

UNIVERSITA' POLITECNICA  
DELLE MARCHE



FACOLTA' DI INGEGNERIA

CORSO DI LAUREA TRIENNALE

In ingegneria meccanica

**Ruolo degli alliganti nei trattamenti termici di una lega Al-Zn-Cu-Mg**

Role of alligants in the heat treatments of an alloy Al-Zn-Cu-Mg

Relatore:

Prof. MARCELLO CABIBBO

Candidato:

ROBERTO SULPIZIO

a.a. 2018/2019

# INDICE

INTRODUZIONE	pag.3
CAPITOLO 1	
1.1 Alluminio e la storia della sua produzione	pag.5
1.2 Proprietà chimico-fisiche	pag.8
CAPITOLO 2	
2.1 Classificazione e nomenclatura dell'alluminio e le sue leghe	pag.9
2.2 Leghe da deformazione plastica	pag.9
2.3 Leghe da fonderia	pag.11
2.4 Tabelle e designazione delle principali leghe di alluminio e denominazioni commerciali	pag.12
CAPITOLO 3	
3.1 Elementi in lega e loro caratteristiche	pag.18
3.2 Meccanismi di rinforzo	pag.20
3.3 Modificazioni allo stato solido	pag.23
CAPITOLO 4	
4.1 Trattamenti termici	pag.28
4.2 Decomposizione della soluzione sovrasatura	pag.33
4.3 Sistemi di equilibrio dell'alluminio	pag.35

## CAPITOLO 5

- 5.1 Leghe 2xxx e 7xxx: proprietà fisiche, metallurgiche, tecnologiche e loro applicazioni pag.39
- 5.2 Analisi dettagliata di trattamenti termici di leghe 7xxx pag.41

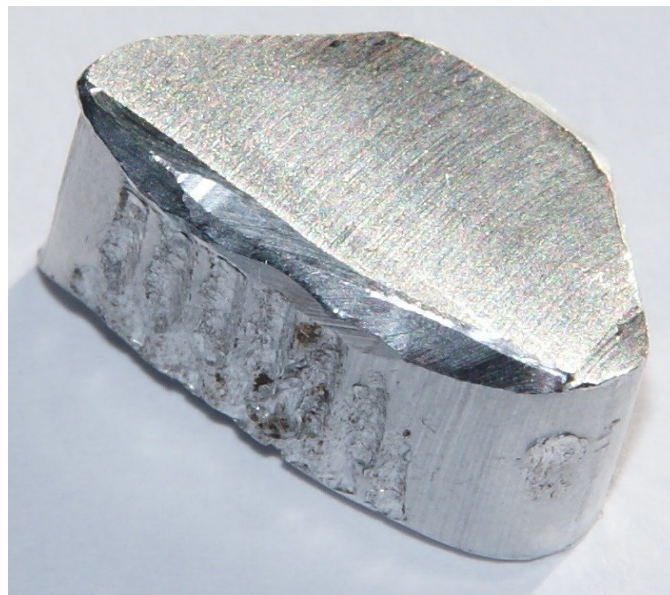
## BIBLIOGRAFIA E SITOGRAFIA

## RINGRAZIAMENTI

# INTRODUZIONE

L'obiettivo di questo lavoro è studiare ed indagare sulle leghe d'alluminio e il loro vastissimo campo di utilizzo grazie all'applicazione di particolari trattamenti termici e all'aggiunta di altri elementi di alligazione, nello specifico le leghe della serie AA7xxx.

L'alluminio, e soprattutto le sue leghe, sono infatti tra i materiali più importanti nell'ambito dell'ingegneria meccanica poiché grazie alle loro proprietà trovano applicazioni in tutti i settori come quello aeronautico, aerospaziale, motoristico e automobilistico.



La loro apprezzatissima versatilità è legata all'elevata resistenza meccanica specifica indotta dai trattamenti termici ed alla loro resistenza a corrosione, poiché subiscono un fenomeno di passivazione, che è pari a quella di un acciaio inox. Inoltre sono materiali molto duttili e lavorabili con peso circa tre volte inferiore a quello dell'acciaio ed alta conducibilità termica ed elettrica.

Quando venne scoperto un metodo efficace per la sua estrazione verso la fine dell'Ottocento, stavano avvenendo diversi cambiamenti radicali che ci hanno condotto al mondo in cui viviamo oggi.

Iniziavano a comparire i primi motori endotermici, la rete di distribuzione della corrente elettrica si stava espandendo e i primi esperimenti sul volo dei fratelli Wright portarono in auge l'alluminio fino a diventare un materiale chiave per l'epoca e per il futuro dello sviluppo tecnologico.

Nel 1936 fu introdotta la 7075, chiamata Ergal, considerata una delle leghe con maggior successo in campo aeronautico poiché con trattamenti termici mirati ad innalzare le caratteristiche meccaniche esse erano paragonabili a quelle di un acciaio.

In seguito alla grande crescita delle dimensioni degli aeromobili la 7075 non era più adatta alla loro realizzazione, così nel 1957 la ricerca portò alla comparsa della lega 7079 che aveva migliori proprietà su grandi spessori; tuttavia però risultava affetta da un'elevata velocità di propagazione delle cricche.

Questo difetto venne poi risolto nel 1991 con la 7055 che presentava una elevatissima resistenza alla corrosione con imponenti valori di resistenza a trazione.

Difatti il progresso in campo aeronautico è andato di pari passo con lo sviluppo dell'alluminio per poter creare strutture sempre più leggere, affidabili e resistenti; capaci di sopportare tali stress e sollecitazioni.

# CAPITOLO 1

## 1.1 L'alluminio e storia della sua produzione

Prima della scoperta dell'elettricità l'alluminio veniva ricavato da un processo termochimico dove avveniva la combustione e il composto si infiammava; da lì deve il suo nome, da *allumen* ovvero *alluminare*, portare luce, risplendere.

Infatti, vi sono tracce archeologiche che già dal 300 a.C. i greci e i romani usavano l'allume, un solfato di alluminio, che era un minerale naturale fondamentale per l'industria tessile come fissativo di colore, nella concia delle pelli, nella produzione del vetro e in medicina come astringente ed emostatico.

La scoperta che l'alluminio fosse un metallo risale al 1807 quando sir Humphrey Davy ipotizzò che l'allume dovesse essere un doppio sale composto da un metallo ancora sconosciuto.

Pochi anni dopo un chimico e fisico danese riuscì ad isolare l'alluminio in forma impura, partendo dal minerale tramite un processo termochimico molto complesso e costoso.

Le sue ricerche vennero portate avanti da Friedrich Wohler ma si riuscì ad ottenere alluminio quasi puro solo anni dopo, che consentirono di determinare le proprietà di questo metallo che subito affascinarono il mondo.

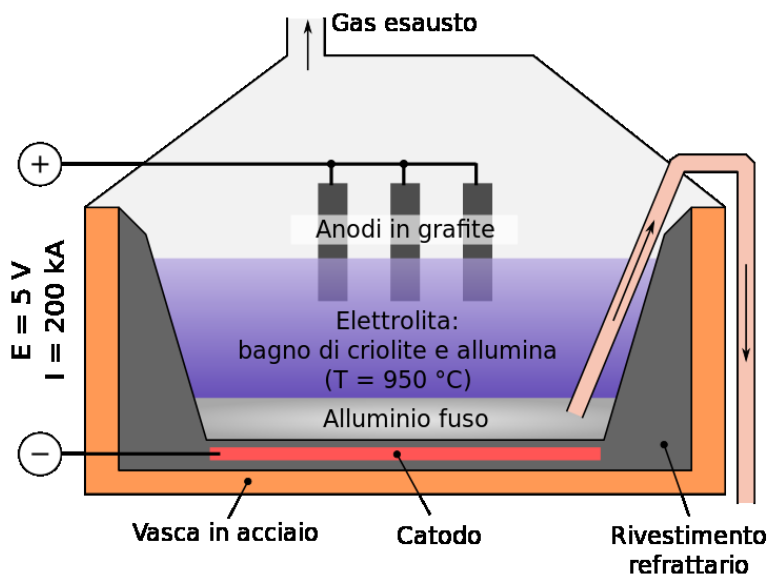
Fino alla seconda metà dell'Ottocento l'alluminio veniva ancora ottenuto in laboratorio, tanto che in questo periodo il suo prezzo era superiore a quello dell'oro e del platino.

Solo nel 1886 l'americano Charles Martin Hall e il francese Paul Heroult arrivarono in modo indipendente e separato alla scoperta di un nuovo metodo per la produzione di alluminio tramite un processo elettrolitico partendo dall'allumina, un ossido di alluminio presente nella bauxite; un minerale che prende il suo nome dalla località francese da cui viene estratto (Les Baux).



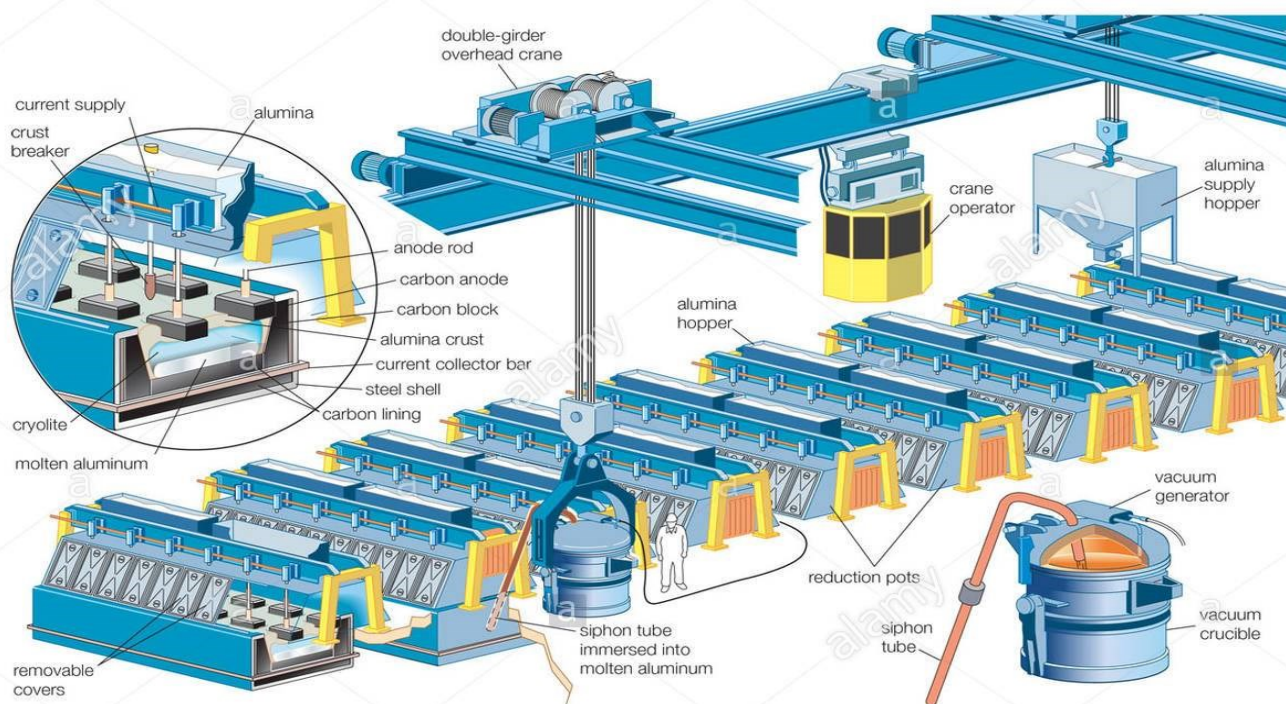
*(Roccia di bauxite).*

Nasce così il noto metodo Hall-Heroult che venne successivamente migliorato dal brevetto dell'austriaco Karl Bayer che trovò un metodo più efficiente per estrarre l'allumina dal minerale di bauxite.



Nel complesso tramite questo metodo Bayer la bauxite viene preparata e mescolata con soda caustica portando alla formazione di alluminato di sodio e fanghi rossi; i fanghi rossi sono un elemento di scarto che si deposita sul fondo per decantazione mentre l'alluminato di sodio si decompone in idrato di alluminio e idrossido di sodio.

L'idrossido di sodio viene recuperato e l'idrato di alluminio per calcinazione va a formare acqua e allumina che tramite il processo elettrolitico Hall-Heroult, dove all'interno di grandi vasche in acciaio che fungono da catodo e barre portacorrente che fungono da anodo immerse in un bagno di criolite, un sale complesso a base di alluminio, fluoro e sodio, insieme all'allumina ci consente di arrivare a produrre alluminio puro.



(Schema impiantistico del processo elettrolitico Hall-Heroult).



L'intero processo di produzione è molto costoso, per questo, nonostante la grande abbondanza di alluminio nella litosfera esso ha un prezzo di mercato molto elevato; infatti per produrre un chilogrammo di questo metallo occorrono circa 4 chilogrammi di bauxite e dai 13 ai 17 kWh di potenza elettrica, tant'è che la maggior parte degli stabilimenti adibiti alla produzione hanno dei contratti agevolati con le imprese erogatrici di elettricità oppure sorgono direttamente affiancate a delle centrali nucleari. Una parte davvero importante di questa industria è il recupero dai rifiuti, ovvero il riciclaggio; questa comune attività è estremamente conveniente e di fatto produrre un chilogrammo di alluminio pronto all'uso partendo da scarti costa meno di 1 kWh.



*(Immagini dell'impianto di produzione di alluminio "Emirates global aluminium" in Arabia Saudita; uno dei cinque maggiori produttori di alluminio primario al mondo.)*



## 1.2 Proprietà chimico-fisiche

L'alluminio è il tredicesimo elemento presente sulla tavola periodica, è un metallo leggero di color argenteo, duttile e malleabile con reticolo cristallino cubico a facce centrate che non cambia mai orientamento, ovvero non subisce allotropia. Ha una temperatura di fusione di 660°C con elevata conducibilità termica ed elettrica. È diffuso in natura sotto forma di ossido idrato da cui si ricava.

L'alluminio ha una forte affinità con l'ossigeno con cui forma un ossido superficiale  $Al_2O_3$ . Questo sottile strato di ossido è impenetrabile e protegge il metallo sottostante da corrosione; questo fenomeno prende il nome di passivazione e diminuisce di efficacia all'aumentare della quantità degli elementi in lega.

Mentre invece dal punto di vista ingegneristico e tecnologico l'alluminio e le sue leghe presentano delle ottime proprietà meccaniche e fisiche. Di fatto hanno un modulo di elasticità longitudinale pari a circa 60000-70000 N/mm<sup>2</sup>, circa un terzo di quello dell'acciaio ma con un peso ed una densità sempre tre volte inferiore. Il coefficiente di espansione termica è circa  $2,4 \cdot 10^{-5} K^{-1}$  ma anche esso è fortemente influenzato dagli elementi di alligazione e la loro quantità. In generale però ha un'ottima lavorabilità ed elevata attitudine ad essere imbutito, estruso, trafilato e laminato in fogli sottilissimi grazie alla sua malleabilità e duttilità a caldo e freddo, inoltre possedendo anche una buona truciolabilità è idoneo anche ad essere lavorato alle macchine utensili per asportazione di truciolo e possedendo un punto di fusione relativamente basso viene utilizzato anche come materiale in fonderia poiché ha spiccata colabilità e fusibilità, ovvero la capacità di un materiale di riempire una forma di fonderia allo stato liquido con bassi ritiri volumetrici durante la solidificazione. Inoltre, l'alluminio è un materiale amagnetico che lo rende idoneo per tutte le applicazioni in campo elettronico o dove c'è necessità di sopportare elevati voltaggi.

Però anche l'alluminio come ogni moneta presenta due facce, ovvero ha dei limiti ai suoi pregi quali ad esempio l'assenza di limite a fatica, quindi dalle curve di Wohler non si ricava un valore di tensione al quale le curve stesse sono asintotiche. Subiscono una forte riduzione delle proprietà meccaniche già a circa 200°C; hanno una bassa resistenza al creep perciò presentano una scarsa durevolezza se sottoposti a sforzi costanti e prolungati ad elevate temperature. Ma la problematica di maggior spessore è la loro attitudine ad essere saldati assieme.

