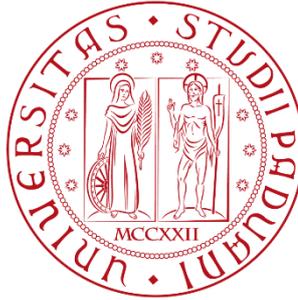


Università di Padova

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali

Corso di Meccanica e Meccatronica



**Effetto del tenore di Zn sulla microstruttura e
sulle proprietà meccaniche in leghe
AlSi7Cu2Mg**

Relatori: Ch.mo Prof. Giulio Timelli

Ing. Giulia Scampone

Studente: Simone Brutti

A.A. 2021-2022

I. Sommario

Lo scopo di questo lavoro di tesi è studiare l'effetto di un crescente tenore di zinco sulle proprietà meccaniche e microstrutturali di una lega secondaria AlSi7Cu2Mg sottoposta a invecchiamento naturale. Quantità ponderate di zinco puro sono state aggiunte alla lega base per ottenere tenori di Zn pari a 0.7, 3, 5, 8% in peso. L'effetto di tali aggiunte è stato studiato tramite analisi microstrutturali, prove di durezza Brinell e di microdurezza Vickers. Infine, per caratterizzare l'evoluzione delle proprietà meccaniche col tempo di invecchiamento, sono state condotte prove di trazione allo stato colato e dopo 3, 7, 12 e 21 giorni di invecchiamento naturale. I risultati evidenziano un rafforzamento della lega AlSi7Cu2Mg all'aumentare del tenore di Zn e del tempo di invecchiamento. Sebbene elevate aggiunte di Zn favoriscano la stabilizzazione delle proprietà meccaniche in tempi di invecchiamento più brevi, un elevato tenore di Zn promuove la formazione di struttura eutettica e la precipitazione di composti aciculari ricchi in ferro, che impattano negativamente sulla duttilità del materiale.

II. Indice

I. Sommario	3
II. Indice	4
III. Lista delle Figure.....	5
IV. Lista delle Tabelle.....	7
1. Introduzione	8
2. Procedura sperimentale	14
2.1. Produzione delle leghe	14
2.2. Prove meccaniche.....	17
2.3. Prove metallografiche	18
3. Risultati	20
3.1. Microstruttura.....	20
3.2. Proprietà meccaniche	24
4. Conclusioni.....	28
5. Bibliografia.....	29
6. Appendice.....	31

III. Lista delle Figure

Figura 1.1:	Diagramma di stato della lega Al-Si [4]	8
Figura 1.2:	(a) ricostruzione tridimensionale di un gruppo di lamelle β -Al ₅ FeSi, (b) microstruttura di una lega A319(Fe) con indicati gli aghi di fase β [5]	9
Figura 1.3:	Grafico del trattamento termico di solubilizzazione, tempra e invecchiamento [6]	10
Figura 1.4:	Durezza della fase secondaria in funzione della temperatura e del tempo di trattamento [7]	11
Figura 1.5:	interazioni tra dislocazione e particelle (a) tramite meccanismo di Friedel e (b) tramite meccanismo di Orowan. (c) Diagramma di massima resistenza al passaggio della dislocazione [7]	12
Figura 2.1:	Stampo a conchiglia per la produzione di provini piatti.....	15
Figura 2.2:	Getto ottenuto dal processo di colata.....	16
Figura 2.3:	Provino per prova statica di trazione. In particolare, l'immagine raffigura il provino n° 9 ottenuto dalla colata della lega al 3% di Zn.....	16
Figura 2.4:	(a) Geometria del provino piatto per prova di trazione e (b) relativa designazione [15]	17
Figura 3.1:	Microstruttura della lega di partenza AlSi7Cu2Mg.....	21
Figura 3.2:	Microstrutture dopo l'attacco chimico per evidenziare i composti ricchi in Fe. (a) lega base (0,73% Zn), (b) 3% Zn, (c) 5% Zn, (d) 8% Zn.....	22
Figura 3.3:	Frazione eutettica [%] e dei composti ricchi in Fe [%] in funzione del tenore di Zn.....	23
Figura 3.4:	Evoluzione della tensione di snervamento in funzione di tempo di invecchiamento naturale e del tenore di Zn.....	24
Figura 3.5:	Andamento dell'allungamento % a rottura in funzione di tempo di invecchiamento naturale e del tenore di Zn.....	25
Figura 3.6:	Evoluzione della tensione di rottura in funzione di tempo di invecchiamento naturale e tenore di Zn.....	26
Figura 3.7:	Provini di trazione analizzati ai raggi x: sono evidenziate le porosità.....	27

Figura 3.8: Valori di durezza e microdurezza in funzione del tenore di Zn.....27

IV. Lista delle Tabelle

Tabella 2.1: Analisi chimica allo spettrometro di massa della lega di partenza AlSi7Cu2Mg (% p/p)	14
Tabella 3.1: Composizione chimica delle leghe prodotte (% p/p)	20

1. Introduzione

Le leghe di alluminio sono tra i principali materiali utilizzati nel settore industriale e nei trasporti [1] [2], ampiamente impiegate per l'abbondanza di questo elemento sulla superficie terrestre, per la facilità di riciclo e soprattutto per la gran varietà di proprietà fisiche e chimiche di queste leghe. Infatti, le leghe di alluminio si distinguono dagli acciai e da altre leghe tradizionali per le ottime proprietà meccaniche in combinazione con la bassa densità del materiale, 2.7 g/cm^3 .

Tra le leghe più utilizzate, specialmente in ambito automotive, si hanno le leghe da fonderia Al-Si, le quali presentano un'eccellente colabilità, buona resistenza alla corrosione e agli strappi a caldo. La diffusione di queste leghe nel settore dei trasporti è principalmente dovuta all'ottimo rapporto resistenza/peso, che permette di ridurre il peso del veicolo senza comprometterne la resistenza strutturale, comportando una diminuzione del consumo di carburante e dell'emissione di CO_2 , a favore di ambientale [3].

In Figura 1.1 è riportato il diagramma di stato binario Al-Si, dove è visibile il punto eutettico a $557 \text{ }^\circ\text{C}$ con una percentuale di silicio pari al 12.2%.

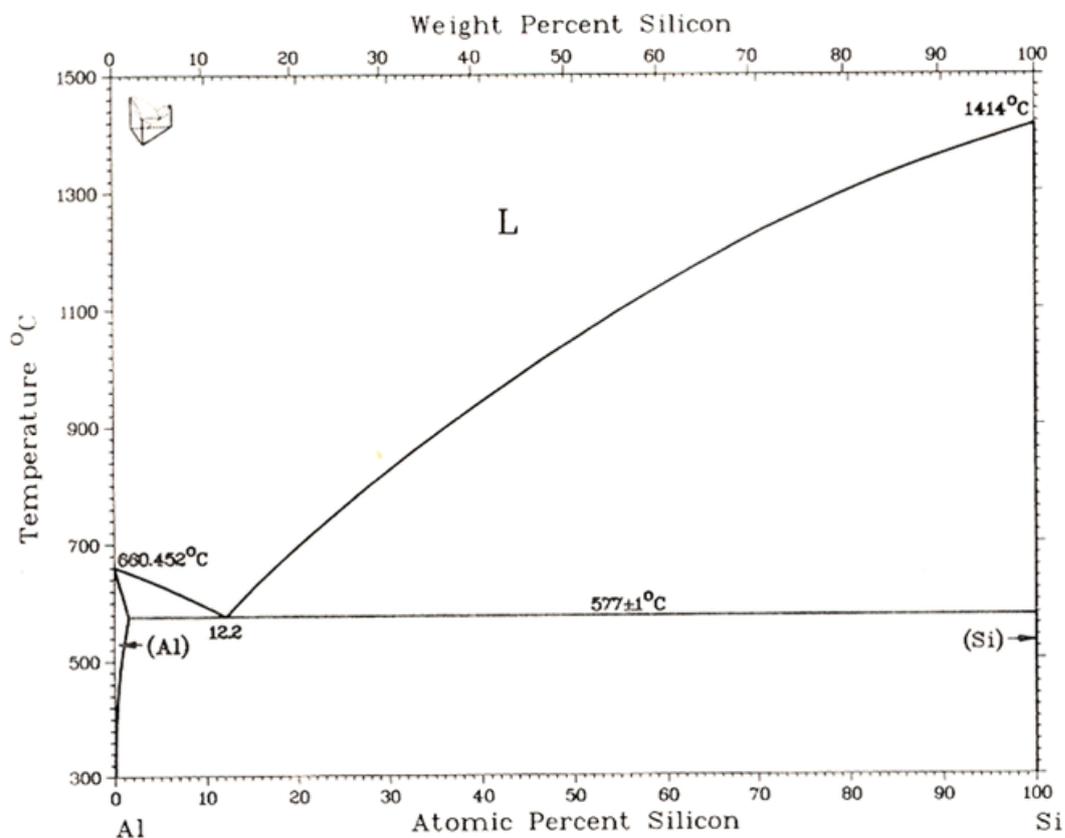


Figura 1.1: Diagramma di stato della lega Al-Si [4]

A seconda del contenuto di silicio, infatti, questa famiglia di leghe si suddivide in ipoeutettiche, eutettiche ed ipereutettiche. Le leghe Al-Si ipoeutettiche hanno un contenuto di silicio inferiore al 12.2% e sono caratterizzate da una fase primaria di α -Al e una struttura eutettica Al-Si. Al contrario, leghe ipereutettiche hanno tenore di Si maggiore del 12.2% e durante la fase di solidificazione si formano prima cristalli primari di silicio, seguiti successivamente dalla struttura eutettica.

