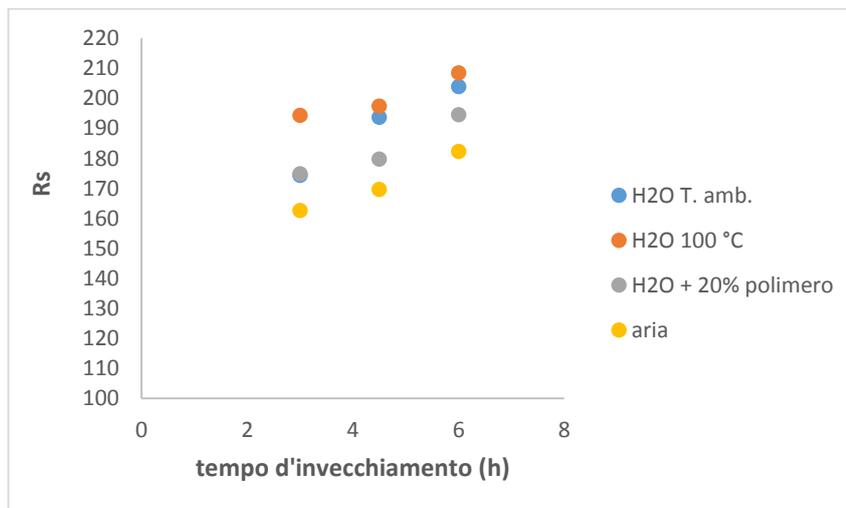


Fig.4.11 Andamento della tensione di snervamento della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Terza prova, spessore campioni 15 mm.

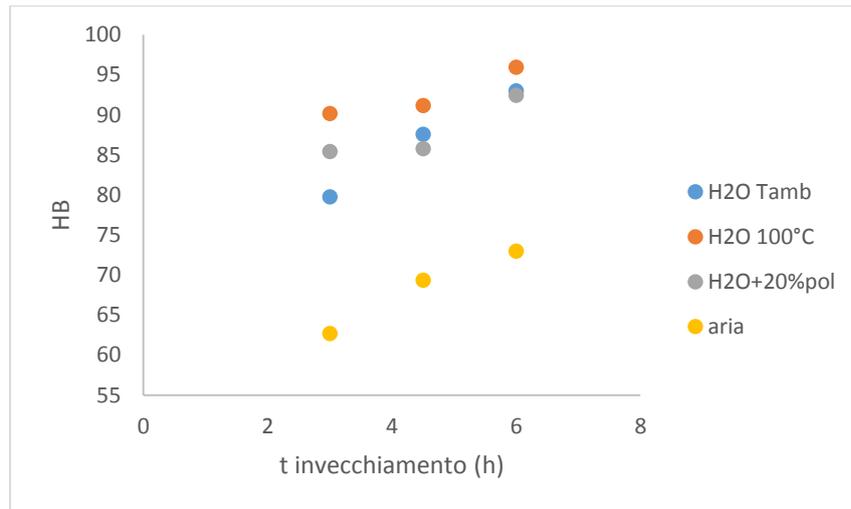


Fig. 4.12 Andamento della durezza della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Terza prova, spessore campioni 80 mm.

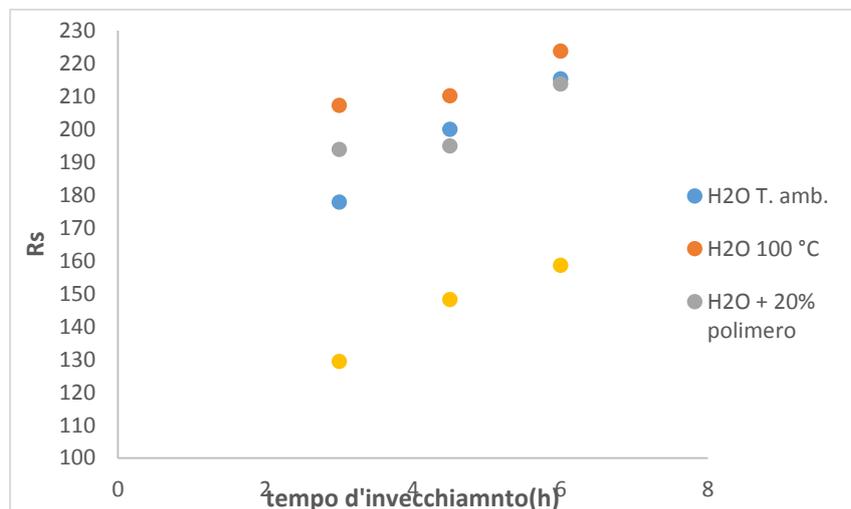


Fig. 4.13 Andamento della tensione di snervamento della lega A356, temprata in diversi mezzi, in funzione dei tempi d'invecchiamento effettuato a 150°C. Terza prova, spessore campioni 80 mm.