La bassa resistenza al creep e la caduta di proprietà meccaniche oltre i 200°C possono essere imputabili al relativamente basso punto di fusione e alle modeste temperature a cui vengono effettuati i trattamenti termici delle leghe. La limitata saldabilità è dovuta invece alla distinta conducibilità termica che favorisce l'innalzamento della temperatura anche in zone più lontane dal bagno di fusione alterando così la struttura cristallina e di conseguenza anche la resistenza in quelle porzioni di materiale generando anche tensioni interne dovute al ritiro che sovraccaricano la giunzione e i suoi dintorni infragilendola. Un'altra problematica che si incontra durante l'operazione di saldatura è la spiccata tendenza dell'alluminio allo stato liquido di formare rapidamente strati di ossido che ricoprono il bagno ostacolando la saldatura (perché  $Al_2O_3$  ha un alto punto di fusione) e tendono ad essere inglobati nel bagno fuso rendendo disomogenea la struttura e abbassandone appunto le proprietà. Per ridurre questi inconvenienti si utilizzano particolari metodi di saldatura come il TIG o MIG che sono rapide ed utilizzano un gas inerte che protegge il metallo e riduce la formazione di ossidi.

## CAPITOLO 2

### 2.1 Classificazione e nomenclatura dell'alluminio e delle sue leghe

La prima vera importante distinzione secondo lo standard di Aluminium Association è basata sul processo produttivo tecnologico che ci consente di lavorarle, e vengono perciò inizialmente suddivise in:

- Leghe da fonderia, impiegate per la realizzazione di getti partendo dalla lega allo stato fuso e successiva solidificazione.
- Leghe da deformazione plastica, impiegate per la realizzazione di semilavorati o prodotti finiti mediante processi di deformazione a freddo o a caldo come ad esempio estrusione, laminazione, trafilatura, forgiatura...che contribuiscono ad aumentarne le proprietà meccaniche.

È di fatto risaputo che a parità di lega o materiale in esame che viene lavorata per fonderia e per deformazione plastica, il massello deformato plasticamente possiederà spiccate proprietà meccaniche rispetto allo stesso materiale lavorato per fonderia.

Per definire ulteriormente una lega bisogna specificare la sua composizione chimica e la sua storia termica, in altre parole specificare quali trattamenti termici ha subito.

### 2.2 Leghe da deformazione plastica

Sono identificate da un numero di 4 cifre, di cui la prima identifica il principale elemento in lega ed è utilizzata per descrivere l'intera famiglia di leghe caratterizzata da tale elemento:

- Il gruppo 1000 o 1XXX individua l'alluminio commercialmente puro al 99,00% che nonostante la notevole affinità con l'ossigeno possiede una buona resistenza a corrosione dovuta allo strato protettivo di ossidi esterni molto resistente e compatto. Non vi è presenza di seconde fasi a causa della mancanza di leganti, quindi le proprietà sono molto scarse e vengono principalmente impiegate in ambito alimentare;
- Il gruppo 2000 o 2XXX individua leghe di alluminio con alto tenore di rame specialmente impiegate in ambito aerospaziale quando è richiesta una buona resistenza a fatica con un elevato rapporto potenza/peso con temperature di esercizio fino ai 150 °C. Queste leghe hanno caratteristiche meccaniche confrontabili con quelle degli acciai al carbonio, la loro resistenza a corrosione è però meno elevata di quella di altre leghe di alluminio, per tale motivo in applicazioni critiche vengono solitamente placcate con altre leghe di alluminio con migliore resistenza a corrosione;
- Il gruppo 3000 o 3XXX individua leghe di alluminio con la presenza di manganese;
- Il gruppo 4000 o 4XXX individua leghe di alluminio con la presenza di silicio che sono tuttavia poco diffuse ma si adattano bene alla produzione di getti e sono molto versatili;
- Il gruppo 5000 o 5XXX individua leghe di alluminio con la presenza di magnesio. Si prestano molto bene alla deformazione a freddo ed hanno una buona saldabilità, inoltre hanno un'elevata resistenza a corrosione e vengono perciò impiegate in ambiente marino o corrosivo come serbatoi per carburante, pannelli e componenti per il settore navale;

- Il gruppo 6000 o 6XXX individua leghe di alluminio con la presenza di magnesio e silicio. Hanno un'ottima lavorabilità alle macchine utensili, buona saldabilità e attitudine ad essere estrusi in profilati; di fatto si utilizzano in ambito navale, ferroviario, e nella costruzione di tubazioni, infissi ed arredi;
- Il gruppo 7000 o 7XXX individua leghe con la presenza di zinco, elemento con la più alta solubilità all'interno dell'alluminio. Sono le leghe più utilizzate in campo aerospaziale e nelle applicazioni strutturali di forza poiché consentono di raggiungere le più alte proprietà meccaniche tra tutte le leghe di alluminio; hanno una più che buona lavorabilità alle macchine utensili e possono inoltre essere estruse per la realizzazione di telai altamente resistenti capaci di sopportare elevatissime sollecitazioni;
- Il gruppo 8000 o 8XXX individua leghe di alluminio con la presenza di diversi elementi come ferro, stagno, litio, etc... Sono caratterizzate da un'eccellente resistenza a fatica e buona resistenza statica anche dopo il danneggiamento da impatto, restano inoltre molto tenaci anche a basse temperature. Tra le più importanti ricordiamo la 8090 a base di litio.

Le leghe da deformazione plastica possono inoltre essere suddivise in due ulteriori insiemi:

- Leghe trattabili termicamente, le cui proprietà meccaniche possono essere regolate ed alterate principalmente mediante trattamenti termici; poiché variando i parametri di temperatura e durata si possono ottenere diverse microstrutture e di conseguenza un vasto spettro di valori per le principali proprietà meccaniche di rilevanza. Le leghe che appartengono a questa classe sono quelle dei gruppi 2000, 6000, 7000 e 8000;
- Leghe non trattabili termicamente, le cui proprietà meccaniche possono essere alterate ed incrementate esclusivamente tramite processi di incrudimento e deformazione plastica. Tra queste si annotano le leghe dei gruppi 1000, 3000, 4000 e 5000.

Esistono poi delle lettere supplementari che indicano lo stato del materiale, essi sono:

- F indica che il materiale è un grezzo di produzione, senza nessun trattamento subito;
- O indica che il materiale si trova allo stato ricotto;
- W indica che il materiale si trova allo stato solubilizzato;
- H indica che il materiale si trova allo stato incrudito;
- T indica che il materiale è stato trattato termicamente.

Per specificare che tipo di trattamento termico ha subito il materiale la lettera T è sempre seguita da una lettera che denota e specifica la sequenza dei trattamenti termici subiti; i più comuni sono:

<b>Indicazione</b>	<b>Stato</b>
T1	Raffreddato al termine di un processo di formatura ad elevata temperatura ed invecchiato naturalmente.
T2	Raffreddato al termine di un processo di formatura ad elevata temperatura, lavorato a freddo ed invecchiato naturalmente.
T3	Solubilizzato, lavorato a freddo ed invecchiato naturalmente.
T4	Solubilizzato ed invecchiato naturalmente.

T5	Raffreddato al termine di un processo di formatura ad elevata temperatura ed invecchiato artificialmente.
T6	Solubilizzato ed invecchiato artificialmente.
T7	Solubilizzato e sovra-invecchiato.
T8	Solubilizzato, lavorato a freddo e invecchiato artificialmente.
T9	Solubilizzato, invecchiato artificialmente e lavorato a freddo.

Invece gli stati di incrudimento indicati con la lettera H sono seguiti da due numeri, la prima cifra indica i processi subiti, mentre la seconda cifra (se presente) indica il grado di incrudimento.

<i>n</i> <sup>o</sup>	<b>Prima cifra</b>	<b>Seconda cifra</b>
<b>1</b>	Incrudito.	-
<b>2</b>	Incrudito e parzialmente ricotto.	Incrudito del 25%.
<b>3</b>	Incrudito e stabilizzato con trattamento termico a bassa temperatura.	-
<b>4</b>	Incrudito e sottoposto a cicli di verniciatura in forno.	Incrudito del 50%.
<b>5</b>	-	-
<b>6</b>	-	Incrudito del 75%.
<b>7</b>	-	-
<b>8</b>	-	Incrudito del 100%.
<b>9</b>	-	Extra-incrudito.

## 2.3 Leghe da fonderia


Sono identificate da 3 cifre:


- Il gruppo 100 è alluminio puro al 99%;
- Il gruppo 200 contiene rame;
- Il gruppo 300 contiene silicio, rame e magnesio;
- Il gruppo 400 contiene silicio;
- Il gruppo 500 contiene magnesio;
- Il gruppo 700 contiene zinco;
- Il gruppo 800 contiene stagno;
- Il gruppo 900 contiene altri elementi.

## 2.4 Tabelle e designazione delle principali leghe di alluminio e denominazioni commerciali

Vengono riportate di seguito alcune tabelle con esempi di nomenclatura delle leghe di alluminio ed il nome con cui vengono commercialmente chiamate. Non tutte le leghe di alluminio hanno un nome commerciale, talvolta solo le più conosciute o impiegate, in ogni caso è comunque buona norma riferirsi sempre alla nomenclatura unificata e certificata.

(Le tabelle sotto riportate indicano il principale sistema di designazione delle leghe da lavorazione plastica)

ALLUMINIO PURO SUPERIORE AL 99%							
				<b>Caratteristiche lega</b> bassa resistenza meccanica, elevata formabilità, eccellente resistenza alla corrosione, elevata conducibilità termica ed elettrica.		<b>Applicazioni d'impiego</b> fabbricazione articoli casalinghi, segnaletica, impianti chimici rivestimenti e coperture, carpenteria leggera, scambiatori di calore imballaggio, industria, illuminotecnica, stampaggio, minuteria.	
Designazioni europee		Designazioni italiane		Usa	DIN Germania ex DIN	Francia ex Afnor	
Serie	Codifica Uni-En	Designazione Alfanumerica	Tabella Ex Uni	Ex Uni	Codifica Num A.A	Designazione Alfanumerica	Codifica Nf-Afnor
<b>SERIE 1000 AL</b>	EN AW-1200	EN AW-AI 99,0	3567	9001/1	1100	AL99	A4
	EN AW-1050A	EN AW-AI 99,5	4507	9001/2	1050	AL99,5	A5
	EN AW-1070A	EN AW-AI 99,7	4508	9001/3	1070	AL99,7	A7
	EN AW-1080A	EN AW-AI 99,8	4509	9001/4	1080	AL99,8	A8

LEGA ALLUMINIO RAME							
				<b>Caratteristiche lega</b> buona truciolabilità, elevata resistenza meccanica, bassa resistenza alla corrosione.		<b>Applicazioni d'impiego</b> prodotti per torneria, strutture per aeronautica, stampi per materie plastiche, automezzi militari.	
Designazioni europee		Designazioni italiane		Usa	DIN Germania ex DIN	Francia ex Afnor	
Serie	Codifica Uni-En	Designazione Alfanumerica	Tabella Ex Uni	Ex Uni	Codifica Num A.A	Designazione Alfanumerica	Codifica Nf-Afnor
<b>SERIE 2000 AL - CU</b>	EN AW-2117	EN AW-AICu2,6Mg0,05	3577	9001/1	2117	ALCu2,5Mg0,5	A-U2G
	EN AW-2017A	EN AW-AICu4MgSi(A)	3579	9001/2	2017	ALCuMg1	A-U4G
	EN AW-2014	EN AW-AICu4SiMg	3581	9001/3	2014	ALCuSiMn	A-U4SG
	EN AW-2024	EN AW-AICu4Mg1	3583	9001/4	2024	ALCuMg2	A-U4G1
	EN AW-2011	EN AW-AICu6BiPb	6362	9001/5	2011	ALCuBiPb	A-U5PbBi
	EN AW-2007	EN AW-AICu4PbMgMn	-	9001/8	-	ALCuMgPb	-
	EN AW-2618A	EN AW-AICu2Mg1,5Ni	3578	9001/6	2618	-	A-U2GN
	EN AW-2030	EN AW-AICu4PbMg	-	9001/3	-	ALCuMgPb	A-U4Pb



### LEGA ALLUMINIO-MANGANESE



#### Caratteristiche lega

medio bassa resistenza meccanica, buona resistenza alla corrosione.

#### Applicazioni d'impiego

strutture che richiedono buona resistenza alla corrosione, elettrodomestici, segnaletica stradale, trasporti, materiali per stampaggio.

Designazioni europee		Designazioni italiane		Usa	DIN Germania ex DIN	Francia ex Afnor	
Serie	Codifica Uni-En	Designazione Alfanumerica	Tabelle Ex Uni	Ex Uni	Codifica Num A.A	Designazione Alfanumerica	Codifica Nf-Afnor
<b>SERIE 3000 AL - MN</b>	EN AW-3103	EN AW-ALMn1	3568	9003/3	3103	ALMn1	-
	EN AW-3005	EN AW-ALMn1Mg0,5	-	9003/4	3005	ALMn1Mg0,5	A-MG0,5
	EN AW-3004	EN AW-ALMn1Mg1	6361	9003/2	3004	ALMn1Mg1	A-M1G
	EN AW-3003	EN AW-ALMn1Cu	7788	9001/1	3003	ALMnCu	A-M1

### LEGA ALLUMINIO-MAGNESIO




#### Caratteristiche lega


sufficiente resistenza meccanica, buona resistenza alla corrosione.

#### Applicazioni d'impiego

apparecchiature per industria chimica ed alimentare, utensileria domestica, mobili metallici, strutture idrauliche, bulloneria speciale, strutture saldate per atmosfera marina.

Designazioni europee		Designazioni italiane		Usa	DIN Germania ex DIN	Francia ex Afnor		
Serie	Codifica Uni-En	Designazione Alfanumerica	Tabelle Ex Uni	Ex Uni	Codifica Num A.A	Designazione Alfanumerica	Codifica Nf-Afnor	
<b>SERIE 5000 AL - MG</b>	EN AW-5005	EN AW-ALMg1(B)	5764	9005/1	5005	ALMg1	A-G0,6	
	EN AW-5050	EN AW-ALMg1,5(C)	3573	9005/7	5050	ALMg1,5	-	
	EN AW-5052	EN AW-ALMg2,5	3574	9005/2	5052	ALMg2,5	A-G2,5C	
	EN AW-5454	EN AW-ALMg3Mn	7789	9005/3	5454	ALMg2,7Mn	A-G2,5MC	
	EN AW-5154B	EN AW-ALMg3,5Mn0,3	3575	9005/8	5154	ALMg3	-	
	EN AW-5083	EN AW-ALMg4,5Mn0,7	7790	9005/5	5083	ALMg4,5Mn	A-G4,5MC	
	EN AW-5086	EN AW-ALMg4	5452	9005/4	5086	ALMg4Mn	A-G4MC	
	EN AW-5056A	EN AW-ALMg5	-	-	-	5056	ALMg5	A-G5
	EN AW-5754	EN AW-ALMg3	-	-	-	-	ALMg3	-

LEGA ALLUMINIO-MAGNESIO-SILICIO							
				<b>Caratteristiche lega</b> buona resistenza meccanica, buona resistenza alla corrosione.		<b>Applicazioni d'impiego</b> strutture che richiedono buona resistenza alla corrosione, elettrodomestici, segnaletica stradale, trasporti, materiali per stampaggio.	
Designazioni europee		Designazioni italiane		Usa	DIN Germania ex DIN	Francia ex Afnor	
Serie	Codifica Uni-En	Designazione Alfanumerica	Tabella Ex Uni	Ex Uni	Codifica Num A.A	Designazione Alfanumerica	Codifica Nf-Afnor
<b>SERIE 6000 AL-MG-SI</b>	EN AW-6060	EN AW-AMgSi	3569	9006/1	6063	ALMgSi0,5	A-GS
	EN AW-6012	EN AW-AMgSiPb	-	-	-	-	-
	EN AW-6763	EN AW-AMgSiCu	6359	9006/5	6463	-	-
	EN AW-6101	EN AW-AMgSi	3570	9006/3	-	-	-
	EN AW-6026	-	-	-	-	-	-
	EN AW-6061	EN AW-AMg1SiCu	6170	9006/2	6061	ALMgSiCu	A-GSUC
	EN AW-6082	EN AW-ASi1MgMn	3571	9006/4	6351	ALMgSi1	A-SGM0,7
	EN AW-6005/A	EN AW-ASiMg(A)	-	9006/6	6005A	ALMgSi0,7	A-SG0,5