Oltre al silicio, un altro elemento presente nelle leghe Al-Si da tenere in considerazione è il ferro. Dal momento che oltre l'85% delle leghe di alluminio da fonderia è prodotto a partire dal rottame [5], il ferro si presenta inevitabilmente nelle leghe, sottoforma di impurità. Nelle leghe Al-Si, il ferro tende a formare dei composti intermetallici fragili e deleteri per le proprietà meccaniche, come le fasi β -Al₅FeSi, α -Al₁₅Fe₃Si₂ e α' -Al₈Fe₂Si. In particolare, la fase β -Al₅FeSi, o fase Fe- β , ha una morfologia aciculare che induce un effetto di concentrazione delle tensioni e comporta una significativa diminuzione della duttilità della lega (Figura 1.2) [5].

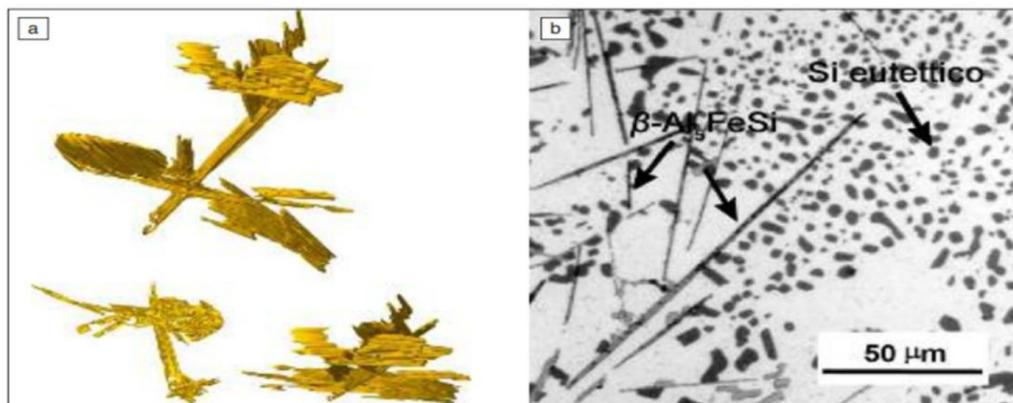


Figura 1.2: (a) ricostruzione tridimensionale di un gruppo di lamelle β -Al₅FeSi, (b) microstruttura di una lega A319(Fe) con indicati gli aghi di fase β [5]

Per massimizzare la resistenza delle leghe di alluminio da fonderia Al-Si, è frequente l'aggiunta alla lega di elementi quali Mg o Cu, i quali permettono di effettuare trattamenti termici sul materiale. Il trattamento termico più comune eseguito sulle leghe Al-Si trattabili termicamente, è quello che porta ad un rafforzamento per precipitazione. Come mostrato in Figura 1.3, questo trattamento si compone tipicamente di 3 stadi:

1. un trattamento di solubilizzazione per le leghe che presentano una variazione di solubilità allo stato solido. Prevede un riscaldamento della lega alla

temperatura superiore alla curva di solubilità per quella data composizione, in modo da ottenere una soluzione solida;

2. un trattamento di tempra, cioè un brusco raffreddamento che impedisce fenomeni diffusivi e quindi l'eventuale formazione di una seconda fase incoerente e grossolana. Trasforma la soluzione solida in una soluzione solida sovrasatura, instabile a temperatura ambiente;
3. un trattamento di invecchiamento, nel quale si riscalda il materiale a una temperatura inferiore alla temperatura di solubilizzazione e si permette di attivare fenomeni diffusivi che facciano precipitare una seconda fase stabile e coerente con la matrice. Se il trattamento viene eseguito a temperatura ambiente si parla di invecchiamento naturale, se invece è necessario riscaldare il materiale si parla di invecchiamento artificiale.

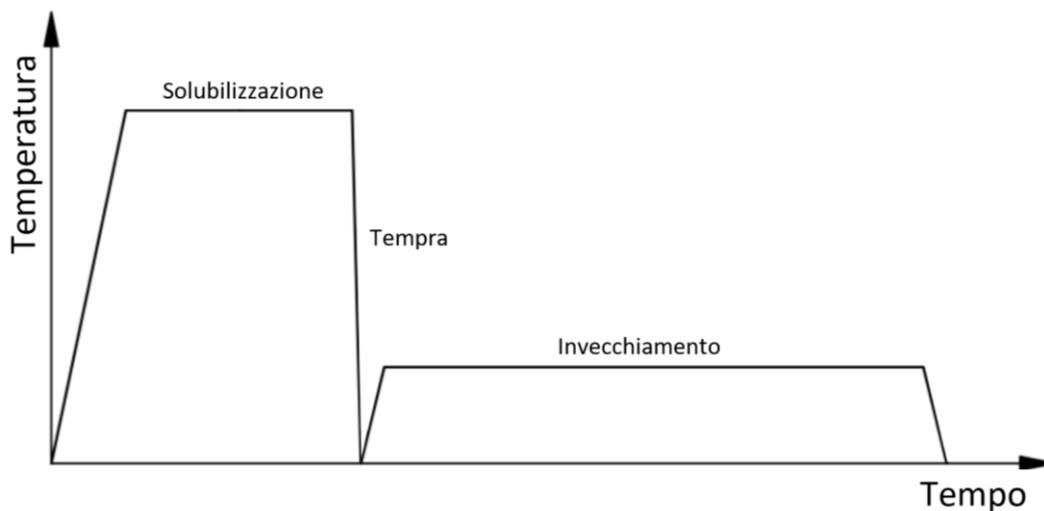


Figura 1.3: Grafico del trattamento termico di solubilizzazione, tempra e invecchiamento [6]

Temperatura e tempo di applicazione sono i parametri fondamentali per il trattamento di invecchiamento: è necessaria una temperatura sufficientemente alta da permettere l'attivazione dei fenomeni diffusivi inoltre, più questa sarà alta, e più si avranno tempi di trattamento più brevi, con vantaggi sui costi. Tuttavia, come mostrato in Figura 1.4, al crescere della temperatura si ottiene la precipitazione di una fase meno resistente. D'altro lato, è necessario mantenere il trattamento per un tempo sufficiente a far sviluppare i fenomeni diffusivi, i quali fanno precipitare la fase coerente con la matrice. Mantenere il trattamento per un tempo troppo lungo può portare al

sovrainvecchiamento, nel quale precipita una fase grossolana e incoerente, che va a vanificare gli effetti del trattamento [7].

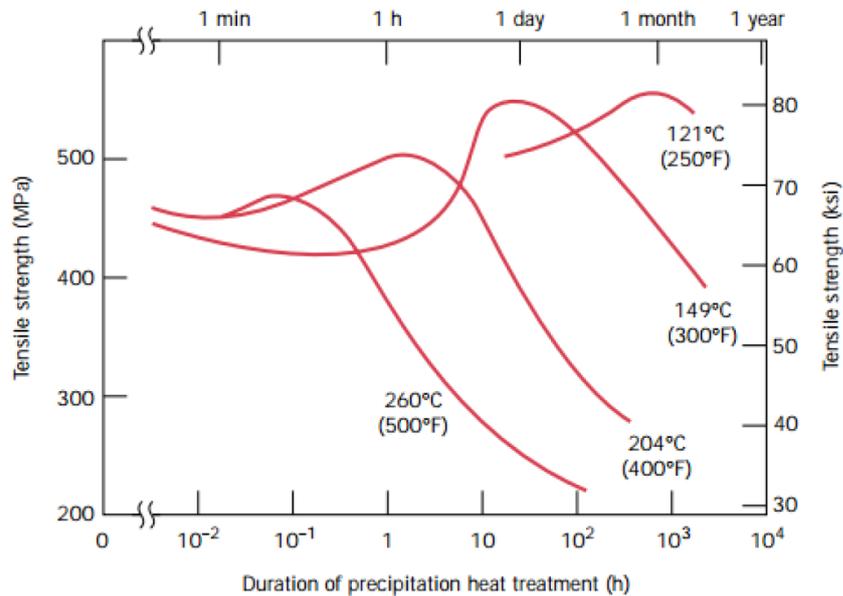


Figura 1.4: Durezza della fase secondaria in funzione della temperatura e del tempo di trattamento [7]

Il rafforzamento del materiale ottenuto dalla precipitazione di una seconda fase si può spiegare osservando l'interazione tra le dislocazioni all'interno del materiale e la seconda fase: come mostrato in Figura 1.5, se la dislocazione incontra le particelle di una seconda fase coerente con la matrice le attraversa o tagliandole, tramite il meccanismo di Friedel (Fig. 1.5 (a)), quando sono particelle piccole e vicine tra loro, o flettendosi, tramite il meccanismo di Orowan (Fig. 1.5 (b)), quando sono più distanziate e di dimensioni maggiori. Se la seconda fase è incoerente con la matrice, viene oltrepassata dalla dislocazione solo tramite il meccanismo di Orowan. Il diagramma in Fig. 1.5 (c) dimostra che si ha la massima resistenza al passaggio della dislocazione e quindi il maggior rafforzamento del materiale quando le particelle della seconda fase sono coerenti con la matrice e sono di dimensione tale per cui la dislocazione ha uguale probabilità di attraversarle tramite un meccanismo o l'altro [8].