L'andamento delle curve d'invecchiamento è simile a quello riportato per i campioni di spessore 2 mm nonostante la maggiore inerzia termica dei campioni aventi spessori maggiore. L'incremento di durezza ottenuta a parità di tempo d'invecchiamento è probabilmente imputabile ad una diversa composizione chimica fra il materiale estratto dalla testa motore e dalle piastre. Aspetto interessante dei risultati è il fatto che i campioni raffreddati in acqua bollente abbiamo raggiunto una maggiore durezza, indice di una maggiore velocità di raffreddamento durante la fase di tempra. Questo può essere imputabile al fenomeno di calefazione che si genera durante l'immersione di un metallo ad

altissima temperatura in un liquido. Questo determina la formazione di un sottile strato di vapore sul materiale che impedisce un contatto diretto di questo con il mezzo temprante. Questo fenomeno avviene in misura maggiore se vi è un forte gradiente termico tra il metallo e il mezzo temprante diminuendo leggermente l'efficacia della tempra. Se il gradiente termico tra metallo e mezzo temprante è minore (come nel caso di acqua bollente) il fenomeno della calefazione si riduce, facendo sì che la tempra abbia un'efficacia maggiore.

#### **4.4 Analisi tensioni residue**

Per poter analizzare le tensioni residue generate dal trattamento termico, è stata definita una particolare geometria dei provini (fig. 4.14): un parallelepipedo con due facce quadrate (lunghezza circa 50 mm) e un foro di diametro 23 mm distante 1 mm dai due spigoli. Le analisi sono state effettuate nella sezione più sottile dei campioni.

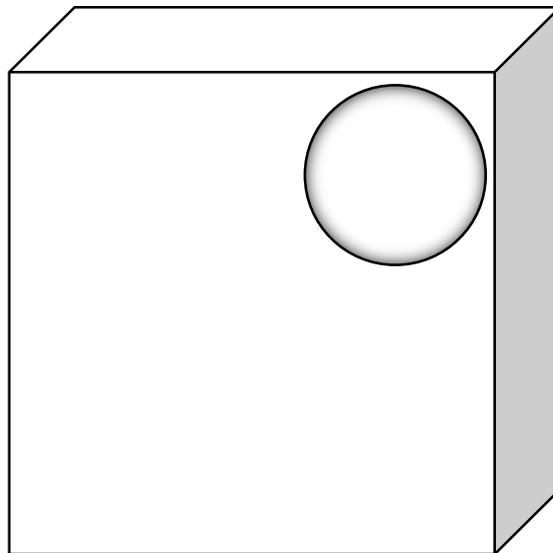


Fig. 4.14 Campione per analisi tensioni residue

Inizialmente si è cercato di analizzare la tensioni con metodi non distruttivi: è stata tracciata una griglia su entrambe le facce quadrate dei provini prima del trattamento termico, e con il microscopio multifocale HIROX si è registrata la variazione della distanza delle linee della griglia dopo il trattamento. I risultati

ottenuti non sono stati soddisfacenti a causa della scarsa accuratezza del metodo.

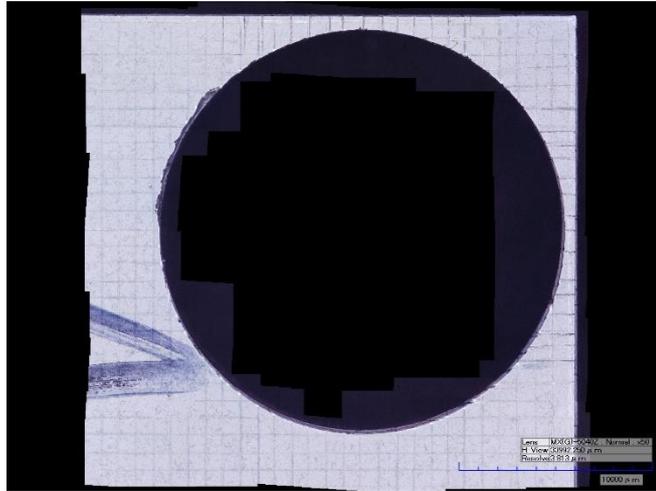


Fig. 4.15 Immagine ottenuta con microscopio multifocale HIROX

Per tale ragione le analisi sono state in seguito eseguite con il metodo hole-drilling semidistruttivo (fig. 4.16).