LEGA ALLUMINIO-ZINCO							
				<b>Caratteristiche lega</b> lega alluminio-zinco, elevata resistenza meccanica, insufficiente resistenza alla corrosione.		<b>Applicazioni d'impiego</b> particolari strutturali per alta resistenza, strutture per aeronautica, prodotti ad elevata resistenza.	
Designazioni europee		Designazioni italiane		Usa	DIN Germania ex DIN	Francia ex Afnor	
Serie	Codifica Uni-En	Designazione Alfanumerica	Tabella Ex Uni	Ex Uni	Codifica Num A.A	Designazione Alfanumerica	Codifica Nf-Afnor
<b>SERIE 7000 AL-ZN</b>	EN AW-7003	EN AW-AIZn6Mg0,8Zr	-	9007/5	7003	-	-
	-	-	-	-	7079	ALZnMgCu0,5	A-Z4Gu
	EN AW-7020	EN AW-AIZn4,5Mg1	7791	9006/1	7020	ALZn4,5Mg1	A-Z5G
	EN AW-7075	EN AW-AIZn5,5MgCu	3735	9006/2	7075	ALZnMgCu1,5	A-ZGU
	EN AW-7012	EN AW-AIZn6Mg2Cu	-	9007/3	7012	-	-
	EN AW-7010	EN AW-AIZn6MgCu	-	9006/4	-	-	-

(Principali esemplificazioni di denominazioni commerciali di leghe di alluminio da trasformazione plastica)

<b>Denominazione commerciale</b>	<b>Tipo di lega ed impiego</b>	<b>Paese produttore</b>	<b>Note</b>
ACADAL	Lega per ossidazione anodica	Alumetal-Italia	
ADRIATICAL	Lega Al 31 Cu a media resistenza	Alfa Romeo-Italia	Obsoleta
ALDREY	Lega Al-Mg-Si per conduttori elettrici	Alusuisse-Svizzera	Per conduttori ad elevata resistenza meccanica
ALMELEC	Lega Al-Mg-Si per conduttori elettrici	Gruppo Pechiney-Francia	Per conduttori ad elevata resistenza meccanica
ALMHOFLEX	LEGA Al-Fe-Si per conduttori elettrici	Alumetal-Italia	Per cavetteria elettrica
ALUDUR	Denominazione generica per tutte le leghe da trasformazione plastica	Aluminium Münchenstein-Svizzera	Ogni lega ha un numero distintivo dopo la denominazione: ALUDUR 100=5005 ALUDUR 500=5050 ALUDUR 580=2024 ALUDUR 620=7075
ALUFLEX	Lega Al-Mg per conduttori elettrici	E.E. Kaye-Regno Unito	Per cavetteria elettrica
ALUMAN	Lega Al-Mn	Alusuisse-Svizzera	
ANTICORODAL	Leghe Al-Mg-Si di denominazione generica	Alusuisse-Svizzera L.L.L.-Italia Alluminio Italia-Italia	Ogni lega ha un numero distintivo dopo la denominazione: ANTICORODAL100=6082 ANTICORODAL062=6005 ANTICORODAL061=6061 ANTICORODAL063=6060
AVIONAL	Leghe Al-Cu-Mg-Si di denominazione generica	Alusuisse-Svizzera L.L.L.-Italia Alluminio Italia-Italia	Ogni lega ha un numero distintivo dopo la denominazione: AVIONAL100=2017 AVIONAL150=2024 AVIONAL660=2014
BRI	Leghe Al-Mg e Al-Mg-Si da brillantatura	L.L.L.-Italia Alluminio Italia-Italia	
CARPENTAL	Lega Al-Zn-Mg	Alumetal-Italia	
CHITONAL	Lega Al-Cu-Mg placcata	L.L.L.-Italia Alumetal-Italia	
CONSTRUCTAL	Leghe Al-Zn-Mg-Cu	V.A.W.-Germania	I numeri dopo la denominazione individuano le diverse leghe: CONSTRUCTAL21/51=7020 CONSTRUCTAL20/73=7075
DECOTAL 500	Lega da torneria	Alusuisse-Svizzera	
DUCTALEX	Lega Al-Cu-Mg per conduttori elettrici	Elektrocoppar-Svezia	
DURAL	Lega Al-Cu-Mg	Alcoa-USA	

DURALINOX	Leghe della serie 5000 di denominazione generica	Pechiney-Francia	Lettere e numeri dopo la denominazione indicano le diverse leghe: DURALINOX H4=5086 DURALINOX H3=5754
DURALITE	Leghe Al-Cu-Fe	L.L.L.-Italia Alumetal-Italia	
ERGAL	Leghe Al-Zn-Mg-Cu	L.L.L.-Italia Alluminio Italia-Italia	ERGAL 55=7075 ERGAL 65=7049 I placcati di ergal prendono il nome di ERGALPLAT
EXTRUDAL	Leghe Al-Mg-Si 0,5 da estrusione rapida	Alusuisse-Svizzera L.L.L.-Italia	Hanno composizione che rientra nei limiti della 6060
FLEXAL	Leghe Al-Fe per conduttori elettrici	Aluminium Norf-Germania	
HIDUMINIUM	Denominazione comune a tutte le leghe da trasformazione plastica	High Duty Alloys-Regno Unito	I numeri dopo la designazione identificano le diverse leghe: HIDUMINIUM 05=5083 HIDUMINIUM 46=6060 HIDUMINIUM 44=6082 HIDUMINIUM 45=7020
HIPERAL	Alluminio super puro	Italia	
IRIDAL	Lega Al-Si-Mg per ossidazione anodica	Alumetal-Italia	
ITALLUMAG	Leghe Al-Mg di denominazione generica	T.L.M.-Italia	I numeri dopo la designazione identificano le diverse leghe: ITALLUMAG 10=5005 ITALLUMAG 44=5086 ITALLUMAG 50=5056
KORROFESTAL	Leghe Al-Mg-Si	Aluminium Münchenstein-Svizzera	
MANGAL	Leghe Al-Mn	V.A.W.-Germania	
PERALUMAN	Leghe Al-Mg	Alusuisse-Svizzera L.L.L.-Italia	I numeri dopo la designazione identificano le diverse leghe: PERALUMAN 250=5052 PERALUMAN 410=5086 PERALUMAN 500=5056
PERUNAL	Leghe Al-Zn-Mg-Cu	Alusuisse-Svizzera	PERUNAL 215=7075
PLATERGAL	Lega Al-Zn per placature	L.L.L.-Italia	
RAFFINAL	Alluminio super puro	Alusuisse-Svizzera V.A.W.-Germania	
RAPIDEX	Leghe Al-Mg-Si per estrusione rapida	Alusuisse-Svizzera	
RECIDAL	Lega Al-Cu-Sn-Pb da torneria	L.L.L.-Italia Alluminio Italia-Italia	
REFLECTAL	Lega Al-Mg da brillantatura	Alusuisse-Svizzera	REFLECTAL 050 con 0,5% di Mg
RENAL	Leghe da brillantatura	Erbslöh-Germania	I numeri dopo la designazione identificano le diverse leghe: RENAL 000=1099

			RENAL 050=5007 RENAL 100=5008
SUPRAL	Lega Al-Cu-Zr super plastica	British Aluminium Company-Regno Unito	
UNIDAL	Lega Al-5Zn-1Mg	L.L.L.-Italia	7005
UNIDUR	Leghe Al-Zn-Mg	Alusuisse-Svizzera L.L.L.-Italia	UNIDUR 100=Al-4,5Zn-1Mg
ZERGAL	Leghe Al-Zn-Mg-Cu +Zr	Alumetal-Italia	ZERGAL 3=7012 ZERGAL 4=7010
ZICRAL	Leghe Al-Zn-Mg-Cu	Pechiney-Francia	ZICRAL 5=7075 ZICRAL 8=7049



## CAPITOLO 3

### 3.1 Elementi in lega e loro caratteristiche

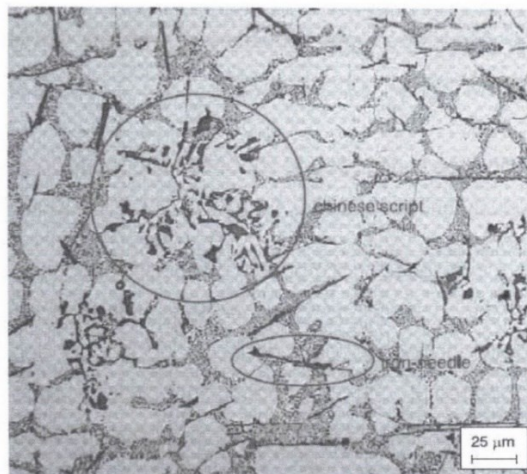
Come abbiamo visto l'alluminio puro non ha grandi proprietà e caratteristiche meccaniche di così alto pregio, per cui da solo non può essere utilizzato nelle applicazioni più sofisticate. L'alluminio acquista resistenza e tenacità solo a seguito dell'aggiunta di altri elementi in lega e di particolari e precisi processi termici. È perciò di estrema importanza valutare quali elementi aggiungere e la loro percentuale per ottenere, in seguito, il massimo delle proprietà da queste leghe e conservando la peculiare leggerezza. Elenchiamo i principali componenti.

#### 3.1.1 Zinco

Lo zinco fu uno dei primi materiali ad essere aggiunto all'alluminio con l'obiettivo di aumentare durezza e resistenza. I risultati furono promettenti sotto questi aspetti, eppure però manifestavano alcuni difetti in altri ambiti. Sostanzialmente presentavano minima resistenza a caldo e bassissima resistenza a corrosione specialmente con alti tenori di zinco. Inoltre, durante i processi fusori lo zinco oltre ad aumentare la fluidità della lega allo stato liquido ne aumenta anche il ritiro durante la solidificazione, ragione per cui non presentava notevoli vantaggi nel corso dei processi di fonderia. Tali difetti sono stati eliminati con l'aggiunta di altri elementi con funzione correttiva portando alla nascita delle leghe quaternarie con le più spiccate caratteristiche di resistenza paragonabili a quelle di un acciaio.

#### 3.1.2 Manganese

Il manganese appartiene alla classe di elementi correttivi in piccole percentuali poiché la solubilità del manganese nell'alluminio è abbastanza ridotta. Il suo scopo è quello di ridurre la sensibilità alla corrosione senza formare composti intermetallici che avrebbero un effetto negativo sulla duttilità, ed inoltre negli aggregati dove è presente ferro questi composti intermetallici, che normalmente si manifestano sotto una forma aciculare, diventano poi "chinese script". Entrambe le morfologie dei composti di manganese hanno un effetto negativo sul comportamento a fatica della lega.



(Esempio di chinese script.)

Tuttavia, poiché può essere considerato una comune impurità dell'alluminio primario o comunque utilizzato in ridottissime quantità è uno degli elementi desiderati nella classe della famiglia 3000 dove esso contribuisce a rendere la lega duttile e lavorabile conferendo discrete proprietà meccaniche grazie ai diversi stati di incrudimento che presenta.

### 3.1.3 Rame

Questo elemento accresce la resistenza alle alte temperature nelle leghe da fonderia ma ne riduce la fluidità. Il principale svantaggio che deriva dal rame è una pesante restrizione della resistenza a corrosione dovuta alla notevole differenza di potenziale elettrochimico tra Cu e Al. Tuttavia, è uno degli elementi che forma i precipitati più indurenti nella matrice di alluminio durante i trattamenti di invecchiamento. Tutte le leghe che contengono rame sono sempre sottoposte a tempra di solubilizzazione ed invecchiamento. La presenza di rame fino al 12% in peso incrementa la durezza e la resistenza della lega grazie alla precipitazione della fase metastabile  $Al_2Cu$ , questo rafforzamento è tale da renderle seconde solo alle leghe alto-resistenziali della famiglia 7000. Quantità maggiori del 12% la rendono troppo fragile e quindi impossibile da utilizzare.

La presenza di rame però, come già accennato, influenza negativamente un'altra importante proprietà che è la resistenza a corrosione; di fatto le fasi secondarie tendono a precipitare a bordo del grano rendendola suscettibile a fenomeni di pitting, corrosione intergranulare e tensocorrosione a causa delle minuscole eterogeneità sempre presenti. Durante la precipitazione a bordo del grano gli atomi di rame diffondono verso l'esterno impoverendo così la zona circostante; tale zona avrà un potenziale elettrochimico di corrosione minore rispetto alla matrice di alluminio circostante e al precipitato catodico. Di conseguenza si innesca una corrosione per accoppiamento galvanico dove la porzione di materiale impoverito di rame si consuma corrodendosi e innescando cricche.

### 3.1.4 Silicio

Il silicio, dopo il ferro, è una delle impurità più presenti nell'alluminio primario ma è anche l'elemento principale delle serie 4000 che però hanno un'applicazione abbastanza ristretta. Tuttavia, il silicio trova largo impiego come elemento in lega nelle leghe da fonderia poiché aumenta la fluidità del fuso e riduce il coefficiente di dilatazione termica. In generale aumenta il carico di rottura a trazione e diminuisce la lavorabilità alle macchine utensili. A mano a mano che il tenore di silicio cresce si ha un aumento di durezza. Il sistema Al-Si forma un composto eutettico a 577 °C, per cui questo sistema non si forma normalmente alle temperature di invecchiamento ma il silicio precipita puro nella matrice della soluzione solida primaria; conferendo durezza ed una buona resistenza all'usura.

Nella famiglia della serie 6000 il silicio viene aggiunto in quantità elevate per ottenere una lega alto-resistenziale tramite la precipitazione del composto  $Mg_2Si$ , pur essendo tuttavia meno resistenti delle leghe 2000 e 7000.

### 3.1.5 Magnesio

È il principale elemento in lega delle serie 5000, la sua presenza permette un efficace rafforzamento per deformazione plastica ottenendo una lega di media resistenza. Questo elemento conferisce una spiccata resistenza a corrosione e buona duttilità. Il magnesio ha una buona solubilità nell'alluminio ma con tenori inferiori al 7% non si evidenziano apprezzabili incrementi di durezza per precipitazione, ma è comunque possibile ottenere un innalzamento discreto di durezza per mezzo di lavorazioni a freddo proprio perché con questo componente si riesce a conservare un'ottima duttilità. Per alte concentrazioni di magnesio la lega tende a formare composti come  $Mg_5Al_8$  a bordo del grano, una fase fortemente anodica che va a peggiorare

la resistenza a corrosione rendendola invece molto sensibile a tale fenomeno. Mentre in giuste percentuali ha un buon comportamento a corrosione e ciò rende queste leghe adatte ad usi esterni o in ambiente marino. In fonderia quantità troppo alte di Mg possono essere dannose per la lega poiché la rendono molto più sensibile all'ossidazione e quindi ad inglobare nel bagno fuso impurezze ed ossidi.

### **3.1.6 Ferro**

Il ferro è la principale impurità contenuta nell'alluminio e a causa della sua elevata solubilità allo stato liquido è quasi sempre presente. Allo stato solido invece la sua solubilità nell'alluminio è molto bassa e tende quindi a formare una fase secondaria intermetallica con l'alluminio. Questo elemento aiuta, in piccolissime percentuali, a ridurre o tenere sotto controllo le dimensioni dei grani.

Nelle serie 8000 il ferro è usato come alligante insieme al manganese che uniti conferiscono buona resistenza meccanica ad alte temperature e buona duttilità a temperatura ambiente, ciò è dovuto alla grana molto fine della fase ricca di ferro e uniformemente dispersa nella matrice.

### **3.1.7 Cromo**

È un alligante abbastanza comune in molte leghe in bassissime percentuali per inibire l'ingrossamento dei grani ed evitare ricristallizzazioni indesiderate durante le fasi di lavorazione a caldo. Per percentuali superiori allo 0,35% tende a combinarsi con altre impurità e formare composti grossolani. In generale si è visto sperimentalmente che aiuta a sviluppare nella lega una struttura fibrosa che riduce la sensibilità a corrosione e ne aumenta la tenacità.