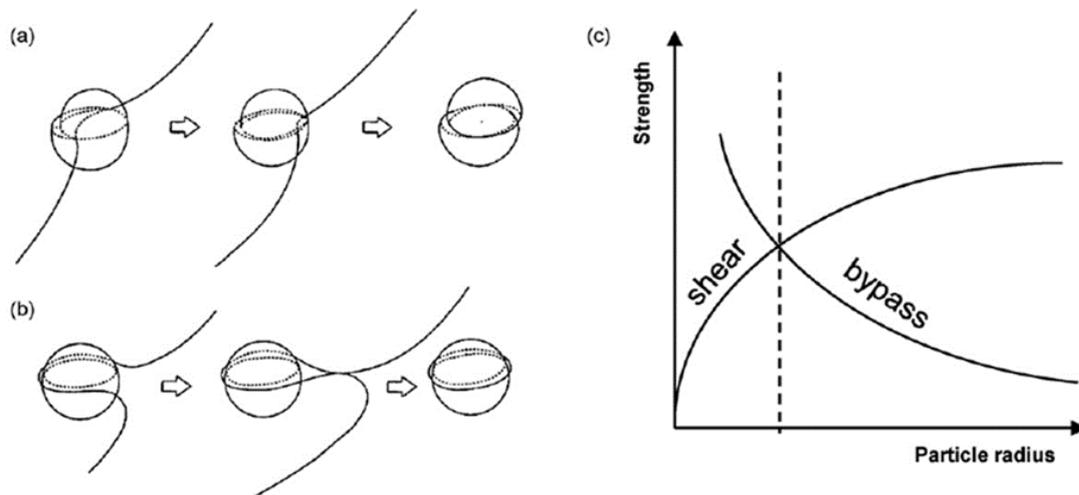


Figura 1.5: interazioni tra dislocazione e particelle (a) tramite meccanismo di Friedel e (b) tramite meccanismo di Orowan. (c) Diagramma di massima resistenza al passaggio della dislocazione [7]

È possibile quindi ottenere leghe d'alluminio da fonderia dalle ottime proprietà meccaniche grazie ai trattamenti termici effettuabili su questi materiali, tuttavia è sempre più rilevante la questione dei consumi energetici e dei costi industriali; perciò si stanno studiando dei materiali che si rafforzino autonomamente sfruttando il fenomeno dell'invecchiamento naturale e iniziano a diffondersi nel settore automotive le leghe di alluminio autoinvecchianti, come alternative alle tradizionali leghe di alluminio trattate termicamente [9] [10].

È stato dimostrato [11] che le leghe da fonderia Al-Si contenenti Zn possono manifestare il fenomeno dell'invecchiamento naturale dopo il processo di colata, rafforzandosi con il passare del tempo senza necessitare di alcun trattamento termico aggiuntivo. In particolare, è stato provato [7] [12] che una lega Al-Si priva di zinco impiega più di un mese a completare il trattamento di invecchiamento a 120 °C, mentre una lega AlZn10Si8 raggiunge il 100% del miglioramento delle proprietà dovute all'invecchiamento naturale in 7-10 giorni, a temperatura ambiente, arrivando ad una stabilizzazione che non comporta il sovrainvecchiamento.

In aggiunta lo Zn mostra un'eccellente solubilità nell'alluminio (oltre l'80% [13]), quindi all'aumentare del tenore di Zn nelle leghe Al-Si, si ha anche un rafforzamento della matrice α -Al per sostituzione in soluzione solida di Al con Zn, ottenendo un incremento di durezza e carico di rottura a scapito di una minor duttilità [13]. Inoltre, è stato dimostrato come l'aggiunta di Zn alle leghe Al-Si influenzi il punto di eutettico, aumentando il volume della struttura eutettica, aumentando la dimensione delle

particelle di silicio nella struttura eutettica e diminuendo la temperatura di eutettico [14].

Quindi lo Zn si dimostra elemento rafforzante per le leghe da fonderia Al-Si sia perché favorisce il fenomeno dell'invecchiamento naturale che porta alla precipitazione di fasi rafforzanti per il materiale, sia perché l'elemento Zn stesso, sostituzionale all'Al nella fase primaria α -Al delle leghe Al-Si, comporta un aumento di resistenza e durezza.

Ecco quindi che approfondire lo studio degli effetti del tenore di zinco sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche nelle leghe Al-Si può rivelarsi interessante sotto molteplici punti di vista:

- Prestazioni del materiale; il rafforzamento generato dall'aggiunta di zinco può portare allo sviluppo di leghe di alluminio caratterizzate da elevate proprietà meccaniche di durezza e di resistenza allo snervamento e alla rottura.
- Beneficio economico; il fenomeno di invecchiamento naturale, incentivato dalla aggiunta di zinco, permette di ottenere leghe di alluminio caratterizzate da elevate proprietà di durezza e resistenza meccanica, evitando la messa in pratica di ulteriori trattamenti termici sul materiale. Ciò si traduce in una riduzione dei costi di processo per la produzione di una lega di alluminio che presenti comunque elevate prestazioni meccaniche.
- Beneficio ambientale; in relazione all'ottimizzazione del processo produttivo della lega, non sottoporre il materiale a trattamenti termici, conduce ad un risparmio energetico nella realizzazione di una lega di alluminio che presenti proprietà meccaniche simili a leghe di alluminio che richiedono invece trattamenti termici ad elevate temperature.

Questo lavoro di tesi si prefigge lo scopo di valutare come l'aggiunta in percentuali crescenti in peso di zinco alla lega AlSi7Cu2Mg possa influire sulla microstruttura, sulle proprietà meccaniche e sui tempi di invecchiamento naturale della lega stessa.

2. Procedura sperimentale

Il presente capitolo ha lo scopo di illustrare la procedura sperimentale seguita per determinare le proprietà meccaniche della lega secondaria AlSi7Cu2Mg al variare del tenore di zinco e del tempo di invecchiamento. Sono descritti nel dettaglio il processo di colata per la produzione delle leghe, le prove meccaniche di trazione, di durezza e di microdurezza eseguite sui provini e l'analisi metallografica eseguita sulle varie leghe.

2.1. Produzione delle leghe

Per studiare l'effetto dell'aggiunta di zinco (Zn) sulle proprietà meccaniche e microstrutturali della lega AlSi7Cu2Mg, sono state colate 4 leghe con tenori variabili di questo elemento:

- la lega base con 0.7% in peso di Zn (LB);
- una lega contenente il 3% in peso di Zn (3% Zn);
- una lega contenente il 5% in peso di Zn (5% Zn);
- una lega contenente l'8% in peso di Zn (8% Zn).

Partendo dalla lega secondaria di alluminio AlSi7Cu2Mg a disposizione (in Tab. 2.1 l'analisi chimica ottenuta allo spettrometro di massa), sono state effettuate le seguenti aggiunte, pesate opportunamente in modo da ottenere le varie leghe da esaminare:

- Zn puro, per ottenere il contenuto di zinco desiderato nella lega;
- Si puro, per mantenere costante la percentuale di silicio in tutte le leghe;
- la lega madre AlTi₅B₁, per affinare la grana cristallina;
- la lega madre AlSr₁₀, per modificare il silicio eutettico.

Tabella 2.1: Analisi chimica allo spettrometro di massa della lega di partenza AlSi7Cu2Mg (% p/p)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
AlSi7Cu2Mg	6.60	0.713	2.36	0.390	0.44	0.73	0.144	bil.

La lega di partenza è stata fornita sottoforma di lingotti, i quali sono stati opportunamente tagliati alla sega a nastro in parti più piccole, per facilitarne l'inserimento nel forno e favorirne la fusione.

Durante il processo di colata sono stati usati due forni: uno principale a resistenze elettriche per portare a fusione la lega, e uno di dimensioni più contenute necessario per preriscaldare le aggiunte e lo stampo.

Il forno principale, dotato di un crogiolo in SiC dalla capienza di 9.2 kg, è stato inizialmente impostato a 1000 °C, per permettere la fusione della lega madre al suo interno. L'eventuale aggiunta di silicio, fatta nelle leghe maggiormente cariche di Zn per mantenere la %Si costante, è stata fatta con una temperatura del metallo fuso di 780 ± 5 °C. Dopo 30 minuti dall'aggiunta del Si, la temperatura del fuso è stata abbassata a 750 ± 5 °C per l'aggiunta dello Zn e per la fase di degasaggio, eseguita tramite insuflaggio di Argon puro per 30 minuti. Infine sono state aggiunte le leghe madri AlTi₅B₁ e AlSr₁₀, e il materiale è stato mantenuto ad una temperatura di 720 ± 5 °C per i successivi 30 minuti, per permettere una corretta omogenizzazione della lega.

Successivamente, il metallo, opportunamente scorificato, è stato colato alla temperatura di 735 ± 5 °C all'interno di uno stampo a conchiglia, preriscaldato a 250 ± 3 °C e rivestito da una soluzione distaccante a base di nitrato di boro (in Figura 2.1). Durante tutte le prove, un filtro in SiC da 30 ppi è stato opportunamente posizionato al termine del canale di colata, per limitare le inclusioni di ossidi all'interno dei provini.

Per ogni lega, sono stati colati dei provini a parte per l'analisi della composizione chimica allo spettrometro di massa.