Queste sono state effettuate su due provini solubilizzati e raffreddati in forno e due provini che hanno subito il trattamento termico con mezzo temprante acqua a temperatura ambiente ed invecchiamento di 4.5 ore a 150°C.

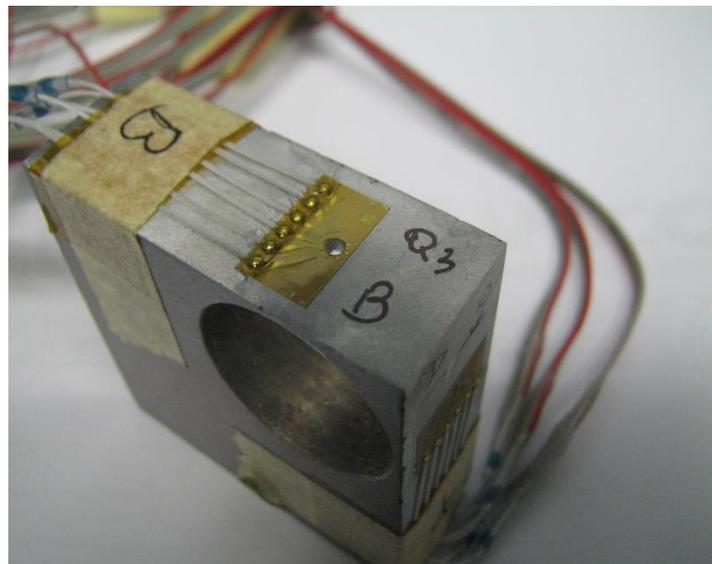


Fig. 4.16 Provino sottoposto a hole-drilling

Dai grafici in fig. 4.17 e 4.18 si nota che le tensioni rilasciate durante la foratura del materiale dai campioni sottoposti alla sola solubilizzazione sono tra i 5 e i 20 MPa, mentre per i campioni che sono stati sottoposti al trattamento termico

completo (fig. 4.19 e 4.20) le tensioni arrivano ai 100 MPa. Appare quindi evidente che le tensioni indotte dal trattamento termico, che possono arrivare al 50% della tensione di snervamento, debbano essere debitamente considerate anche in fase di progettazione. Ulteriori prove saranno eseguite per valutare lo stato delle tensioni residue in seguito all'uso di acqua bollente ed addizionata con polimero come mezzi tempranti.

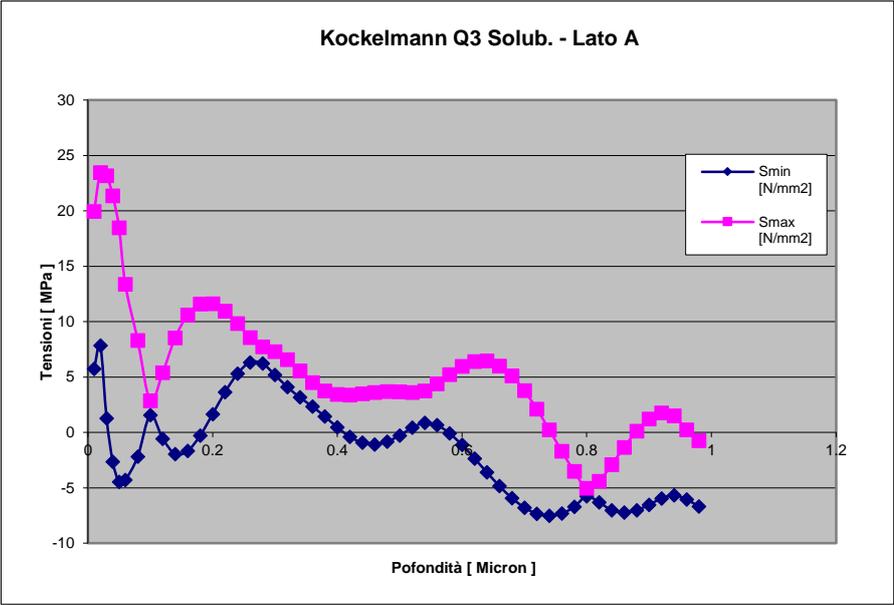


Fig. 4.17 Andamento delle tensioni residue su campione Q3 solubilizzato in funzione della profondità di foratura