### **3.1.8 Nickel**

La sua solubilità nell'alluminio è davvero molto bassa, non supera lo 0,04% e oltre questa quantità va a formare una fase intermetallica, solitamente insieme al ferro, che è insolubile. Viene utilizzato nell'alluminio puro per aumentarne la resistenza riducendone la duttilità. Tuttavia, queste leghe binarie Al-Ni non sono più in uso ma il nickel continua ad essere presente nelle leghe Al-Cu e Al-Si per aumentare la durezza alle elevate temperature.

### **3.1.9 Titanio**

Nell'alluminio commerciale è presente in quantità comprese tra 10 e 100 parti per milione e il suo livello può essere abbassato con l'aggiunta di Boro. Solitamente questo elemento è usato per affinare il grano, in particolare nei processi di fonderia dei getti.

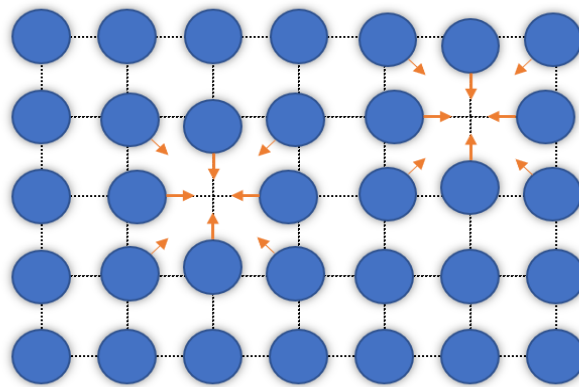
## **3.2 Meccanismi di rinforzo**

I metalli, come noto, sono solidi cristallini costituiti da atomi disposti in posizioni ben precise ed orientate nello spazio secondo un ordine geometrico che dà origine ad una cella elementare che si ripete uguale a sé stessa e va a realizzare la struttura del metallo. Nel caso di cristalli puri e perfetti di alluminio il reticolo risulta essere cubico a facce centrate senza fenomeni di polimorfismo. La posizione reciproca degli atomi nel reticolo tende generalmente ad assumere la forma più compatta, perciò la distanza tra loro è la minima possibile. Oltre ai fenomeni di attrazione, repulsione ed agitazione termica, gli atomi sono soggetti a fenomeni di diffusione che sono tanto più frequenti quanto più alta è la temperatura; cioè subiscono cambiamenti di posto, scambi e rimescolamenti continui dovuti al fatto che il reticolo di questi cristalli non è

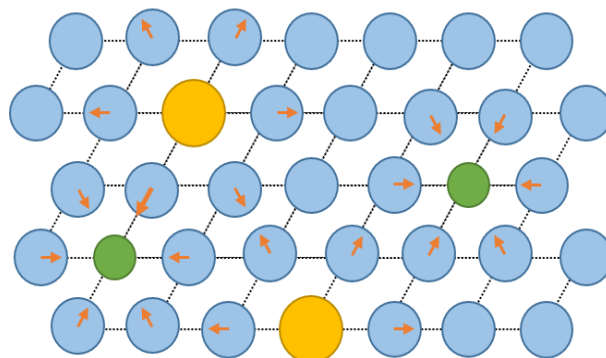
perfetto ed offre quindi la possibilità che tali fenomeni si verificano. I difetti che interessano maggiormente sono di due tipi:

### 3.2.1 Difetti di punto

- a. Vacanza: mancata presenza di uno o più atomi in posizioni che normalmente dovrebbero essere occupate.
- b. Impurità interstiziali: presenza di atomi diversi dalla matrice che si dispongono in posizioni interstiziali che normalmente sono libere.
- c. Impurità sostituzionali: presenza di atomi diversi dalla matrice che si dispongono in posizioni che normalmente sono occupate da atomi della matrice.
- d. Sostituzione interstiziale: presenza di atomi della matrice che si dispongono in posizioni che normalmente sono libere.



*(Schema della presenza di vacanze nel reticolo cristallino)*



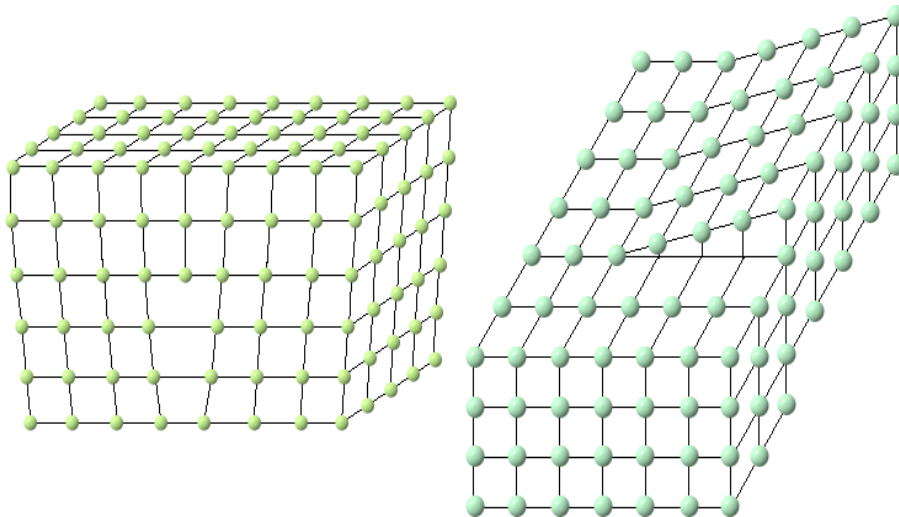
*(Schema della presenza di atomi sostituzionali nel reticolo cristallino)*

All'interno del reticolo cristallino, in alcuni punti, mancano degli atomi che normalmente dovrebbero esserci; siamo di fronte alla presenza di vacanze che creano delle discontinuità. La percentuale di questi difetti di punto tende ad aumentare con l'innalzamento della temperatura, in quanto come spiegato dalla termodinamica, aumenta l'agitazione termica degli atomi attorno alle posizioni di equilibrio e quindi sale la possibilità di spostamenti e di migrazioni degli stessi atomi nel reticolo cristallino. Il rapido raffreddamento come ad esempio una tempra strutturale di una lega di alluminio lascia al suo interno una grande quantità di

vacanze. La presenza di queste imperfezioni nei reticoli determina alcune delle più importanti proprietà dei cristalli. Come primo risultato gli atomi del reticolo prossimi alla lacuna della vacanza generano dei campi di sforzo poiché sono attirati da essa, inoltre gli atomi prossimi alla vacanza possono spostarsi al suo interno, ciò spiega i fenomeni di diffusione degli atomi di soluto disciolti nella matrice che diffondono durante la fase di invecchiamento.

### 3.2.2 Difetti di linea

- a. Dislocazioni a spigolo: quando un piano di atomi si inserisce solo parzialmente nel reticolo cristallino.
- b. Dislocazioni ad elica: quando un piano di atomi incompleto si ricongiunge al reticolo cristallino, quindi appare come fosse inclinato di un certo angolo  $\beta$ .



*(esempi di dislocazione a spigolo e ad elica)*

difficilmente si riescono ad osservare questi due tipi isolati di dislocazione poiché nella realtà si presentano sempre come forme ibride di questi, ovvero un misto tra i due.

Le dislocazioni, come si intuisce dalle immagini proposte, sono zone del reticolo cristallino in cui vi è un forte disordine ed arrangiamento atomico nei piani del cristallo. Anche questi difetti lineari sono estremamente importanti per le proprietà del metallo poiché in condizioni di sforzi esterni le dislocazioni possono scorrere tra i piani e questo scorrimento determina una deformazione plastica nel materiale. Questo fenomeno è stato osservato e accertato grazie a sperimentazioni fondate sull'analisi delle energie, in quanto in base alle energie di legame, la resistenza dei cristalli metallici allo scorrimento dovrebbe teoricamente essere dalle 1000 alle 10000 volte maggiore di quella realmente osservata. Questo accade perché ciò che realmente si verifica è lo scorrimento dei difetti di linea attraverso il cristallo; tali difetti sono in densità molto elevate nei metalli, circa  $10^6$  cm/cm<sup>3</sup> ed aumentano durante le deformazioni a freddo fino ad arrivare ad un punto in cui la densità è così elevata che non sono possibili ulteriori scorrimenti e si ottiene quella che viene comunemente chiamata "foresta di dislocazioni".



### 3.3 Modificazioni allo stato solido

Come risaputo, è possibile influire e modificare le caratteristiche meccaniche di queste leghe di alluminio sottoponendole a specifici trattamenti termici mirati alla formazione di precipitati oppure sottoponendole a deformazioni plastiche. In generale una lega è formata da una soluzione solida che funge da matrice e da una o più costituenti separatisi durante la fase di raffreddamento. Di norma la matrice che è composta principalmente di alluminio possiede a grandi linee proprietà molto simili a questo, mentre invece i costituenti che si sono separati sono molto resistenti, duri e fragili; soprattutto se si tratta di composti intermetallici. Questi ultimi possono presentarsi dispersi in maniera più o meno omogenea nella matrice  $\alpha$  come cristalli oppure, a seconda della natura e della quantità, come un “edificio cristallino” in seno alla matrice  $\alpha$ . In ogni caso comunque questi costituenti solidi dispersi irrigidiscono ed aumentano le proprietà meccaniche dell’alluminio, in particolar modo quando si presentano nella forma di “edifici cristallini” (zone GP).

Sottoponendo il materiale a deformazioni plastiche si verificano fenomeni di incrudimento che generano un incremento di durezza proporzionale al grado di incrudimento che distrugge e demolisce l’edificio cristallino con una conseguente affinazione del grano. Dopo deformazione plastica il costituente si presenterà inoltre in una forma più ridotta e dispersa; tanto che il suo effetto indurente risulta attenuato. Perciò dopo la deformazione plastica si possono registrare due fenomeni: un aumento di plasticità ed un contemporaneo incrudimento della matrice  $\alpha$ .

Ciò può essere osservato e verificato esaminando i dati riportati in tabella di carico di rottura (RM), allungamento percentuale ( $A_5$ ) e strizione percentuale (Z) relativi a leghe Al-Cu.

Cu %	Colata in sabbia			Colata in conchiglia			Laminata		
	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %
2	74	5,5	18,3	130	17	26,5	170	27,5	61,5
3,7	118	5	7,3	152	10,5	21,5	265	20,0	38,2
5	106	4	5,0	150	6	9,7	230	19,5	37
8,1	116	3	2,0	168	2	1,6	230	17,5	23

*(Caratteristiche di leghe Al-Cu in stati diversi).*

Altre importanti modifiche della struttura sono ottenibili per via termica e sono connesse al diagramma di stato della lega di alluminio in considerazione. Le variazioni strutturali sono tali da giustificare l’esistenza di trattamenti termici mirati per gli allumini che possono essere brevemente classificati come:

- Tempre strutturali;
- Invecchiamenti;
- Ricotture (di diverso tipo).

Questi trattamenti li esamineremo nel dettaglio in seguito, iniziamo però a fornire dei concetti chiave ed alcune spiegazioni che si riveleranno utili posteriormente.

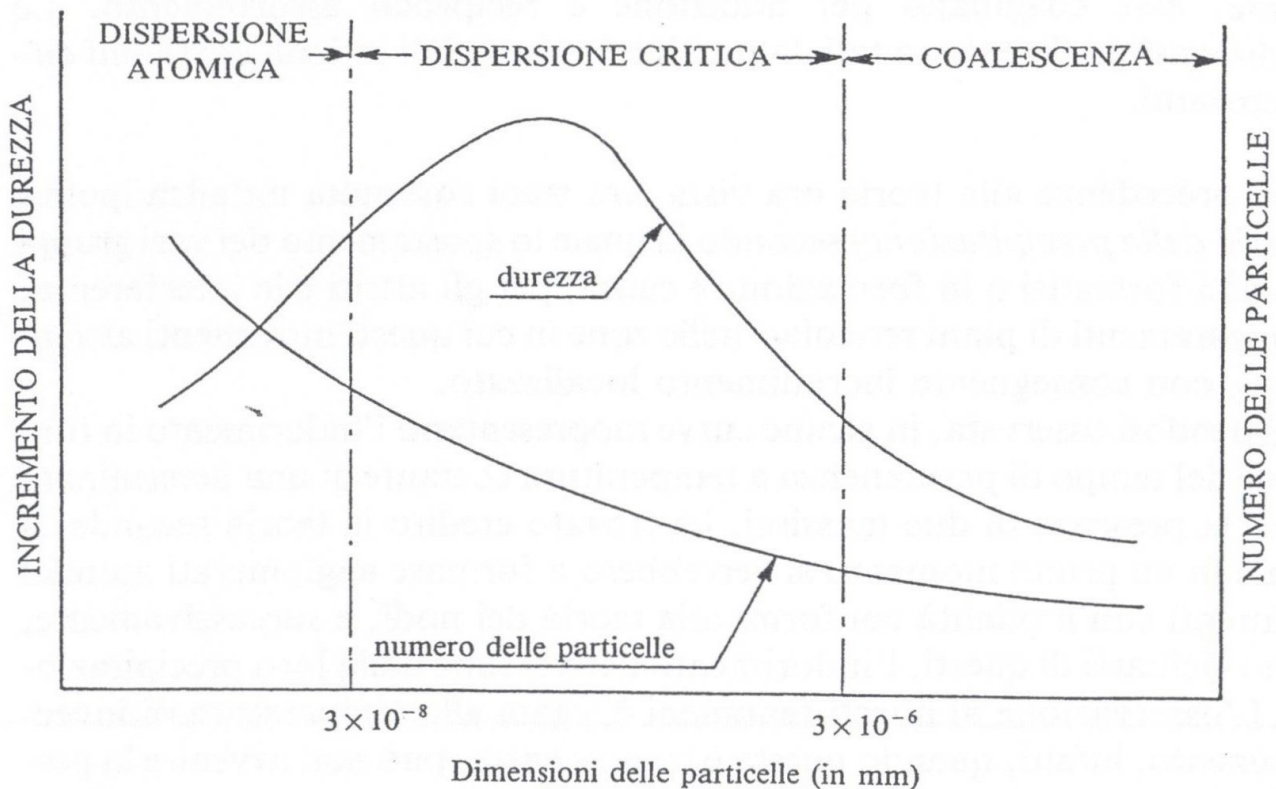
In linea di principio la tempra è intesa come trattamento volto ad ottenere strutture particolari non previste dal diagramma di stato tramite la loro soppressione. Il principio sul quale si basano i processi di indurimento è che variando la velocità di raffreddamento della lega si vengono a creare strutture sovrassature metastabili, ovvero che tendono all'equilibrio strutturale che le compete a temperatura ambiente. I miglioramenti ottenibili delle diverse caratteristiche di durezza e resistenza meccanica sono legati alla graduale precipitazione in omogeneità e dimensione del precedente composto solubilizzato. Le ragioni che spiegano le notevoli modificazioni delle proprietà che si ottengono con i precipitati del composto solubilizzato sono legate, secondo molti studiosi e sostenute da prove sperimentali, alla temperatura, alla natura del composto e dalla soluzione sovrassatura; in altre parole per innescare questo fenomeno è necessario un mantenimento ad un'opportuna temperatura per un certo tempo. Si parla così di invecchiamento.

Secondo molti ricercatori il meccanismo che porta alle variazioni di resistenza, tenacità e durezza è una conseguenza della precipitazione del soluto in minute particelle che tendono ad aggregarsi e disporsi secondo i piani cristallografici di clivaggio della matrice di alluminio, ovvero zone di interfaccia tra due piani cristallini che scorrendo provocano una rottura fragile, in competizione con la rottura per ingrandimento e coalescenza di vacanze reticolari. Questi depositi di soluto precipitato ne andrebbero ad impedire lo slittamento o per lo meno a renderlo più difficoltoso andando a distorcere il reticolo cristallino; quindi la funzione di ogni "raggruppamento di particelle" è quello di un chiodo o di una spina che tiene uniti due componenti. La teoria deve a questa definizione il suo nome, infatti, è detta appunto "dei cunei".

Questo effetto è verificato solo quando il precipitato in questione è duro e possiede quindi proprietà indurenti per la matrice. Il suo effetto è tanto maggiore quanto più alta è la loro presenza e più bassa la loro granulometria, ossia si formano molti piccoli vincoli che ostacolano lo scorrimento dei piani cristallini.