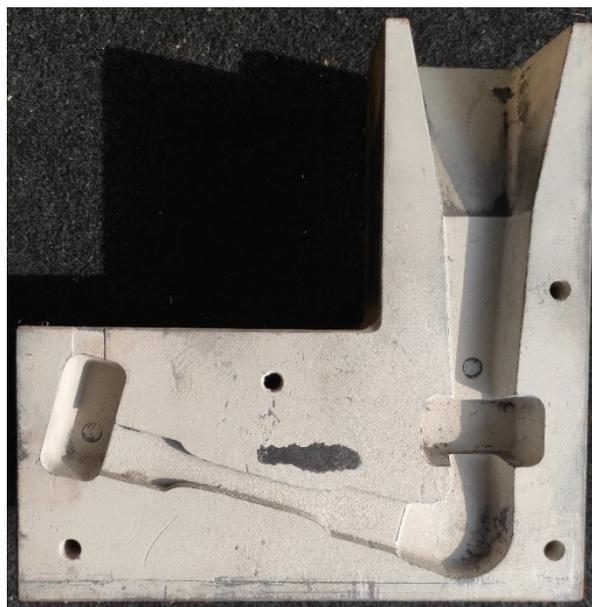


Figura 2.1: Stampo a conchiglia per la produzione di provini piatti

Per garantirne la ripetibilità del processo di colata, la temperatura del metallo fuso e dello stampo sono state costantemente monitorate. All'interno dello stampo, è stata infatti inserita una termocoppia a metà del tratto utile e a 2 mm dalla superficie esterna. I getti ottenuti dal processo di colata sono mostrati in Figura 2.2 e sono stati successivamente lavorati meccanicamente per ricavare i provini piatti per le prove di trazione (Figura 2.3).

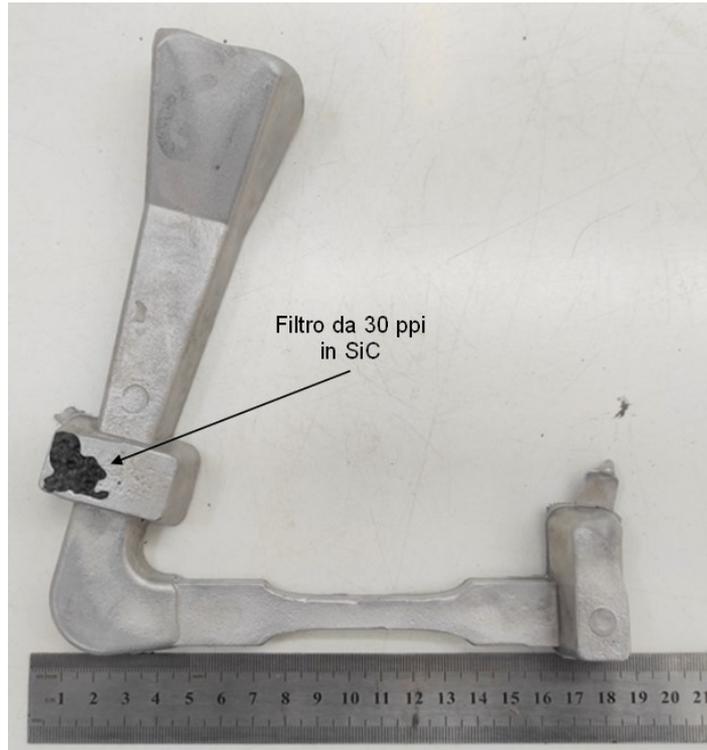


Figura 2.2: Getto ottenuto dal processo di colata

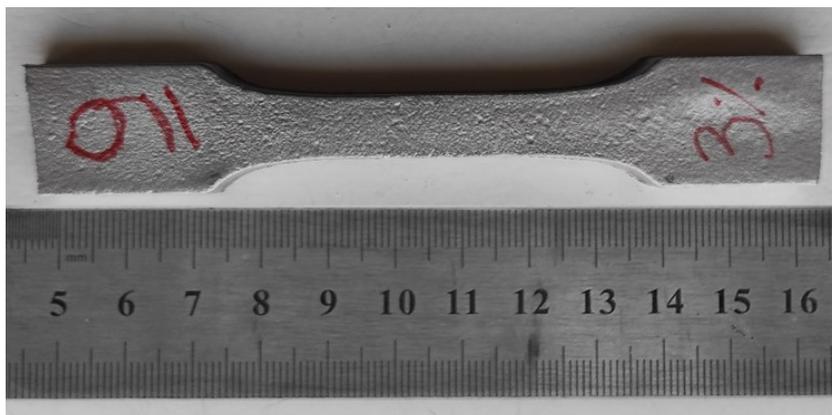


Figura 2.3: Provino per prova statica di trazione. In particolare, l'immagine raffigura il provino n° 9 ottenuto dalla colata della lega al 3% di Zn

Per ogni lega è stato prodotto un lotto di minimo 15 provini, conservati a temperatura ambiente e testati meccanicamente allo stato colato o dopo 3, 7, 12 o 21 giorni di invecchiamento naturale.

2.2. Prove meccaniche

Per determinare le proprietà meccaniche della lega al variare dei giorni di invecchiamento naturale e dell'aggiunta di zinco, è stata condotta una prova statica di trazione su tutti i campioni, dalla quale sono stati rilevati i valori di carico di snervamento, rottura e allungamento percentuale. La prova è stata eseguita a temperatura ambiente, seguendo la normativa ISO 6892-1:2019. I provini seguono la normativa EN 10002-1 e hanno le dimensioni del tratto utile di lunghezza, di larghezza e di spessore rispettivamente di 35, 9.5 e 6.1 mm (Figura 2.4).

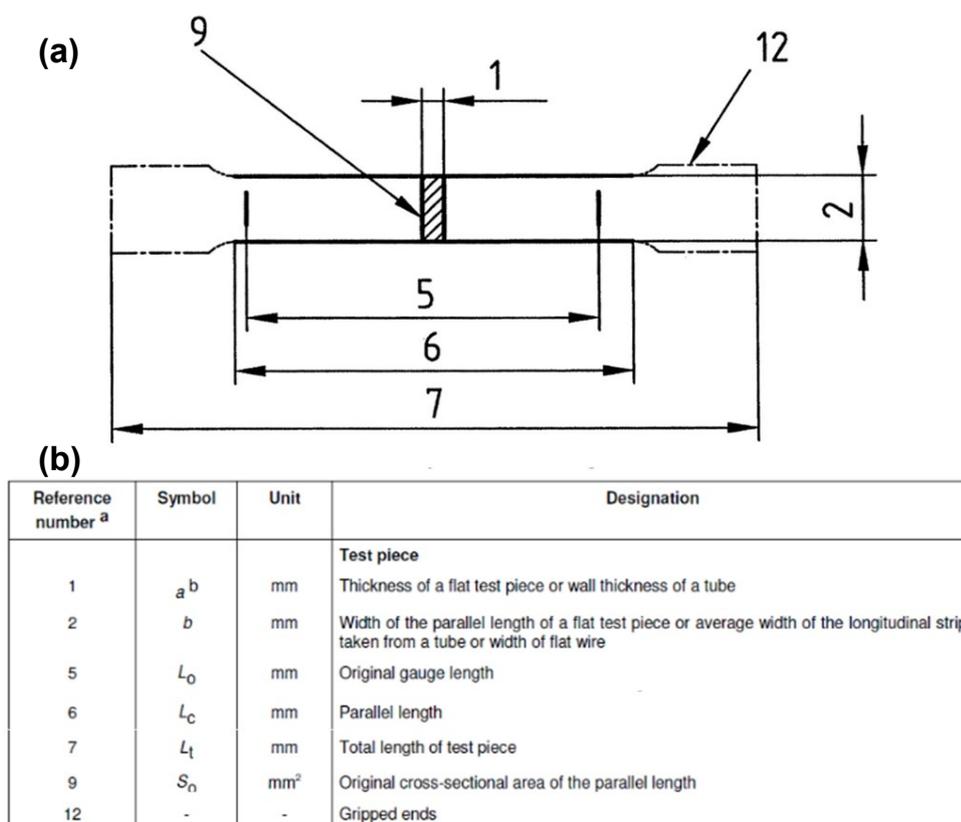


Figura 2.4: (a) Geometria del provino piatto per prova di trazione e (b) relativa designazione [15]

Per ogni condizione di prova, sono stati testati almeno tre provini scelti casualmente tra quelli prodotti per ogni lega. La prova è stata condotta applicando una velocità di

deformazione di 10^{-3} s^{-1} e misurandone la deformazione tramite un estensimetro da 25 mm. In appendice sono riportati i diagrammi ottenuti dalle prove di trazione.

Per determinare quanto la durezza della lega fosse influenzata dalla percentuale in peso di zinco, è stata eseguita una prova di durezza Brinell, sulla sezione trasversale del tratto utile dei campioni sottoposti a 21 giorni di invecchiamento naturale. La prova è stata condotta con carico di 62.5 kgf, un tempo di applicazione di 15 s, e tramite un penetratore sferico in acciaio temprato dal diametro di 2.5 mm.

Inoltre, per determinare la durezza della matrice $\alpha\text{-Al}$ in funzione del tenore di zinco, è stata eseguita una prova di microdurezza Vickers, applicando un carico di 0.005 kgf per un tempo di 10 s nella sezione trasversale dei campioni sottoposti a 21 giorni di invecchiamento.

Infine, alcuni campioni, scelti casualmente e in numero sufficiente da poter trarre delle conclusioni statistiche, sono stati sottoposti ad un'indagine ai raggi X per verificare la distribuzione e la quantità di difetti di colata all'interno dei provini. I parametri d'analisi di voltaggio e corrente sono stati impostati a 100.00 kV e 1 mA.