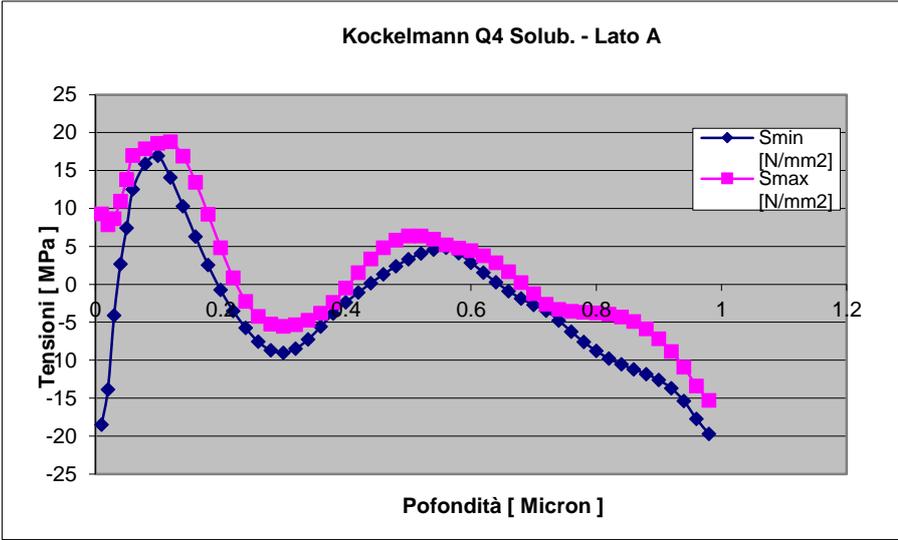


Fig. 4.18 Andamento delle tensioni residue su campione Q4 solubilizzato in funzione della profondità di foratura

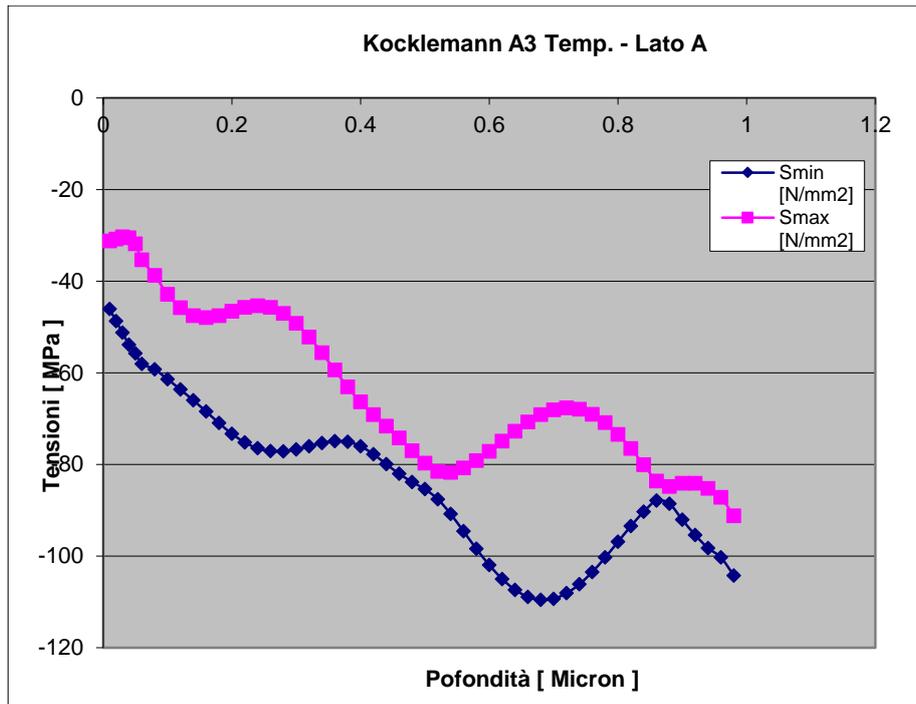


Fig. 4.19 Andamento delle tensioni residue su campione A3 temprato in funzione della profondità di foratura