La teoria è stata successivamente affinata e rielaborata esplicitando il fatto che non sono le particelle a generare un vero e proprio ostacolo fisico allo slittamento ma danno origine, nelle zone dove questi precipitati si raccolgono, a spostamenti e distorsioni dei piani reticolari; vale a dire allo sviluppo di incrudimenti localizzati. Questi ultimi sono i veri e propri ostacoli che interferiscono con lo slittamento dei piani cristallini. Questa evoluzione prende il nome di teoria "dei nodi".

Occorre perciò che questi complessi atomici siano in grado di deformare efficacemente i reticoli adiacenti per generare gli incrudimenti localizzati. Nella seguente figura vengono mostrati gli andamenti qualitativi della durezza e del numero delle particelle che la determinano in funzione della loro dimensione. Si possono individuare tre zone importanti che suddividono il grafico:



- Zona di dispersione atomica: zona dove la dispersione atomica dei complessi di atomi ha dimensioni tali da non riuscire ad originare incrudimenti, per cui l'effetto indurente non si manifesta.
- Zona di dispersione critica: zona in cui le particelle dei complessi di atomi hanno dimensioni che consentono, tramite le teorie presentate, la formazione di incrudimenti localizzati con uno spiccato effetto indurente.
- Zona di coalescenza: zona in cui le particelle tendono ad unirsi e coagulando per assorbimento reciproco tra di loro. Questi coaguli sono generalmente "grandi" ed interrompono la matrice metallica abbassandone la durezza.

Attualmente grazie alle sofisticate strumentazioni come microscopi elettronici che consentono potenti ingrandimenti e le innumerevoli sperimentazioni a seguito di studi, abbiamo teorie moderne che interpretano le deformazioni come spostamenti di dislocazioni e vacanze di diverso genere; per cui la riprecipitazione dei composti sovrassaturi viene schematizzato e suddiviso in diverse fasi:

Soluzione sovrassatura (ottenuta con una tempra strutturale);

Formazione di zone Guinier-Preston;

Formazione di riprecipitati intermedi;

Composti di equilibrio.

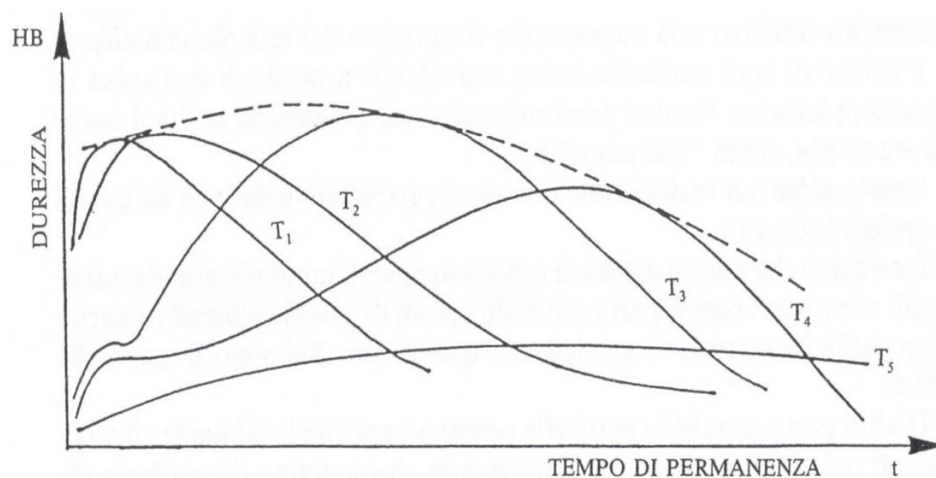
La soluzione sovrassatura, come abbiamo già visto, viene originata da una tempra strutturale che appunto genera strutture non previste dal diagramma di equilibrio a causa delle drastiche velocità di raffreddamento. Il successivo stadio di decomposizione della soluzione solida consiste nella formazione di aggregati ricchi di soluto e coerenti con la matrice metallica dell'elemento costituente principale, in questo caso l'alluminio; che vengono denominate zone di Guinier-Preston. Queste regioni possono essere considerate come delle

eterogeneità in seno alla matrice metallica  $\alpha$  che appunto la distorcono e tramite gli incrudimenti localizzati la induriscono.

La comparsa delle zone GP (Guinier-Preston) è caratteristica del trattamento termico di invecchiamento che esamineremo a fondo nelle prossime pagine. Temperature elevate di invecchiamento favoriscono la nascita di composti intermedi di precise dimensioni che vengono detti di “dispersione critica” che sono sostanzialmente coerenti con la struttura cristallina della matrice solo in una o più direzioni cristallografiche. Le zone GP fungono in tal caso da punti di germinazione per questi composti intermedi e la loro cristallizzazione; possiamo quindi avere dispersi nella matrice metallica  $\alpha$  zone GP che in parte spariscono per originare composti intermedi di dispersione critica. Giocando con il tempo e la temperatura riusciamo a favorire più o meno la formazione di questi due elementi avendo così leghe con molte zone GP e poche di dispersione critica, una configurazione opposta, oppure una intermedia conferendo alla nostra lega proprietà e caratteristiche meccaniche diverse in base alla loro dispersione e finezza. Il più alto indurimento si verifica appunto quando la concentrazione di queste zone di Guinier-Preston e/o di precipitati in dispersione critica per unità di volume o massa è massima, di conseguenza anche gli effetti di impedimento nei confronti dei movimenti delle dislocazioni esercitato da tali disomogeneità sarà massimo.

Quindi il processo di effettivo indurimento è circoscritto al trattamento di invecchiamento di una lega sovrassatura che tramite fenomeni di riprecipitazione di particolari composti caratterizzati da proprietà indurenti per la matrice; in base alla loro natura e le loro modalità di precipitazioni precedentemente descritte. Ovviamente questo meccanismo si estende non solo alle leghe dell'alluminio ma anche a molte altre leghe leggere ed innovative.

Il trattamento di invecchiamento è quindi di estrema importanza per ottenere una lega dalle spiccate proprietà meccaniche partendo da una struttura sovrassatura ottenuta dopo una tempra strutturale. Tra i parametri più rilevanti ovviamente abbiamo tempo e temperatura di permanenza da cui dipenderanno poi tutte le caratteristiche meccaniche della lega. Andando a spostare e variare questi parametri fondamentali e quindi ad eseguire le prove su diversi campioni di uno stesso materiale si otterranno proprietà diverse su ogni campione; eseguendo poi delle prove di durezza si ottengono dei dati che se riportati su un diagramma durezza-tempo di permanenza ci consentono di valutare gli andamenti dell'effetto indurente su quella lega ad una temperatura di invecchiamento prefissata.



*Durezza ottenibile con l'invecchiamento in condizioni operative diverse (temperature crescenti da  $T_5$  a  $T_1$ ).*

Il grafico ha solo lo scopo qualitativo di mostrare gli andamenti di tali curve con temperature sempre crescenti da  $T_5$  a  $T_1$  poiché la forma di questi grafici cambia molto da lega a lega. In generale però possiamo notare come tutti i diagrammi possiedono almeno un punto di massimo, congiungendo idealmente tutti i massimi si ottiene una curva limite di durezza (nella figura, la curva tratteggiata), il cui massimo rappresenta la possibilità estrema, limite, di indurimento della lega in esame. La particolare forma delle curve trova giustificazione dal fatto che essendo i fenomeni di indurimento strettamente legati alla possibilità di diffusione degli atomi, essi aumentano la loro mobilità all'aumentare della temperatura. Dall'altra parte dopo un determinato arco di tempo trascorso ad alte temperature i grani, data l'elevata velocità di diffusione, tendono ad ingrossarsi e a raggiungere dimensioni tali da annullare l'effetto indurente; perché come è risaputo le caratteristiche meccaniche sono strettamente connesse anche alla granulometria della matrice e dei suoi precipitati.

Questi grafici vengono realizzati ed usati in ambito industriale per produrre leghe di alluminio con proprietà ottimali facendo appunto riferimento ai parametri da utilizzare per raggiungere il massimo dei valori presenti sulla curva tratteggiata. Ovviamente il risultato finale dipende da molti altri parametri come tempo e temperatura della precedente tempra strutturale o in generale l'intera storia termica del componente, ma la loro utilità per raggiungere standard ottimali nell'esecuzione dell'invecchiamento non è da sottovalutare.

# CAPITOLO 4

## 4.1 Trattamenti termici

Nella definizione generale di “trattamento termico” vengono incluse tutte le operazioni di riscaldamento e raffreddamento controllato, eseguite su un metallo o lega allo stato solido, finalizzate ad alterarne la struttura e di conseguenza alcune proprietà.

Di base i trattamenti termici si compongono di diverse fasi, come prima cosa bisogna pulire ed asciugare attentamente le superfici dell'elemento in questione (decapaggio) per evitare che la presenza di umidità e residui di grassi o lubrificanti diffondano successivamente. Poi, posizionati all'interno di un forno, vengono scaldati e portati ad una temperatura elevata in funzione del tipo di trattamento e dello scopo per cui è realizzato, mantenuto per un tempo sufficiente a tale temperatura ed infine raffreddato.

Con questo tipo di operazione si generano strutture anche profondamente diverse da quelle di partenza e non previste dai diagrammi di stato.

Le tipologie fondamentali di trattamento termico che vengono applicate all'alluminio e alle sue leghe sono principalmente: l'omogeneizzazione, la ricottura e il trattamento di bonifica, che comprende solubilizzazione, tempra ed invecchiamento. Osserviamole nello specifico.

### 4.1.1 Ricottura di omogeneizzazione

Lo scopo del trattamento di omogeneizzazione è la riduzione delle caratteristiche di fragilità della struttura grezza di colata, eliminando anche eventuali stati di incrudimento nel materiale, migliorandone sensibilmente la lavorabilità sia a caldo sia a freddo. Ciò è permesso grazie al controllo delle condizioni di ricristallizzazione ed ingrossamento dei grani favorito da un lento raffreddamento. Questo trattamento viene effettuato sia su getti da fonderia che su grezzi da deformazione plastica, si esegue sui getti per necessità di omogeneizzare la struttura primaria di fusione poiché essa presenta segregazioni, dendriti di dimensioni pronunciate ed elevata disuniformità della composizione chimica. Il suo effetto consente di eliminare le tensioni interne dovute al raffreddamento e alla storia termica precedente, inoltre genera una dissoluzione delle fasi solubili che sono precipitate ed appunto ne omogeneizza l'anatomia. Per cui si ottiene un sistema dove il soluto è uniformemente distribuito e le impurezze presenti globulizzate.

In questo modo il risultato finale post processo consentirà di ottenere degli alti valori di velocità di deformazione durante le lavorazioni senza incorrere in pericolo di rotture poiché le strutture fragili presenti sono state annullate; ammette anche un aumento delle proprietà meccaniche e tecnologiche sempre dovuto all'eliminazione dei composti fragili e delle zone a composizione differenziata che ricoprono il ruolo di aree preferenziali per l'innescò di rotture a fatica e tensocorrosione.

La ricottura di omogeneizzazione viene eseguita a temperature superiori ai 420 °C fino ai 500 °C per tempi molto prolungati, fino alle 48 ore, in funzione del tipo di lega. Ovviamente si cerca sempre di partire, se possibile, da leghe con strutture più fini e meno grossolane, colando in condizioni controllate. Tramite questi criteri è possibile raggiungere la giusta condizione di omogeneizzazione più rapidamente; infine il raffreddamento dovrà essere sufficientemente lento da non formare composti soprassaturi ed ottenere quindi un materiale in condizioni di equilibrio chimico e strutturale. Un'accortezza di cui bisogna tener conto è che come abbiamo detto la ricottura si svolge a temperature piuttosto elevate, a volte anche appena sotto la linea

del solidus, per cui è necessario lavorare con forni capaci di garantire una temperatura più uniforme possibile e perfettamente controllabile poiché eventuali diversità dello stato termico possono facilmente portare il materiale oltre il limite della fase solida con inneschi di fusioni a danno irreparabile del materiale.

#### **4.1.2 Ricottura di ricristallizzazione**

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

La ricristallizzazione deve essere precisa e controllata affinché si possa ottenere una struttura con grani molto fini, poiché come sappiamo, è in questa configurazione che si hanno le migliori caratteristiche meccaniche, ottima lavorabilità ed elevata finitura superficiale dopo deformazioni a freddo. Considerate le alte temperature che si raggiungono in questo trattamento, i raffreddamenti dovrebbero essere molto lenti per ottenere la completa precipitazione delle fasi solubili a basse temperature; tuttavia questo inconveniente viene risolto praticando un primo raffreddamento in aria (più rapido) e facendo poi seguire al materiale un secondo riscaldamento a temperature inferiori e da un successivo raffreddamento in forno. Con questo doppio trattamento si riesce ad ottenere una grana particolarmente affinata che mostra quindi l'apice delle normali caratteristiche.

Come già detto all'inizio questo processo si utilizza anche per preparare il materiale a successive lavorazioni di deformazione plastica poiché restituisce al metallo tutta la sua plasticità e lavorabilità tecnologica; tuttavia però, in questo caso, anche dopo questo trattamento la microstruttura del materiale risente della direzione di lavorazione precedente, conservando proprietà anisotrope.

#### **4.1.3 Ricottura di distensione**

Questo trattamento ricorre in diversi cicli di fabbricazione sia per componenti in lega da fonderia che da lavorazione plastica. Dato ciclo termico è adottato al fine di ridurre le tensioni residue da solidificazione o per minimizzare le variazioni dimensionali di pezzi da impiegare ad elevate temperature.

Ciò si vede necessario poiché quando solidificano getti di grandi dimensioni e con geometrie spesso complesse ed elaborate risulta estremamente arduo mettere in atto delle condizioni di solidificazione uniformi in tutto il pezzo. Tale fenomeno porta all'instaurazione di tensioni interne che provocano inneschi di cricche e rotture premature proprio perché è come se il pezzo, prima della messa in lavoro, fosse già di per sé sottoposto ad un precarico.

La ricottura di distensione va ad ovviare a suddetto inconveniente in modo tale che tutte le tensioni interne lasciate da precedenti lavorazioni o dalla natura della colata dei getti possano annullarsi

Tale processo termico richiede alte velocità di riscaldamento. Il tempo di trattamento deve essere accuratamente calcolato e definito, adattandolo alle geometrie e alle dimensioni dello specifico materiale, al fine di evitare indesiderati ingrossamenti dei grani e cattive ricristallizzazioni.

Si tratterà quindi di portare il metallo a temperature di circa 300°C – 350°C mantenendolo per alcune ore e lasciarlo poi raffreddare molto lentamente in forno.

Ciò nondimeno nel campo delle leghe da lavorazione plastica questo trattamento trova in pratica ben poche applicazioni in quanto la temperatura di distensione è solitamente troppo alta per ottenere attenzione da parte di queste leghe al fine di eliminare le tensioni, generate ad esempio da una tempra strutturale, considerato che la perdita di proprietà meccaniche in tal caso sarebbe quasi totale. Si attuano invece altri trattamenti come



omogeneizzazione, ricristallizzazione ed invecchiamento dove la distensione è un effetto secondario, e quindi meno rilevante, ma comunque ottenuto.

#### 4.1.4 Solubilizzazione e tempra

La solubilizzazione ha lo scopo di portare allo stato di soluzione solida la maggior parte possibile degli elementi di alligazione presenti in lega.

Il fenomeno trova la sua spiegazione nel meccanismo di sovrassaturazione delle soluzioni solide poiché la solubilità degli alliganti aumenta considerevolmente all'aumentare della temperatura, così come i fenomeni di cinetica diffusiva. Conseguentemente la temperatura ideale per effettuare una solubilizzazione è prossima a quella di inizio fusione, però un riscaldamento che provochi incipiente fusione deve essere evitato, considerato che genera una sottile rete di composti eutettici estremamente fragili. Tale inconveniente è denominato "fenomeno della bruciatura", che su larga scala compromette le proprietà meccaniche e tecnologiche del composto.