2.3. Prove metallografiche

Un campione per ogni lega è stato sottoposto ad un'analisi metallografica, per analizzare le variazioni microstrutturali al variare del tenore di zinco. Si è estratta una sezione trasversale dal tratto utile del provino per la prova di trazione, la quale è stata successivamente inglobata a freddo in una soluzione di resina poliesteri.

Successivamente, i campioni sono stati lucidati con le carte abrasive seguendo la procedura di preparazione metallografica standard, inclusi i passaggi finali sul panno con pasta diamantata da $6 \mu\text{m}$ e sul panno con ossido di silice colloidale. A seguito di questi passaggi, è stata effettuata una prima analisi metallografica al microscopio ottico, per studiare la microstruttura delle leghe prodotte e misurare lo SDAS della matrice $\alpha\text{-Al}$. La misurazione dello SDAS è stata eseguita tramite l'ausilio di un software di analisi d'immagine, il quale ha permesso la misurazione con linee di quota apposite delle distanze tra i vari bracci secondari delle dendriti; tale operazione è stata ripetuta per 30-40 volte su ogni campione, acquisendo micrografie contigue di dimensione $240 \times 170 \mu\text{m}^2$. Il valore dello SDAS finale è stato ottenuto calcolando la media dei valori rilevati su un'area complessiva per ogni campione di $0.266 \times 10^6 \mu\text{m}^2$.

Il software per l'analisi d'immagine ha inoltre permesso di quantificare la frazione eutettica e l'area occupata dai composti ricchi in ferro. Per evidenziare i composti ricchi in ferro i campioni sono stati immersi in una soluzione acquosa col 10% di acido solforico, riscaldata a 70 °C. Per l'analisi della struttura eutettica i campioni sono stati invece attaccati a 70 °C in una soluzione composta da 60 ml H₂O, 10 g NaOH, and 5 g K₃Fe(CN)₆ . Per ogni campione è stata analizzata un'area complessiva di oltre 4 mm², ottenuta analizzando micrografie contigue da 0.25 x 0.18 mm².

3. Risultati

3.1. Microstruttura

La composizione di ogni lega ottenuta dalla colata è stata verificata allo spettrometro di massa, ottenendo i risultati riportati in Tabella 3.1.

Tabella 3.1: Composizione chimica delle leghe prodotte (% p/p)

	LB	3% Zn	5% Zn	8% Zn
Si	6.45	6.29	6.26	6.04
Fe	0.665	0.650	0.644	0.623
Cu	2.20	1.95	1.98	1.86
Mn	0.374	0.371	0.379	0.374
Mg	0.423	0.411	0.406	0.37
Zn	0.69	3.01	5.12	8.06
Ti	0.165	0.154	0.159	0.151
Sr	0.0195	0.0185	0.0203	0.0140
B	0.0046	0.0046	0.0048	0.0047
Al	bil.	Bil.	Bil.	Bil.

In Figura 3.1 è mostrata la tipica microstruttura della lega AlSi7Cu2Mg: una matrice α -Al dendritica, da una struttura eutettica Al-Si, e precipitati ricchi in Fe e Cu. Le particelle di Si sono fini, con una morfologia fibrosa e una dimensione media di 1.5 ± 1 μm . I precipitati ricchi in Fe hanno forma aciculare e sono uniformemente distribuiti nel materiale.

Lo SDAS è pari a 12 ± 2 μm in ogni lega, indipendente dall'aggiunta di Zn.

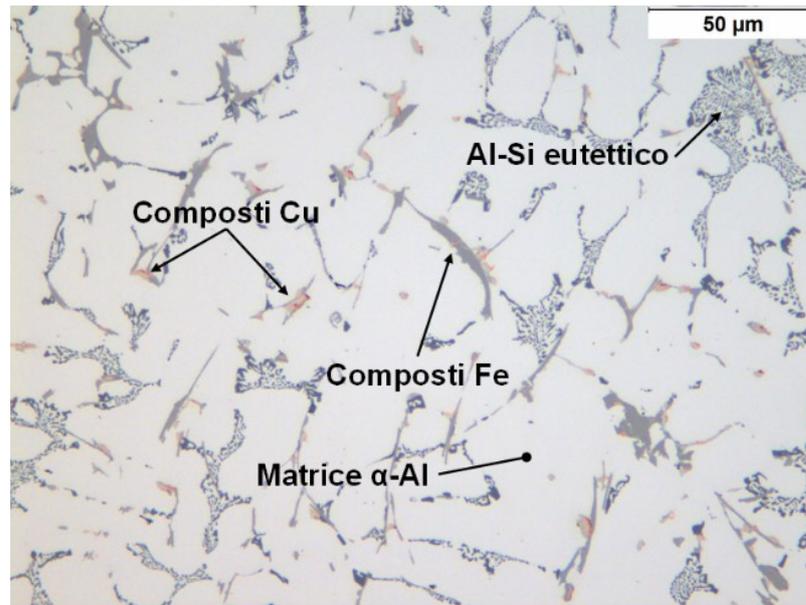


Figura 3.1: Microstruttura della lega di partenza AlSi7Cu2Mg

All'aumentare della concentrazione di zinco in lega, si possono osservare dei sostanziali cambiamenti della microstruttura della lega, come mostrato in Figura 3.2. Nonostante la dimensione media delle particelle di Si rimanga pressoché costante, la struttura eutettica aumenta con l'aumentare del tenore di Zn. Inoltre, al crescere dello zinco, aumenta la precipitazione di composti aciculari ricchi in ferro.

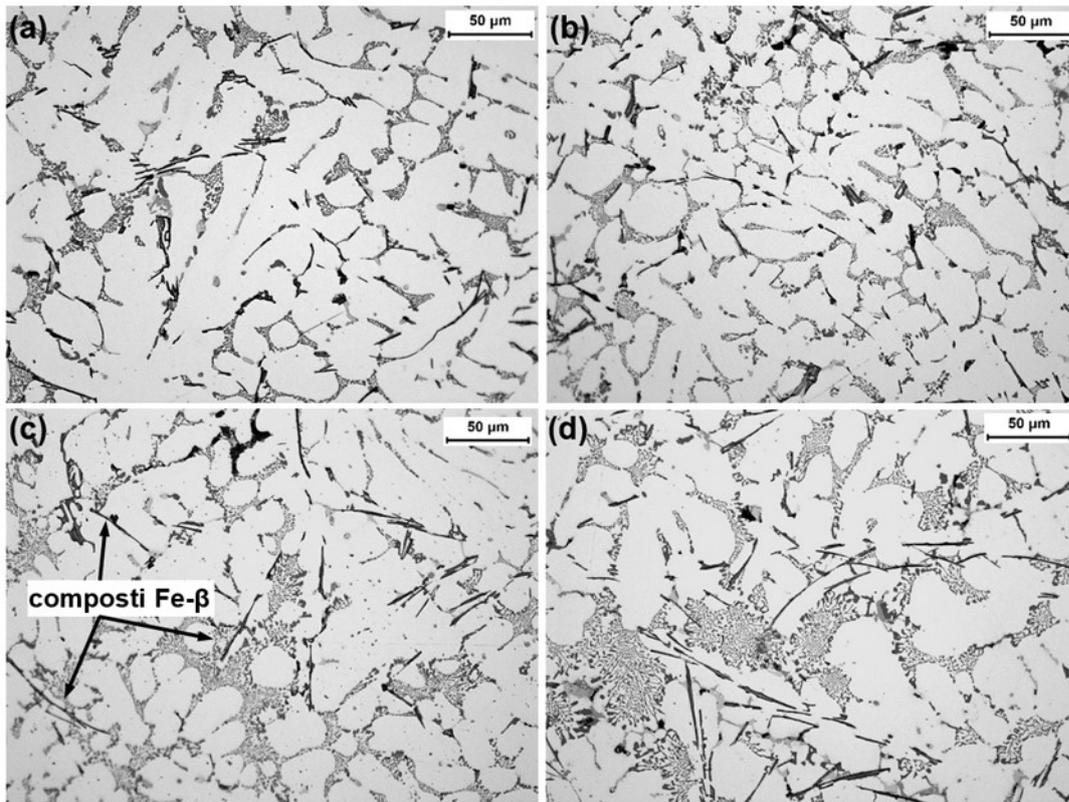


Figura 3.2: Microstrutture dopo l'attacco chimico per evidenziare i composti ricchi in Fe. **(a)** lega base (0,73% Zn), **(b)** 3% Zn, **(c)** 5% Zn, **(d)** 8% Zn

La Figura 3.3, riporta l'andamento della frazione eutettica e dell'area occupata da composti ricchi in Fe in funzione del tenore di zinco. Si può notare come la struttura eutettica aumenti significativamente da 26% a 36% quando il tenore di Zn in lega cresce da 0.73% al 3%. Un ulteriore incremento della quantità di Zn in lega induce un aumento della frazione di eutettico meno repentino, arrivando a un valore di 0,39 per una concentrazione di Zn dell'8% in peso. Anche la frazione d'area dei composti Fe- β cresce proporzionalmente con l'aumento di Zn, passando da un'area percentuale di 2.5% per la lega base a 3.9% della lega all'8% Zn. In particolare si ha un netto incremento quando la concentrazione passa dal 3% al 5% di zinco, dove la quantità dei composti in ferro cresce da 2.7% a 3.6%.