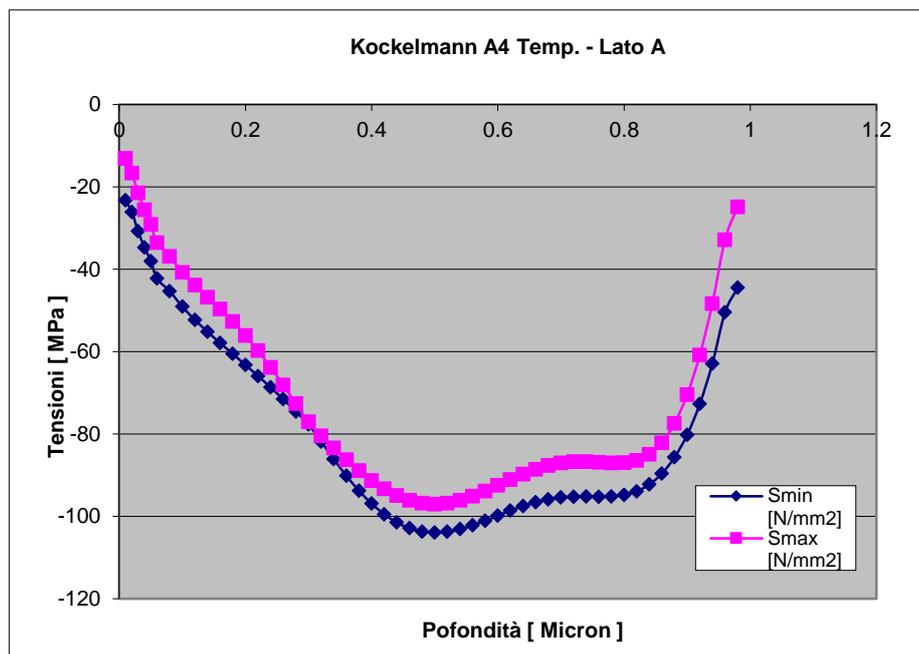


Fig. 4.20 Andamento delle tensioni residue su campione A4 temprato in funzione della profondità di foratura

## **4.5 Conclusioni**

Il presente studio ha portato alle seguenti considerazioni:

- La relazione tra durezza e tensione di snervamento è fortemente dipendente dal trattamento termico a cui la lega AlSiMg è stata sottoposta. Relazioni presenti in letterature basate sulla valutazione dell'indice d'incrudimento  $n$  attraverso la sola prova di trazione sono risultate di difficile applicazione a causa della difficoltà nel misurare accuratamente l'esponente di Meyer  $m$  a cui l'indice d'incrudimento è correlato. Per tale ragione è stata sviluppata, sulla base dei dati delle prove di trazione eseguite, una relazione empirica lineare che correla la durezza Brinell con la tensione di snervamento, applicabile alla lega nelle condizioni di trattamento termico oggetto di studio.
- Le tempre con acqua, a temperatura ambiente, 100°C o addizionata con 20° di polimero, possono garantire velocità di raffreddamento sufficienti ad ottenere, dopo invecchiamento, buoni livelli di durezza e tensione di snervamento elevati nella lega. Per componenti di grosso spessore, il fenomeno della calefazione durante tempra è più marcato utilizzando acqua a temperatura ambiente rispetto al caso in cui si utilizzi acqua a 100°C.
- Le analisi preliminari sulle tensioni residue presenti in campioni sottoposti a trattamento con tempra in acqua hanno rivelato che queste sono dell'ordine dei 100 MPa, e non possono essere quindi trascurate in fase progettuale.

## *RINGRAZIAMENTI*

Eccomi qui, alla fine di questi irripetibili 5 anni, pronta a scrivere tra lacrime e sorrisi i miei ringraziamenti.

Un primissimo grazie al prof. Alessandro Morri che ha letteralmente corso per la buona riuscita della stesura di questa tesi e all' Ing. Andrea Morri che, con mia grande sorpresa, si è sempre fidato del mio lavoro.

Arrivare a questo traguardo non è stato per niente facile, ma devo dire che sono stata molto fortunata. Quando in futuro mi chiederanno come ho trascorso gli anni universitari sarò orgogliosa di dire che ho avuto, vicino e lontano, chi è riuscito a sostenermi, chi mi ha fatto sorridere anche quando sembrava che tutto andasse a rotoli, chi nei momenti di dubbio (e ce ne sono stai davvero tanti) mi spronava ad andare avanti, chi si fidava e chi non ha mai dubitato di me; un immenso grazie a tutti coloro che mi hanno supportato (e sopportato) in questo periodo.