Codesto trattamento si conclude con una tempra che consente di mantenere in soluzione solida anche a temperatura ambiente gli elementi in lega, ciò è possibile in quanto le elevate velocità di raffreddamento della tempra inibiscono il verificarsi di altre fasi bloccando i movimenti diffusivi, pertanto la struttura cristallina resta "congelata" in una situazione metastabile la quale prende il nome di: "soluzione solida sovrassatura". La natura della sovrassaturazione è dettata dai diversi valori di solubilità degli elementi solidi al variare della temperatura. Il tempo di solubilizzazione deve essere propriamente scelto per garantire un buon grado di omogeneità degli alliganti in soluzione solida tuttavia non esistono precisi limiti di tempo massimo eccetto il caso in cui si parli di lamiere o manufatti placcati poiché in questo caso l'eccessiva esposizione in forno può portare ad eccessivi fenomeni diffusivi tra placcatura e cuore. Un altro aspetto degno di nota è quello riguardante l'atmosfera del forno che deve necessariamente essere sotto stretto controllo per ottenere componenti di elevata qualità; difatti un problema assai diffuso è legato al fatto che ogni oggetto in alluminio o una sua lega è sempre ricoperta da uno strato di ossido protettivo. Ad elevate temperature tale film si decompone esponendo il materiale ad elementi contaminanti che possono trovarsi nei forni; ad esempio in presenza di umidità l'idrogeno può diffondere sulla superficie del costituente in alluminio formando bolle fino in profondità generando discontinuità che indeboliscono la matrice; questo fenomeno prende il nome di "ossidazione ad alta temperatura" e le leghe 2000 e 7000 sono molto suscettibili a questo attacco. Altri contaminanti pericolosi sono sorgenti di zolfo che magari derivano da precedenti lavorazioni come residui di lubrificanti, per questo i componenti prima di subire trattamenti termici vengono lavati, puliti ed asciugati. È possibile eliminare o ridurre queste problematiche con dei protettivi a base di fluoborati (Sali dell'acido fluoborico) che minimizzano i danni che scaturiscono dall'umidità e dallo zolfo nell'atmosfera dei forni; tuttavia sono particolarmente nocivi per l'ambiente, quindi possono essere usati solo in appositi siti a norma. Un aspetto altrettanto importante è la velocità di tempra, difatti esiste una velocità critica di raffreddamento sotto la quale le soluzioni solide decompongono migrando preferenzialmente a bordo grano formando precipitati grossolani non indurenti. Il fenomeno è indicato come sensibilità alla tempra e dipende da molti fattori come il livello sovrassaturazione e il tipo di elementi in lega. La sensibilità alla tempra viene descritta per mezzo delle curve TTT che delimitano il campo di esistenza dei tempi dove si verificano le precipitazioni grossolane delle fasi di equilibrio che per tempre attenuate non contribuiscono a fenomeni di indurimento e produrranno una insoddisfacente risposta al successivo invecchiamento. Un'ulteriore problematica della tempra attenuata è dovuta al fatto che generandosi dei precipitati a bordo grano, essi aumentano la sensibilità alla corrosione. Questo perché la precipitazione tende a differenziare i grani in diverse regioni:

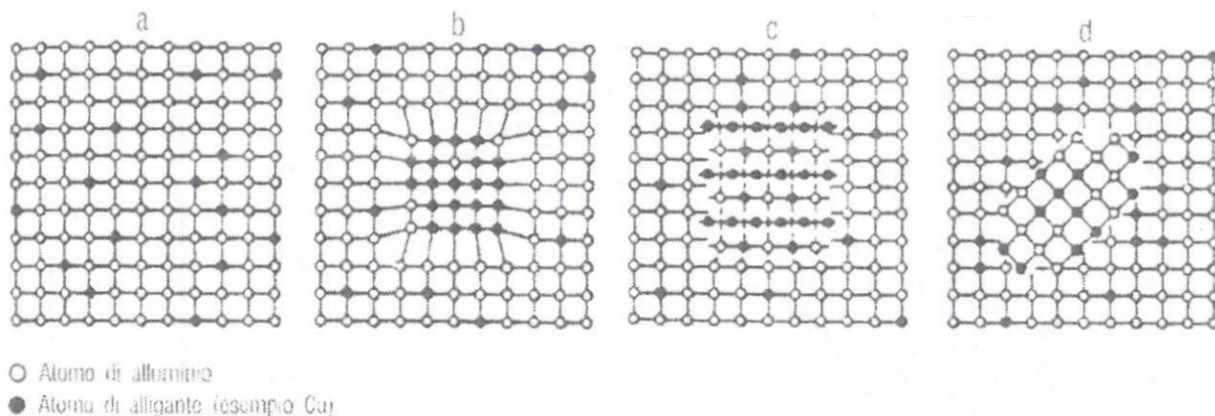
- Confine tra i grani ricco di precipitati di elementi in lega;
- Zone periferiche al bordo grano fortemente impoverite di elementi in lega;
- Zona centrale dei grani con una concentrazione intermedia.

Tali zone possono quindi presentare diversi potenziali elettrochimici che in presenza di un elettrolita, come anche l'umidità dell'aria, si comportano come una piccola pila con zone anodiche e catodiche che deteriorano questi elementi degradandoli ed esponendo sempre nuovo materiale da corrodere indebolendo la matrice. Questi fenomeni di corrosione intergranulare sono considerati i più pericolosi e critici perché la loro velocità di propagazione è molto pronunciata e i segni premonitori non sono evidenti. Tuttavia, non è sempre possibile effettuare tempre drastiche poiché incorriamo in altri inconvenienti come le elevate tensioni interne che generano distorsioni e deformazioni che compromettono la messa in esercizio e la resistenza a fatica. L'eliminazione di queste tensioni è possibile solo a livello macroscopico ed esclusivamente per lavorati di geometria molto semplice come piastre, estrusi o forgiati tramite stiratura o compressione uniforme; queste operazioni inducono una deformazione minima compresa tra l'1% e il 3% e vengono eseguite tra la tempra e l'invecchiamento.

Grazie agli studi fatti negli anni sugli elementi in lega e sulla composizione chimica delle leghe di alluminio hanno portato alla limitazione dei problemi della tempra, ad esempio per materiali della serie 7000 Al-Zn-Mg-Cu in cui il cromo è stato sostituito dallo zirconio come elemento anticristallizzante; così si garantiscono ottimi livelli di resistenza meccanica e durezza, anche a cuore di grandi pezzi, con tempre relativamente attenuate.

#### 4.1.5 Invecchiamento

L'invecchiamento consiste in un indurimento per precipitazione, ovvero tramite un trattamento termico si ottiene un miglioramento delle caratteristiche meccaniche, specialmente per materiali non ferrosi. Le leghe di alluminio acquistano durezza quando, a seguito della decomposizione della soluzione solida sovrassatura, si formano dei precipitati controllati di tipo coerente o semi coerente con il reticolo cristallino della matrice, come si vede in figura.



*Rappresentazione schematica delle diverse fasi che caratterizzano il processo di precipitazione delle leghe di alluminio da trattamento termico:*

- Soluzione solida con distribuzione aleatoria degli atomi di soluto;*
- Zona di aggregazione di atomi di soluto, coerente dal punto di vista cristallografico con la matrice;*
- Fase intermedia parzialmente coerente con la soluzione solida. I piani cristallografici verticali sono coerenti, mentre quelli in posizione orizzontale sono incoerenti;*
- Precipitato incoerente.*

Questi precipitati che si generano sono estremamente fini ed ostacolano il moto delle dislocazioni formando un forte campo di deformazione. L'effetto di rinforzo è massimo quando gli elementi formati per precipitazione sono fini e coerenti.

Essendo leghe altamente ingegnerizzate la dinamica delle precipitazioni è assai complessa e dipende da molti parametri, i principali sono la composizione chimica e la temperatura d'invecchiamento.

Per alcune leghe 2000 già a temperatura ambiente e in tempi accettabili è possibile ottenere un livello d'indurimento sufficientemente stabile per l'impiego; questa pratica prende il nome di invecchiamento naturale. Per altre leghe però, come le 7000, la cinetica della precipitazione diventa soddisfacente solo a temperature più elevate (100-200 °C), ovvero si tratta di un invecchiamento artificiale. In sostanza anche le leghe da invecchiamento naturale possono essere invecchiate artificialmente velocizzando il processo ma le combinazioni di durezza, tenacità e resistenza alla corrosione che si ottengono sono molto diverse tra i due processi. Di fatto con l'invecchiamento naturale si va a privilegiare l'incremento di tenacità, di resistenza a fatica ed alla propagazione delle cricche; mentre invece con l'invecchiamento artificiale si innalzano preferenzialmente le capacità di resistenza meccanica statica a temperatura ambiente e a caldo e il comportamento a corrosione intergranulare. Perciò nel caso di invecchiamenti artificiali è possibile, entro certi limiti, ottenere strutture approssimativamente equivalenti a quelle di invecchiamento naturale accorciando i tempi di permanenza e innalzando la temperatura o viceversa. Ovviamente per mettere ciò in atto abbiamo bisogno di forni estremamente precisi e con un basso volano termico, altrimenti rischiamo di incorrere nella creazione di zone non completamente invecchiate ed altre sovrainvecchiate portando quindi a disomogeneità strutturali che provocano una risposta disuniforme nel materiale compromettendo la messa in esercizio.

Tal volta sono previsti sovrainvecchiamenti controllati (T7) con un parziale sacrificio delle caratteristiche meccaniche allo scopo di incrementare altre proprietà come ad esempio aumentare la stabilità dimensionale per prodotti destinati ad esercitare ad elevate temperature, oppure diminuire le tensioni residue e affinare la resistenza a corrosione esfoliante.

Le leghe del tipo 7000 Al-Zn-Mg-Cu possono essere sovrainvecchiate con cicli disotermici a doppio stadio in modo da ottenere una elevazione della resistenza a corrosione esfoliante con un limitato decremento delle caratteristiche meccaniche (T73-T76). Nella pratica il primo stadio di questi trattamenti disotermici non mostra particolari problematiche, infatti può essere condotto in un range di tempo e temperatura relativamente vasto dalle 6 ore a 100 °C fino a 30 ore a 120 °C. Nella seconda fase di questo procedimento invece sia i tempi che le temperature devono essere minuziosamente calibrate e mantenute sotto stretto controllo poiché se non vengono rispettate il componente trattato non supera i requisiti richiesti in fase di controllo. Un banale esempio sulla lega 7075 dimostra che uno scostamento di 20 °C e di parecchie ore nel trattamento T6 provoca una variazione di meno di 30 N/mm<sup>2</sup>; invece analoghe variazioni tempo e temperatura sulla stessa lega durante il trattamento T73 influenzano la resistenza meccanica per oltre 150 N/mm<sup>2</sup> il che è di importanza rilevante. In questi casi delicati bisogna prestare molta attenzione anche al posizionamento dei pezzi nel forno per garantire un flusso costante ed omogeneo del mezzo riscaldante su tutta la superficie del manufatto, tanto che a volte per osservare costantemente l'agitazione termica del componente vengono installate su di esso delle termocoppie per rilevare valori il più possibile realistici di temperatura.

#### 4.1.6 Bonifica

Il termine “bonifica” viene applicato anche alle leghe di alluminio o in generale a leghe indurenti per precipitazione di un composto da una soluzione soprassatura. La similitudine che avvicina questo trattamento a quello degli acciai è facilmente intuibile in quanto in entrambi i casi si conseguono miglioramenti delle caratteristiche meccaniche a seguito di simili vicissitudini termiche a cui i materiali sono sottoposti:

- Riscaldamento ad elevata temperatura, mantenimento per un certo tempo per garantire l'efficienza dei fenomeni diffusivi e successivamente un repentino raffreddamento;
- Successivo riscaldamento e mantenimento a temperature più basse (anche temperatura ambiente in certi casi).

Il primo trattamento, per quanto riguarda le leghe non ferrose è chiamato tempra strutturale o di solubilizzazione; mentre il secondo prende il nome di invecchiamento e si svolge in modo molto simile al rinvenimento degli acciai, come abbiamo già spiegato. Queste analogie hanno portato a definire il complesso dei due trattamenti come bonifica. Le condizioni affinché una lega sia suscettibile di bonifica sono sostanzialmente tre:

- 1) La lega deve avere una curva di solubilità di un componente nella soluzione solida  $\alpha$  crescente con la temperatura;
- 2) Il componente che si instaura deve avere proprietà indurenti nei confronti della matrice;
- 3) I livelli di temperatura devono essere facilmente accessibili dai normali mezzi tecnologici di riscaldamento ordinari.

La prima condizione è semplice da soddisfare poiché abbiamo un'ampia gamma di elementi di alligazione da aggiungere. La terza condizione non è di certo un problema per le leghe di alluminio poiché ha una temperatura di fusione relativamente bassa. La seconda condizione invece può essere soddisfatta solo da un certo numero di composti; i principali possono essere:

- 1)  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  ed il complesso (Al-Mg-Si-Cu);
- 2)  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ;
- 3)  $\text{MgZn}_2$  ed il complesso (Al-Mg-Zn-Cu).

Dei sistemi Al-Cu, con altri eventuali leganti o correttivi, fanno parte le leghe da bonifica di maggiore interesse delle classi 2000, 6000, 7000.

### 4.2 Decomposizione della soluzione solida soprassatura

La condizione affinché l'alluminio e le sue leghe possano subire un trattamento di invecchiamento, che come abbiamo visto è di estrema importanza per questi elementi, con successo è necessario che presenti una variazione di solubilità rilevante con la temperatura e che si vengano quindi a formare fasi coerenti con la matrice estremamente dure rispetto ad essa che al contrario è duttile e malleabile.

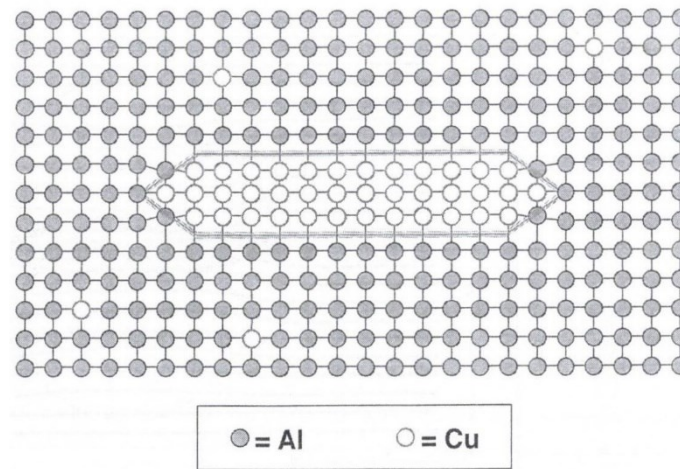
Per cui dalla variazione di solubilità alla temperatura di solubilizzazione e poi un veloce raffreddamento si vengono a formare delle soluzioni solide soprassature molto instabili che non sono previste dal diagramma di equilibrio termodinamico a quella temperatura. Esse a seguito di un successivo trattamento di invecchiamento decompongono generando una finissima e fittissima precipitazione con effetto indurente.

Ma come e cosa avviene durante la decomposizione di questa soluzione sovrasatura?

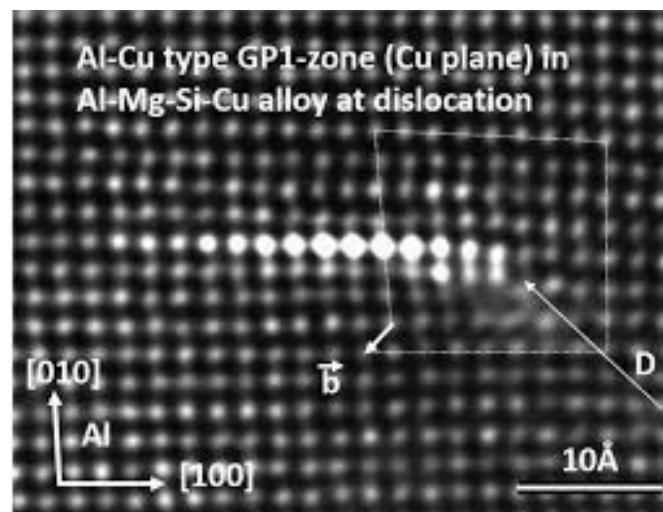
Quello della decomposizione e formazione di precipitati è un meccanismo assai complesso e raffinato che si articola sostanzialmente in due step:

- La **pre-precipitazione**, con l'iniziale formazione di zone ricche di soluto, chiamate zone di "Guiner-Preston" o più comunemente GP;
- La **precipitazione** vera e propria con formazione di fasi intermedie stabili e di equilibrio.