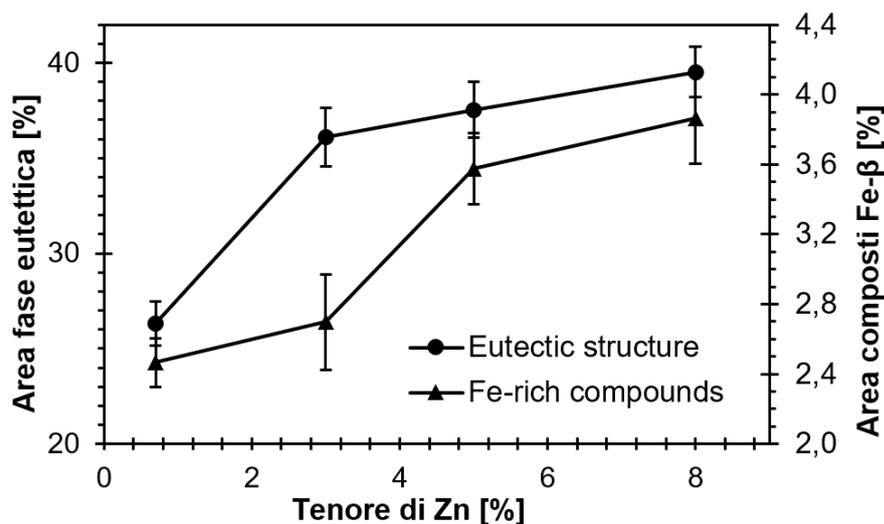


Figura 3.3: Frazione eutettica [%] e dei composti ricchi in Fe [%] in funzione del tenore di Zn

I risultati microstrutturali hanno confermato quanto ottenuto in letteratura: un aumento del tenore di Zn in lega comporta una crescita della struttura eutettica e una maggior precipitazione di composti Fe- β . In particolare, l'aumento della frazione d'area della struttura eutettica è stato dimostrato [13] che è dovuto al fatto che un maggior tenore di Zn in lega sposta il punto di eutettico del diagramma di stato Al-Si verso un maggior contenuto di Si, inoltre viene abbassata la temperatura del punto di eutettico. Ciò risulta in un aumento della struttura eutettica e in un incremento del volume di particelle di Si nella struttura eutettica. Nel presente lavoro di tesi, nonostante le dimensioni delle particelle di Si eutettico restino invariate, si ha un aumento della frazione d'area della struttura eutettica. La formazione di particelle di Si grossolane è stata prevenuta aggiungendo al materiale elementi modificanti del Si eutettico come lo Sr. L'andamento crescente dei precipitati Fe- β in funzione del tenore di Zn può essere spiegato da un punto di vista termodinamico, infatti elevate quantità di Zn tendono a stabilizzare delle fasi ricche in Fe di forma aciculare, promuovendo la formazione di composti Fe- β .

3.2. Proprietà meccaniche

In Figura 3.4, 3.5 e 3.6 sono mostrate la tensione di snervamento, l'allungamento a rottura e la tensione a rottura in funzione del tenore di zinco e del tempo di invecchiamento naturale.

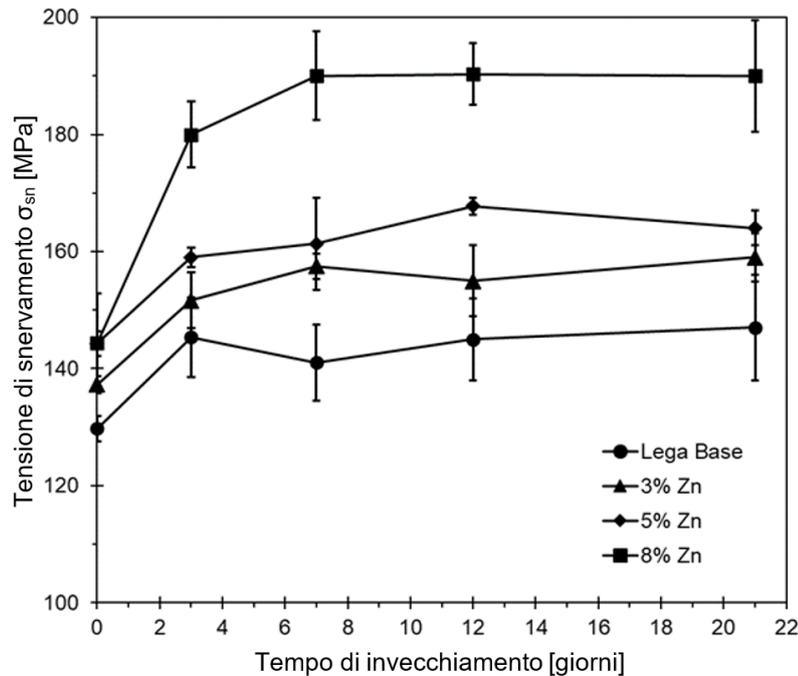


Figura 3.4: Evoluzione della tensione di snervamento in funzione di tempo di invecchiamento naturale e del tenore di Zn

In Figura 3.4 si può vedere come la tensione di snervamento (σ_{sn}) aumenti con l'aggiunta di Zn in lega, in accordo con altri studi [13] [17]. Indipendentemente dal tenore di zinco, σ_{sn} mostra lo stesso andamento all'aumentare del tempo di invecchiamento: un rapido aumento iniziale seguito da un plateau.

La quantità di zinco in lega influenza sia il valore iniziale della tensione di snervamento che i giorni di invecchiamento necessari al raggiungimento del plateau. Infatti la lega che presenta 8% di zinco, aumenta la sua tensione di snervamento da 144 a 180 MPa dopo tre giorni di invecchiamento naturale e raggiunge un plateau a ~190 MPa dopo 7 giorni di trattamento. Le leghe contenenti una quantità minore di zinco presentano invece un minor aumento della proprietà e richiedono tempi maggiori per il raggiungimento del plateau.

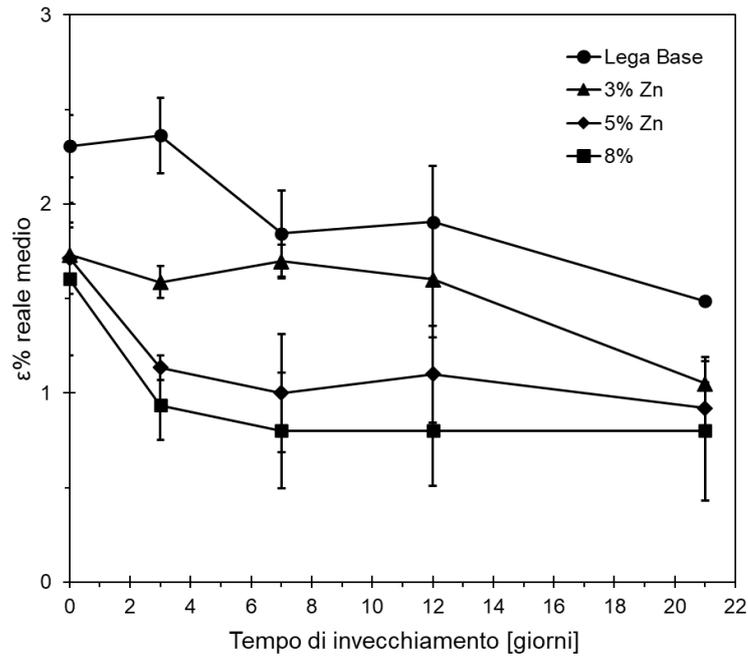


Figura 3.5: Andamento dell'allungamento % a rottura in funzione di tempo di invecchiamento naturale e del tenore di Zn

La Figura 3.5 mostra invece il comportamento dell'allungamento percentuale a rottura in funzione del tenore di Zn e del tempo di invecchiamento. In generale, la duttilità della lega diminuisce all'aumentare della quantità di zinco e del tempo di invecchiamento. Dopo circa 7 giorni di invecchiamento l'allungamento a rottura della lega base e di quella con 3% di Zn continua a decrescere, mentre si stabilizza a circa 0.9% nelle leghe con 5% e 8% di Zn.

Allo stato colato, l'aggiunta di zinco comporta un significativo decremento dell'allungamento a rottura, infatti diminuisce da 2.3% nella lega base a 1.6% dopo l'aggiunta dell'8% Zn. L'aggiunta di Zn, infatti, non solo rafforza il materiale per precipitazione e soluzione solida, ma favorisce anche la precipitazione di composti aciculari Fe-β, che aumentano la fragilità della lega, diminuendo significativamente l'allungamento a rottura [16].

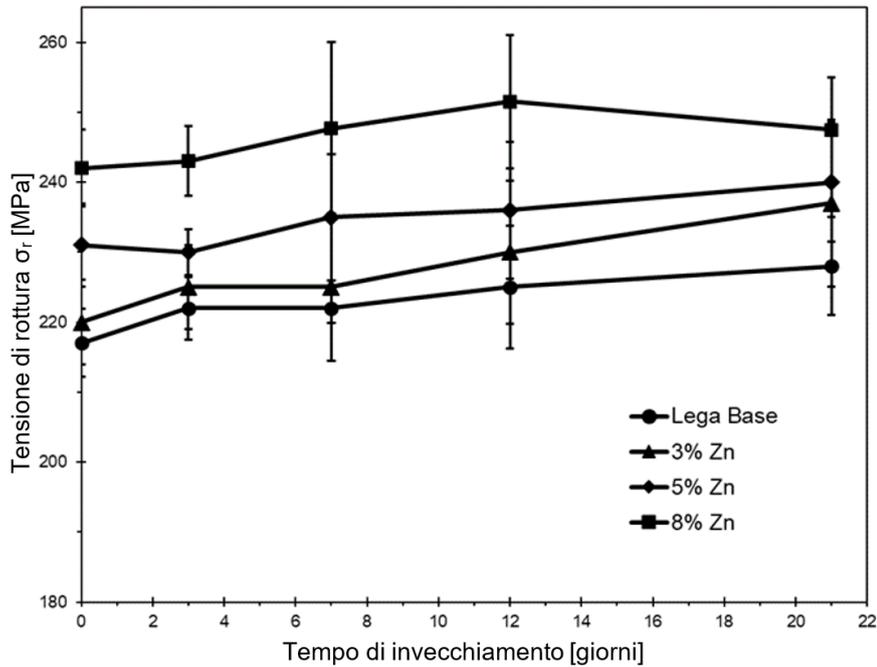


Figura 3.6: Evoluzione della tensione di rottura in funzione di tempo di invecchiamento naturale e tenore di Zn

La Figura 3.6 mostra infine il comportamento della tensione di rottura, che aumenta al crescere del tenore di Zn in lega, in accordo con altri studi [13]. A parità di tempo di invecchiamento, la tensione di rottura passa da 217 MPa della lega base a 242 MPa della lega all'8% di Zn nella condizione as cast. Inoltre si può osservare come all'aumentare del tempo di invecchiamento naturale, la tensione di rottura tenda leggermente a crescere indistintamente dal tenore di Zn in lega.

La deviazione standard della tensione di snervamento è più bassa rispetto a quelle dell'allungamento a rottura e della tensione di rottura, in quanto quest'ultime risentono della distribuzione dei difetti all'interno del provino. La Figura 3.7 mostra le immagini radiografiche di alcuni provini prima del test di trazione. Si può notare come la porosità non sia relegata alla zona di afferraggio, ma sia anche presente all'interno del tratto utile, comportando la rottura prematura del provino durante il test di trazione. Tali difetti si sono probabilmente formati durante il processo di colata a causa della formazione e dell'intrappolamento di bifilm di ossido.

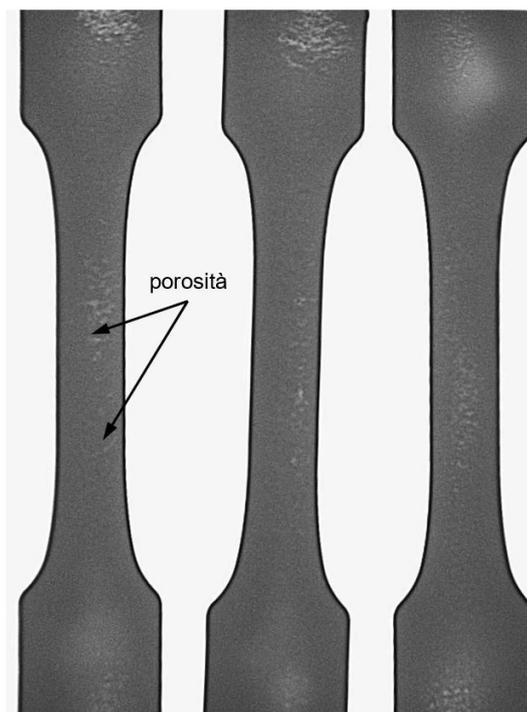


Figura 3.7: Provini di trazione analizzati ai raggi x: sono evidenziate le porosità

Le prove di durezza e microdurezza hanno evidenziato che l'aggiunta di Zn aumenta sia la durezza della lega $AlSi7Cu2$, sia la microdurezza della fase $\alpha-Al$. Come mostrato in Figura 3.8, la durezza cresce quasi linearmente con l'aumento dello zinco in lega, da 86 ± 2 HB per la lega base a 102 ± 1 HB per la lega con 8% Zn. Analogamente, la microdurezza della matrice mostra lo stesso andamento lineare crescente: da 65 ± 1 HV per la lega base a 85 ± 2 HV per la lega con 8% Zn.

L'aggiunta di zinco infatti permette un rafforzamento della lega base sia per soluzione solida che per precipitazione di fase.

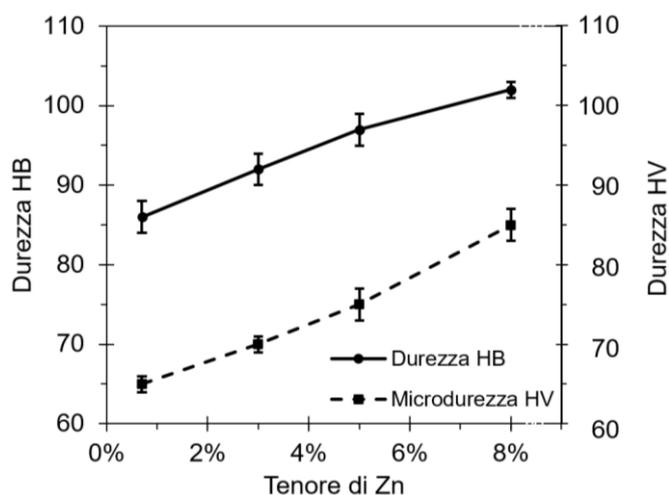


Figura 3.8: Valori di durezza e microdurezza in funzione del tenore di Zn

4. Conclusioni

In questo lavoro di tesi è stato studiato l'effetto dell'aggiunta di zinco sulle proprietà meccaniche e microstrutturali di una lega AlSi7Cu2Mg. Si possono trarre le seguenti conclusioni.

- L'aggiunta di zinco favorisce la formazione della struttura eutettica e la precipitazione di composti ricchi in ferro dalla morfologia aciculare e quindi infragilenti.
- La tensione di snervamento aumenta all'aumentare del tempo di invecchiamento naturale fino a raggiungere un plateau. Al contrario, l'allungamento a rottura diminuisce all'aumentare del tempo di invecchiamento. L'aggiunta di Zn in lega anticipa il punto d'inizio del plateau.
- L'allungamento a rottura diminuisce all'aumentare del tenore di Zn in lega, principalmente a causa della precipitazione di composti aciculari ricchi in Fe, che infragiliscono la lega.
- La durezza della lega e la microdurezza della matrice α -Al aumentano proporzionalmente al tenore di Zn in lega. L'aggiunta di Zn infatti favorisce il rafforzamento per soluzione solida e precipitazione di fase.

5. Bibliografia

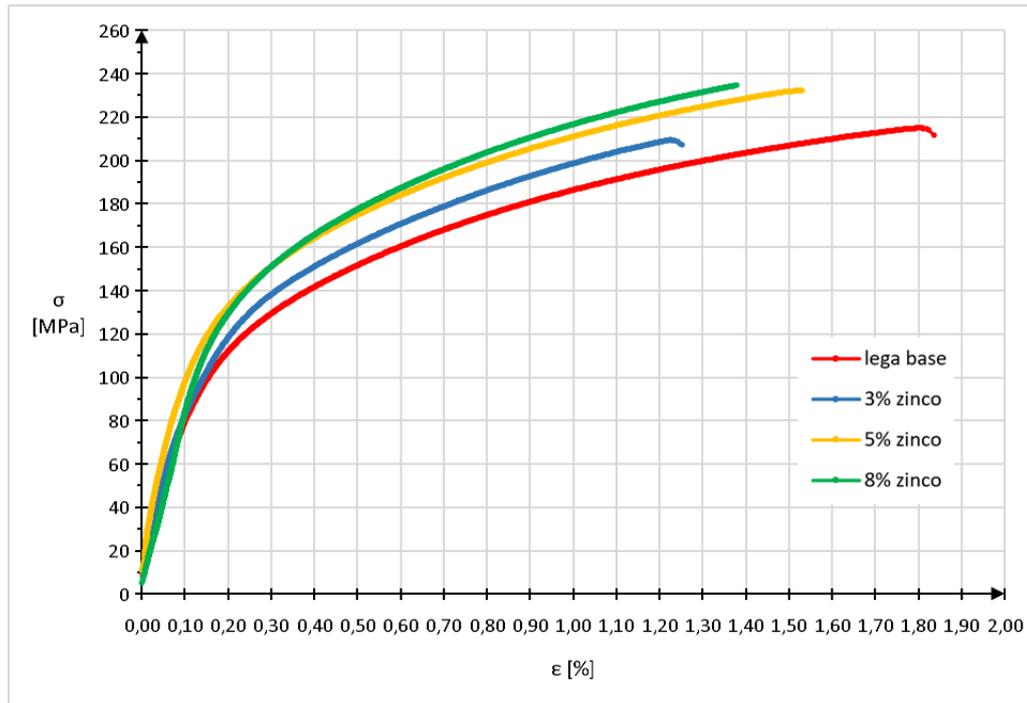
- [1] E. Lee Bray 2020 U.S. Geological Survey *Mineral Commodity Summaries*
- [2] I. Ceppici, “Scopriamo il mercato mondiale dell’alluminio”, LinkedIn, 2018
<https://it.linkedin.com/pulse/scopriamo-il-mercato-mondiale-dellalluminio-igino-ceppici>
- [3] Hirsch J 2011 Aluminium in innovative light-weight car design *Mater. Trans.*
- [4] ASM Handbook Vol. 3, “Alloy Phase Diagrams”, ASM International 2010
- [5] Timelli G, Fiorese E 2011 Metodi di neutralizzazione del Fe in leghe Al-Si da fonderia *Metal. Ital.*
- [6] Boniardi M V, Casaroli A 2013 L’alluminio e le sue leghe *Fa-Fe*
- [7] Castella C “Self-hardening alloys for automotive application” Facoltà di Ingegneria, Politecnico di Torino, 2015
- [8] Bonollo F, Ferro P, Timelli G 2013 Dispense di Materiali Metallici con Esercizi *Edizioni Libreria Progetto Padova*
- [9] Peter I, Rosso M, Castella C, Molina R 2014 Self-hardening alloys for automotive application *Mater. Sci. Forum*
- [10] Vicen M, Fabian P, Tillová E 2017 Self-hardening AlZn₁₀Si₈Mg aluminium alloy as an alternative replacement for AlSi7Mg0.3 aluminium alloy *Arch. Foundry Eng.*
- [11] Pezda J 2012 Heat Treatment of AlZn₁₀Si₇MgCu Alloy and its Effect on Change of Mechanical Properties *Arch. Foundry Eng.*
- [12] Tillová E, Ďuriníková E, Chalupová M 2011 Structural analysis of secondary AlZn₁₀Si₈Mg cast alloy *Acta Metall. Slovaca*
- [13] Alemdağ Y, Beder M 2014 Microstructural, mechanical and tribological properties of Al-7Si-(0-5)Zn alloys *Mater. Des.*
- [14] Alemdag Y, Beder M 2019 Effects of zinc content on strength and wear performance of Al-12Si-3Cu based alloy *T. Nonferr. Metal. Soc.*
- [15] BS EN 10002-1:2001 Metallic materials - Tensile testing. Method of test at ambient temperature
- [16] Závodská D, Kuchariková L, Tillová E, Guagliano M, Chalupová M, Uhrčík M and Belan J 2019 The effect of iron content on fatigue lifetime of AlZn₁₀Si₈Mg cast alloy *Int. J. Fatigue*