Le porzioni di materiale GP presentano un preciso carattere microstrutturale, tanto da poter essere considerate delle vere e proprie eterogeneità di composizione in seno alla matrice di alluminio.

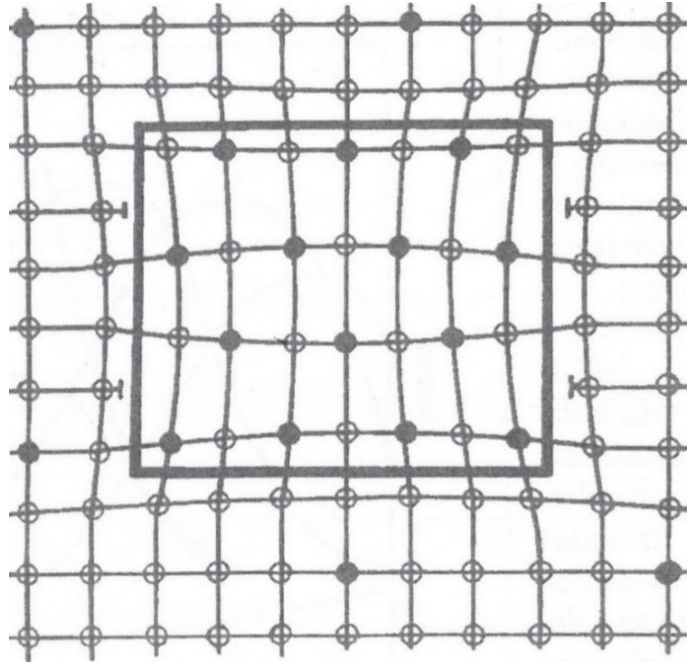


(rappresentazione schematica di una zona GP in una lega Al-Cu)



(immagine reale di una zona GP in una lega Al-Mg-Si-Cu)

Le zone GP rappresentano quindi dei nuclei per la formazione delle successive fasi intermedie di precipitati coerenti con la matrice solo in direzioni cristallografiche preferenziali. La transizione da zone a precipitati semi coerenti si verifica quando il valore di distorsione elastica generato diviene così elevato da portare alla perdita di coerenza lungo certi piani cristallini, portando ad un massivo indurimento strutturale.



*Rappresentazione schematica di un composto intermetallico semi coerente con la matrice.*

Per cui ogni lega di alluminio predisposta all'invecchiamento è caratterizzata da specifiche modalità di decomposizione, definite da tempo e temperatura di invecchiamento che come abbiamo visto devono essere minuziosamente calibrate per garantire la riuscita del trattamento.

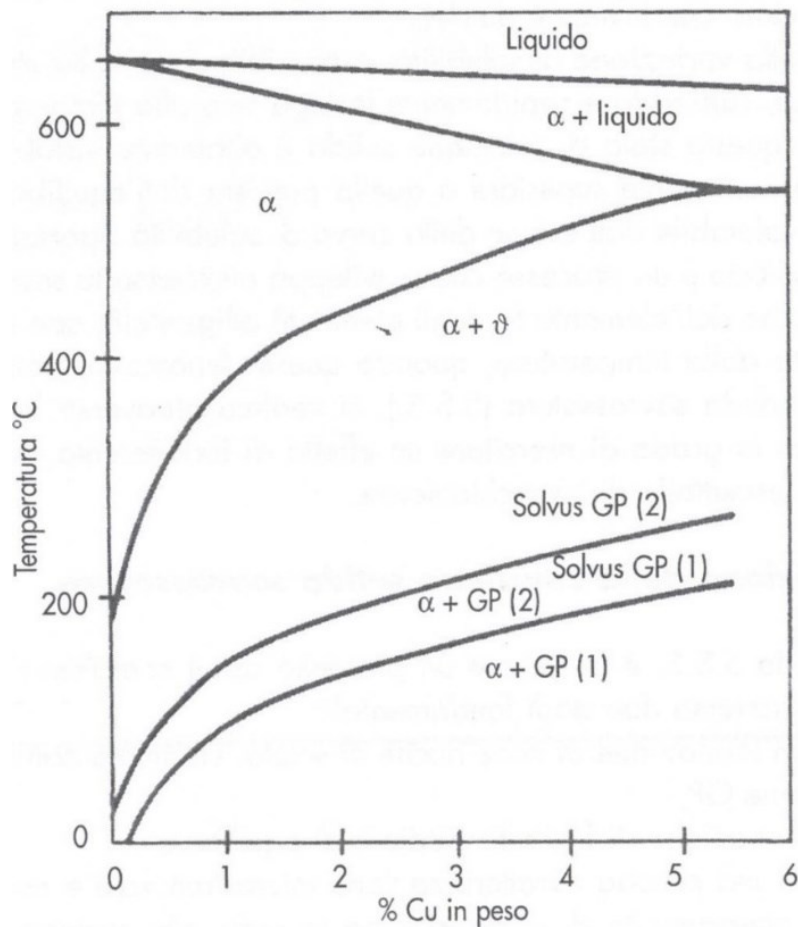
La teoria delle dislocazioni, ovvero dei difetti lineari nei cristalli, ci permette di captare i meccanismi di deformazione mostrando che la deformazione proveniente da una sollecitazione esterna si propaga all'interno della struttura cristallina tramite il moto e la traslazione delle dislocazioni lungo i piani di scorrimento. In altre parole, la presenza dei precipitati di tipo semi coerente tende ad ostacolare e bloccare il movimento dei difetti cristallini rendendo meno fluida la propagazione della deformazione e di conseguenza aumentando la durezza e la resistenza meccanica. Da importanti studi è emerso che la difficoltà delle dislocazioni ad attraversare i precipitati è strettamente correlata al campo di deformazione che si instaura e quindi dalla distribuzione, grandezza, densità e rapporto strutturale che questi instaurano con la matrice di alluminio (coerenza, semi coerenza, incoerenza).

### 4.3 Sistemi di equilibrio dell'alluminio

Andiamo ora ad esaminare passo passo i sistemi che l'alluminio forma con i suoi elementi in lega, partendo dai composti più semplici fino ad arrivare alle leghe quaternarie più importanti della serie 7000.

#### 4.3.1 Sistema Al-Cu

È la classica lega da bonifica e il suo invecchiamento avviene in modo naturale, ovvero a temperatura ambiente, se pura. Nelle leghe commerciali e per impieghi più particolari e specifici vengono aggiunti o sono presenti piccole quantità di Fe, Si, Mg e Ni e l'invecchiamento viene eseguito a temperature più alte. Questo sistema Al-Cu è tra i più noti e studiati, le fasi che ne caratterizzano il processo di invecchiamento possono essere individuate ed esaminate partendo dal diagramma di stato di tale sistema.



*Diagramma di stato Al-Cu, lato alluminio, e fasi del processo di invecchiamento.*

Quindi possiamo vedere una soluzione solida sovrassatura di Cu in Al con percentuale di rame compresa tra la solubilità massima e minima.

Formazione di composti ricchi di soluto nelle zone GP1 (fase  $\vartheta'$ ) che danno vita ad una struttura a forma di "placchetta" e poiché gli atomi di rame hanno delle dimensioni inferiori rispetto a quelle dell'alluminio, queste zone GP1 producono un campo di deformazione elastica attorno al reticolo di Al. Inoltre, al crescere delle dimensioni della fase  $\vartheta'$  il campo di tensione circostante diviene elevato portando alla perdita di coerenza e le notevoli distorsioni all'interfaccia possono portare alla nascita di dislocazioni.



Formazione della fase  $\theta''$  GP2 che è un composto metastabile perfettamente coerente con il reticolo dell'alluminio lungo due direzioni; anche in questo caso la coerenza tra Al e  $\theta''$  induce un campo di deformazione elastica molto marcato e l'indurimento della lega risulta massimo per una distribuzione densa ed omogenea di questa fase  $\theta''$  unita alla fase  $\theta'$  discussa precedentemente.

Mentre invece la fase stabile  $\theta$  (composizione  $\text{CuAl}_2$ ) è un composto dannoso per la lega poiché completamente incoerente con la matrice, quindi non ha effetto indurente ma si comporta come una vera e propria inclusione che non influenza la mobilità delle dislocazioni.

#### 4.3.2 Sistema Al-Cu-Mg

L'aggiunta di magnesio consente una maggiore risposta all'invecchiamento portando alla nascita di più fasi. Di fatto i composti di equilibrio a 190 °C con alto tenore di alluminio della lega ternaria sono:

- fase  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) analoga a quella del sistema Al-Cu e ugualmente dannosa;
- Fase S di composizione  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  con struttura ortorombica;
- Fase T di composizione  $\text{Al}_6\text{CuMg}_4$  con struttura cubica.

Durante il trattamento di invecchiamento di queste leghe la formazione dei precipitati è articolata come segue. Abbiamo zone chiamate GPB molto stabili costituite da atomi di rame e magnesio coerenti con la matrice. Altre zone che prendono il nome di GPB2 che si pensa siano nucleate sulle precedenti e si presentano per temperature d'invecchiamento superiori ai 200 °C. infine la fase S' che è strutturalmente molto simile alla fase di equilibrio S e che si instaura per temperature che oltrepassano i 110 °C. Effettivamente il precipitato di equilibrio S si forma a partire dalla fase metastabile S' sotto lunghi tempi d'invecchiamento e il loro effetto indurente è mostrato in alcune curve che raccolgono le misure di durezza che possono essere facilmente descritte ed interpretate. Per invecchiamenti a basse temperature si ha una crescita dei valori legata alla comparsa delle zone GPB, per temperature più elevate (comprese tra i 110 e 190 °C) la durezza riscontra un rapido incremento dovuto sempre alle zone GPB e poi resta ad un livello pressoché costante fino all'origine della fase metastabile S' e quindi un successivo addolcimento dovuto al sovrainvecchiamento. Le zone GPB2 possono instaurarsi solo oltre i 220°C sostituendosi alle GPB.

#### 4.3.3 Sistemi Al-Zn-Mg ed Al-Zn-Mg-Cu

Sono due dei sistemi a cui appartengono le leghe di alluminio a più elevata resistenza meccanica: la famiglia delle 7000. Oggi giorno sono senz'altro le leghe contenenti zinco più diffuse ed impiegate. I sistemi ternari di alluminio, zinco e magnesio sono principalmente leghe da fonderia che presentano una notevole semplicità di soprassaturazione poiché il composto  $\text{MgZn}_2$  solubilizzato durante il raffreddamento resta facilmente in soluzione soprassatura anche all'interno di forme o conchiglie dove magari la velocità di raffreddamento non è poi così drastica e rapida. Il composto tende poi a precipitare spontaneamente, sono perciò leghe ad invecchiamento naturale. Il tenore di zinco in questi sistemi si aggira intorno al 4% e il 9%.

Nelle leghe da deformazione plastica rientrano invece i sistemi che contengono alluminio, zinco, magnesio e anche rame; queste leghe a seguito di invecchiamento e sofisticati cicli tecnologici presentano un complesso di proprietà meccaniche, resistenza a tensocorrosione, a fatica e tenacità a frattura che le rendono di grande valore per le sue interessanti applicazioni, specialmente in ambito aeronautico. Questi apparati quaternari vengono trattati considerandoli come semplici derivati dei sistemi ternari.

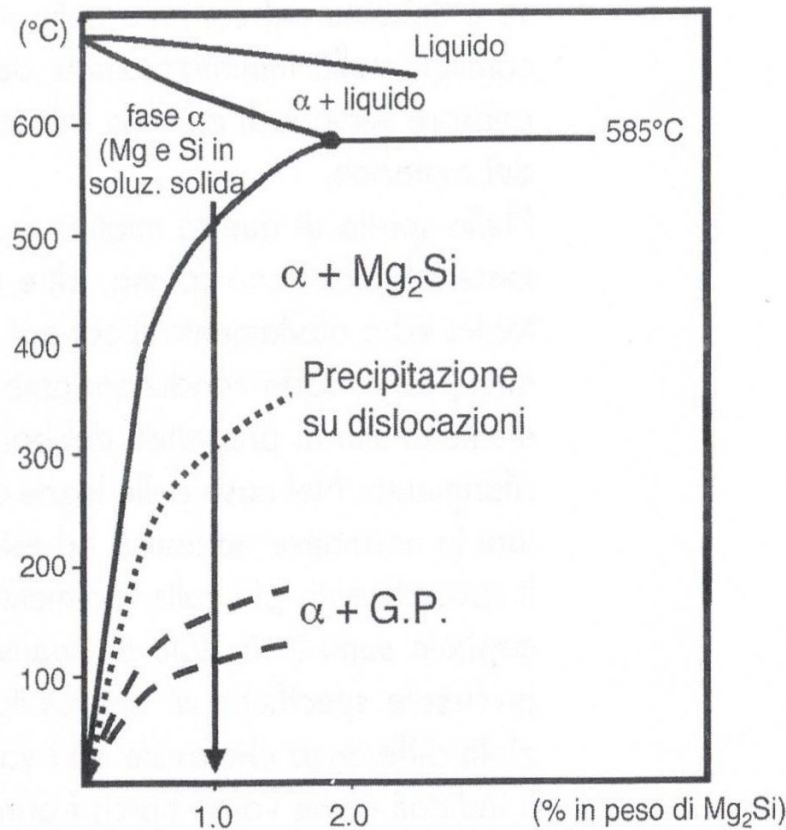


Diagramma di stato pseudobinario Al-Mg<sub>2</sub>Si.

Per le leghe ternarie che contengono zinco fino al 6,5% e magnesio fino al 3% il meccanismo di invecchiamento è caratterizzato da diversi composti:

- Aggregati ricchi di zinco e magnesio;
- Zone GP a struttura ordinata sferica;
- Fase di transizione M' parzialmente coerente con la matrice;
- Fase stabile M (MgZn<sub>2</sub>) oppure T (Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>) del tutto incoerenti con la matrice d'alluminio.

L'indurimento ottimale e più elevato si ottiene con una dispersione di zone GP e di fase M' che sono in grado di instaurare intensi campi di deformazione. Per percentuali di rame minori dello 0,5% la loro presenza è trascurabile e il comportamento resta pressoché lo stesso; aumentandola contribuisce alla formazione di zone GP di Cu la cui presenza concorre ad aumentare la stabilità delle varie fasi e all'indurimento complessivo.

Aumentare la quantità degli elementi in lega porta certamente ad un'elevazione delle proprietà meccaniche dell'aggregato, però tuttavia come visto prima questo aumento va a discapito di altre caratteristiche come la resistenza a corrosione; perciò vengono aggiunti altri elementi come cromo, manganese e zirconio che migliorano efficacemente questo scompensamento senza però influire con le strutture che si formano e i precipitati durante l'invecchiamento.

## CAPITOLO 5

### 5.1 Leghe 2xxx e 7xxx: proprietà fisiche, metallurgiche, tecnologiche e loro applicazioni

Abbiamo illustrato come avvengono i trattamenti di indurimento, le meccaniche dietro questi fenomeni e gli sviluppi che hanno portato. È quindi noto che tra le leghe di alluminio che più trovano impiego su una vasta gamma di settori sono quelle della serie 2000 e 7000; nonché le più ingegnerizzate a livello fisico e tecnologico.