- [17] Li L, Ji S, Zhu Q, Wang Y, Dong X, Yang W, Midson S and Kang Y 2018 Effect of Zn concentration on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Zn Alloys processed by gravity die casting *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. and Mater. Sci.*

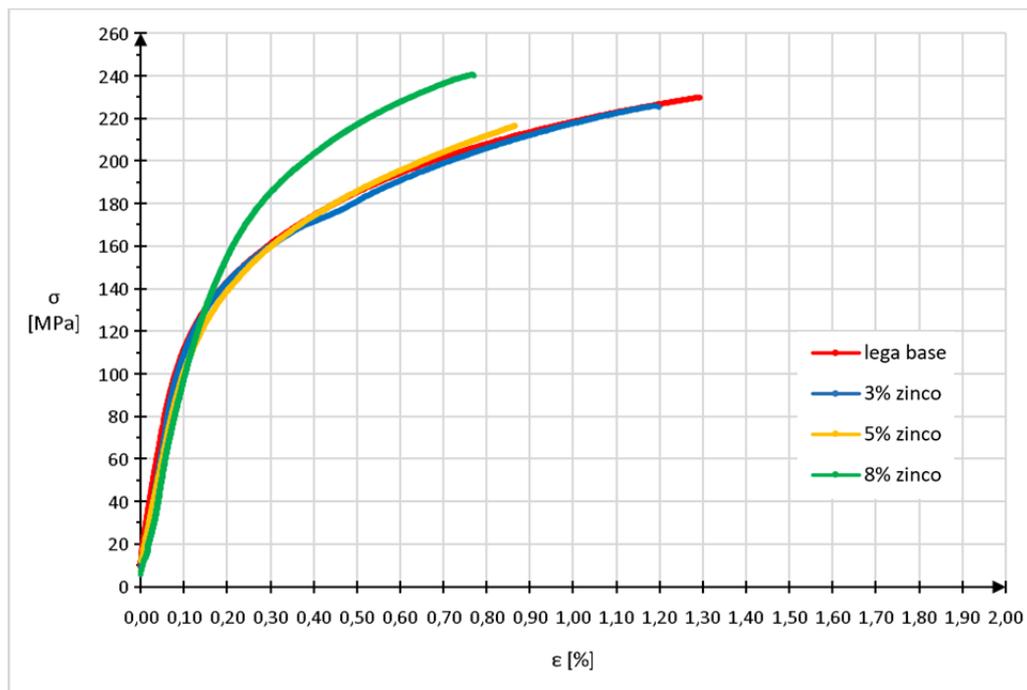
6. Appendice

In questo spazio vengono riportati i grafici della prova di trazione eseguita sui campioni, al variare del tenore di Zn in lega e al variare del tempo di invecchiamento naturale. Viene scelto un grafico significativo per ogni configurazione.

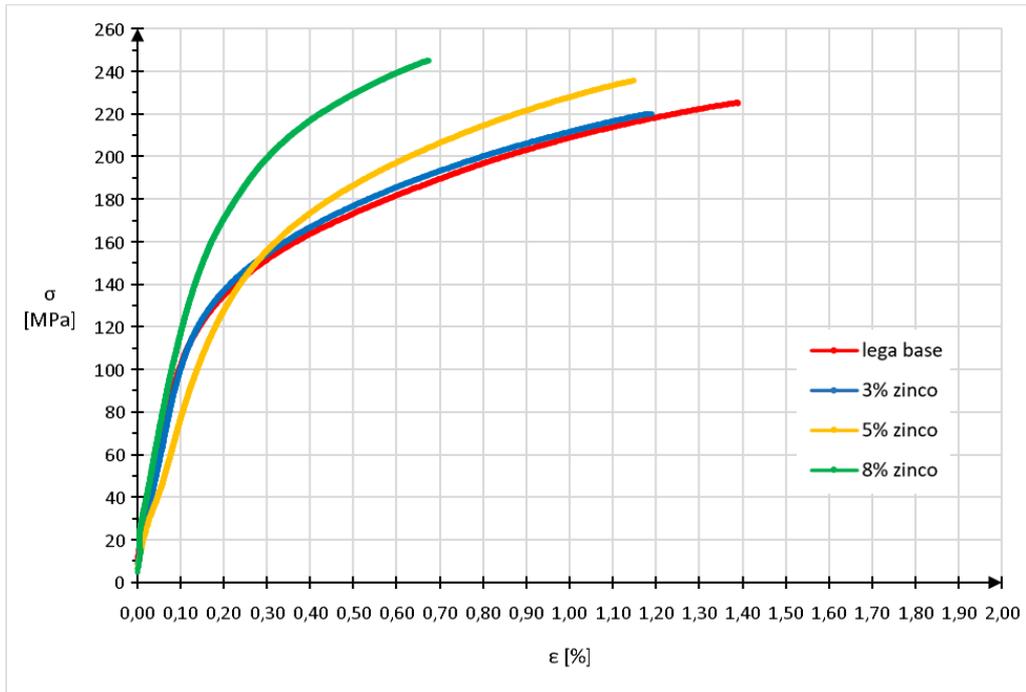
Stato colato



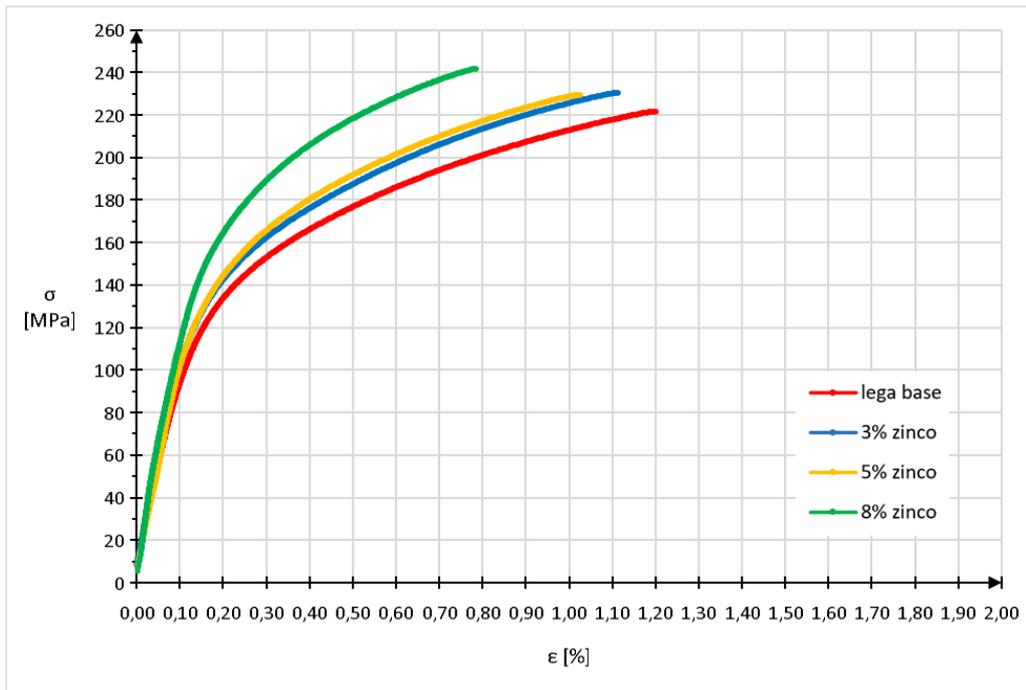
3 giorni



7 giorni



12 giorni



21 giorni