La resistenza a fatica, la resistenza a corrosione, la durezza e altre importanti proprietà meccaniche, come illustrato precedentemente, aumentano a seguito di un periodo di tempo ben definito durante il trattamento di invecchiamento. In opposizione alle leghe 2000 che vengono invecchiate tra i 170 e i 190 °C, per la serie 7000 sono necessarie temperature più basse comprese tra i 115 e i 130 °C con cicli termici più rapidi e meno dispersivi. A causa della natura indurente dei precipitati è necessario tenere sotto controllo molte variabili durante questi processi; primo tra tutti il tempo. L'influenza di questa variabile dipende molto dal tipo di elementi in lega, ad esempio per la 7178 la massima resistenza è ottenuta quando il ritardo tra tempra e invecchiamento è minimo; ciò è anche vero per la 7075 (Ergal), dove però un ritardo tra questi trattamenti da 4 a 30 ore è molto più dannoso rispetto ad un'attesa assai più lunga. Tale fenomeno non è ancora del tutto chiaro ma pare esserci un'apparente relazione tra la condizione di soprassaturazione relativa alla tempra strutturale e la successiva e progressiva reversione in zone GP durante l'invecchiamento. L'effetto dell'invecchiamento naturale che si verifica in questi intervalli di tempo tra un'operazione ed un'altra, per esempio nella lavorazione delle lamiere in 7075 viene eliminata usando due step di riscaldamento: uno per circa 4 ore a 100 °C e un successivo a 160 °C per una durata di 8 ore. In questo modo si ottengono proprietà e resistenza uguali a quelle dello stesso materiale (lamiera di 7075) tenuta a 120 °C per circa 24 ore. La ragione è che il trattamento di 4 ore a 100 °C sviluppa zone GP stabili quando la temperatura viene alzata.

Un'altra variabile da considerare è appunto la velocità di raffreddamento e le condizioni di primo invecchiamento. Una differente lega della serie 7XXX come la 7005 viene spesso lavorata per estrusione, e durante la lavorazione viene effettuato un pre-invecchiamento a 110 °C per 8 ore e poi un successivo invecchiamento di 16 ore a 150 °C. così facendo, durante il primo step a basse temperature, le zone GP riescono a depositarsi e crescere in modo da non dissolversi a più alte temperature.

Durante gli anni 60 furono sviluppati trattamenti di tipo T7 sulle leghe 7000 per aumentare la resistenza a corrosione. Questi trattamenti vanno di fatto a diminuire la sensibilità a corrosione dei grani tramite un sovrinvecchiamento. Le temperature del processo si aggirano intorno i 160-175 °C, seguito successivamente ad un'esposizione controllata a più bassa temperatura che appunto permette la formazione delle zone GP. Queste zone si trasformano poi in precipitati intermedi  $\eta'$  ed infine nella fase di equilibrio  $\eta$ . Eliminando il primo step di pre-invecchiamento e riscaldando velocemente alla temperatura finale di invecchiamento si ottengono degli scarsi risultati poiché la reversione dei pochi nuclei delle zone GP si dimostra essere insufficiente a formare una dispersione fine del precipitato  $\eta$ . L'utilizzo di una lenta velocità di riscaldamento o di due stadi di invecchiamento risolvono questo problema.

Estendendo quindi il tempo di invecchiamento naturale a temperatura ambiente prima dell'invecchiamento artificiale contribuisce ad aumentare la crescita e la nucleazione della zone GP che quindi poi resisteranno alla decomposizione e successiva trasformazione nel precipitato stabile  $\eta$  disperso nella matrice di alluminio

$\alpha$ ; ma in pratica non è impiegata a causa dei lunghi tempi di attesa, per cui i produttori scelgono di operare effettuando un pre-invecchiamento tra i 100 e i 120 °C per velocizzare e rendere il processo produttivo il più efficiente possibile.

Sono industrialmente possibili numerosissime combinazioni di tempi e temperature per realizzare questi trattamenti; in alcuni casi il sovrainvecchiamento può avvenire in maniera fin troppo rapida perciò sono richieste apparecchiature di controllo della temperatura e forni estremamente precisi e raffinati. Per assistere e controllare questo problema sono stati sviluppati metodi basati su osservazioni sperimentali che descrivono gli effetti della precipitazione, tali effetti sono espressi dalle seguenti equazioni:

$$S = Y^{-\left(\frac{ts}{F} + \psi\right)}$$

Dove S, la resistenza a snervamento, è data dalla Y che tiene conto di molti fattori come il tipo di lega considerata, il metodo di realizzazione del manufatto e dalla direzione delle fibre e dei grani. Il termine “ts” individua il tempo di permanenza alla temperatura di persistenza. Infine, “F” è un termine dipendente dalla temperatura e “ $\psi$ ” è pari a:

$$\psi = \int \frac{dt}{F}$$

Nel quale “t” indica il lasso di tempo di riscaldamento fino alla temperatura di esercizio.

Queste relazioni aiutano gli operatori e gli ingegneri, addetti al controllo del forno e alla qualità dei manufatti, a compensare la velocità di riscaldamento e la differenza alla temperatura di permanenza tra quella desiderata e quella registrata. Trasferendo le informazioni delle equazioni in una serie di grafici si riesce a far fronte a queste problematiche, andando a compensare le mancanze e le inesattezze.

### 5.1.1 Invecchiamento termomeccanico (termomechanical aging TMA)

L’invecchiamento termomeccanico è un particolare trattamento che consiste nella lavorazione per deformazione dopo tempra di solubilizzazione o invecchiamento; la deformazione può avvenire a caldo o a freddo a seconda del tipo di lega e il suo impiego o le proprietà richieste. Le leghe della famiglia 2000 come la 2024, la 2124 e la 2219 rispondono particolarmente bene a questo di trattamento tramite deformazione a freddo realizzata tra tempra ed invecchiamento. Il miglioramento e l’aumento di resistenza deriva dalla combinazione di trattamenti termici e lavorazioni a freddo che accrescono la nucleazione di ulteriori particelle di precipitato.

Le lavorazioni a freddo dopo trattamenti termici hanno risposta anche sulle leghe 7000 e sono usate per innalzare ulteriormente i livelli di durezza e alleviare lo stress derivante dai cicli termici. Tuttavia, questi processi produttivi non sono molto diffusi.

## 5.2 Analisi dettagliata di trattamenti termici di leghe 7xxx

Questa specifica famiglia di leghe è la più famosa per le sue inimitabili doti, è di fatto largamente usata per le strutture in ambito aerospaziale o quando per particolari applicazioni sono necessari materiali resistenti e leggeri capaci di sopportare livelli di stress molto alti e prolungati.

Le loro importanti proprietà come elevata resistenza a trazione, paragonabile a quella di un ottimo acciaio, duttilità, malleabilità e resistenza a corrosione e a fatica, possono essere facilmente controllate e modificate agendo sulla composizione chimica del metallo e sui trattamenti termici che seguirà. In tal modo si riescono ad ottenere leghe con proprietà meccaniche specifiche tramite un'alta ingegnerizzazione della lega di alluminio tale da renderla ideale per applicazioni strutturali di alte performance anche sotto stress. Negli anni sono stati analizzati diversi importanti effetti dovuti ai trattamenti termici ed all'evoluzione, quindi, della microstruttura e delle proprietà di questa classe di leghe. In particolare sono state analizzate, anche da un recente studio dell'università di Monash, in Australia, i meccanismi di dissoluzione delle fasi indesiderate mediante alte temperature controllate, la sensibilità alla tempra sotto condizioni di raffreddamento continuo e il comportamento ad invecchiamento mediante uno o più step di trattamento.

Partendo dalla colata dell'alluminio le dendriti si accrescono secondo la direzione del flusso termico che asporta il calore, vengono ovviamente identificati altri elementi che producono fasi di equilibrio e metastabili che solitamente sono insolubili nella matrice di alluminio. Tali elementi sono zinco, rame, magnesio, silicio, ferro, zirconio e nelle leghe moderne si cerca di ridurre il più possibile la presenza di silicio e ferro che compaiono come impurezze e fanno abbassare la resistenza meccanica.

Successivamente si esegue un trattamento di omogeneizzazione e di laminazione a caldo.

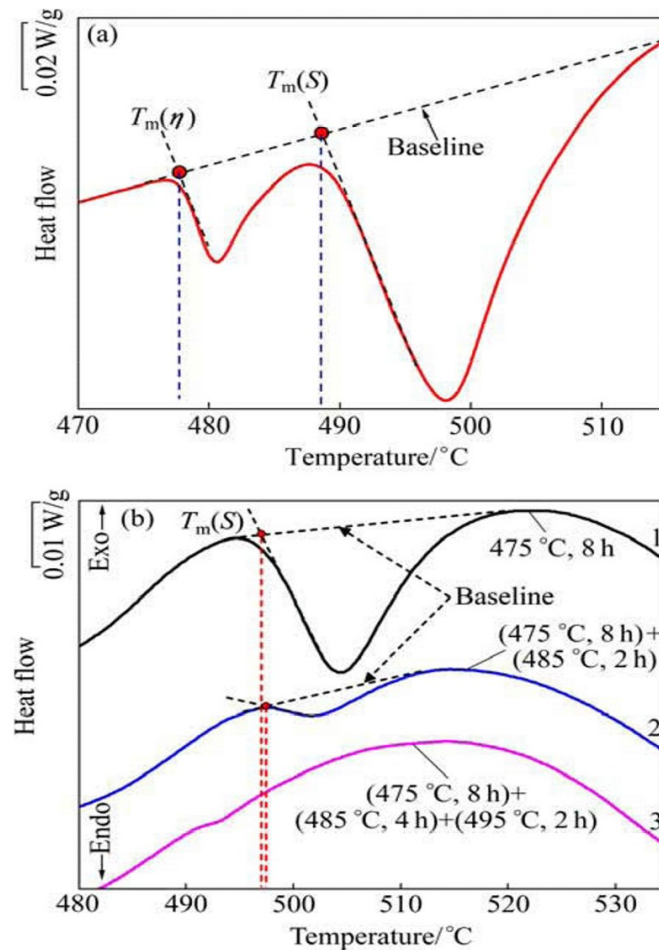
A seguito della laminazione a caldo della lega AA7150 viene effettuata una ricottura di solubilizzazione tra i 471-482 °C per diverse ore, al fine di dissolvere gli agglomerati di particelle che sono rimaste coagulate dai precedenti processi. I dispersoidi contenenti ferro sono insolubili durante questo trattamento termico, possono invece verificarsi fenomeni di ricristallizzazione e riassetto termico in funzione del grado di energia di deformazione immagazzinata durante la precedente storia deformativa dell'metallo in esame e dall'efficacia e sensibilità dei dispersoidi nel fissare i confini del bordo del grano. Poiché è necessario, dal punto di vista della resistenza a rottura, ridurre al minimo il grado di ricristallizzazione, il tempo del trattamento di solubilizzazione deve essere mantenuto il più basso possibile cercando di ottenere il massimo della dissoluzione delle particelle solubili anche per motivi legati alla resistenza a corrosione della lega.

Da queste sperimentazioni è stato dimostrato che la fase  $\eta$  denominata  $MgZn_2$  presenta i precipitati più grossolani, che però possono essere dissolti nella lega AA7150 entro 5 minuti ad una temperatura di 475 °C. Ciò è attribuito alla temperatura di fusione relativamente bassa della fase  $\eta$  e della rapida velocità di diffusione del magnesio e dello zinco. Per le stesse ragioni la fase T, identificata come  $Al_2Mg_3Zn_3$ , risulta altrettanto semplice da dissolvere; tuttavia in questo materiale la sua presenza non è stata registrata.

Al contrario invece la fase S, chiamata  $Al_2CuMg$ , è molto più complessa da disgregare; poiché la sua temperatura di solubilizzazione è molto vicina alla temperatura del trattamento termico ed inoltre il rame diffonde molto più lentamente del magnesio e dello zinco.

Se la lega viene portata alla temperatura di esercizio del trattamento in modo rapido, ovvero con una elevata velocità di riscaldamento, possono verificarsi delle fusioni localizzate della lega; tuttavia è stato dimostrato che tale comportamento può essere evitato se il materiale viene scaldato in modo graduale e controllato.

I risultati del DSC vengono mostrati in figura:



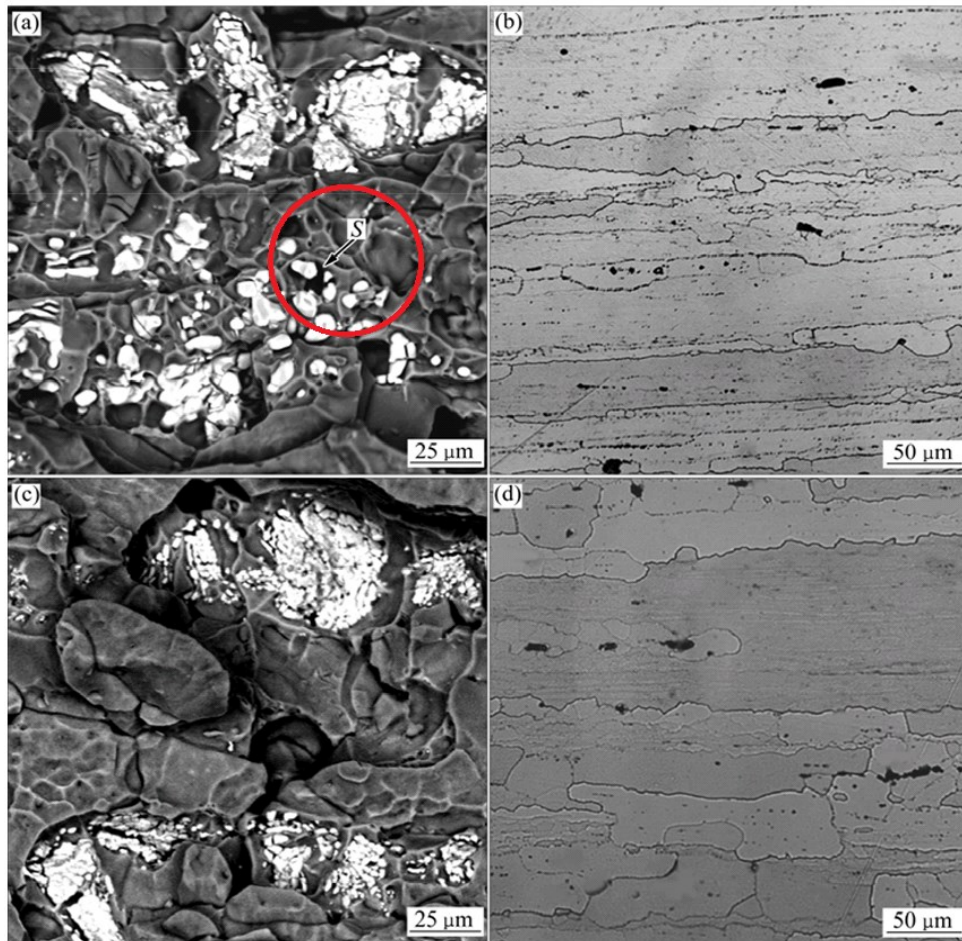
(La calorimetria differenziale a scansione, DSC, è una tecnica di analisi termica utilizzata per caratterizzare diversi materiali. Grafico di curve DSC per la lega AA7075 che mostrano l'insorgenza di incipiente fusione delle fasi S ed  $\eta$  in diverse condizioni: a) condizione di laminazione; b) condizione di solubilizzazione.)

Tutte le curve sono basate su una velocità di riscaldamento DSC di 10 °C/min.

Si notano dei picchi endotermici associati allo scioglimento delle fasi  $\eta$  ed S. questi picchi si registrano sulla lega che ha subito un trattamento di laminazione. È evidente che dopo il trattamento di solubilizzazione a 475 °C per circa 8 ore non restano tracce della fase  $\eta$ , ma è ancora presente una piccola quantità di fase S che però tende a diminuire con l'aumento di temperatura. Di fatto anche della sua presenza, dopo più step di trattamento termico (475 °C, 8 h + 485 °C, 4 h + 495 °C, 2 h), non vi è alcuna traccia.

È interessante notare come le linee tratteggiate verticali suggeriscano che la temperatura di insorgente fusione della fase S che viene misurata e fissata a 488 °C dopo la laminazione a caldo, è aumentata a circa 497 °C subito dopo il trattamento di solubilizzazione; è quindi possibile aumentare gradualmente la temperatura di trattamento a piccoli incrementi fino a quando la fase S non è totalmente dissolta. Ciò è facilitato e reso possibile dalla sempre più efficace rimozione del gradiente di concentrazione locale attorno alle particelle che si stanno dissolvendo ed al bordo del grano, anche a causa dell'aumento della velocità di diffusione dovuta all'incremento di temperatura sempre più elevato.

Questo fenomeno è visibile anche alla figura seguente, dove:



*(Immagini SAM di superfici di frattura a trazione e micro-fotografie ottiche di sezioni lucidate corrispondenti alle curve DSC 1 e 3 del grafico precedente.)*

*(a,b) presenza di particelle della fase S arrotondate e agglomerati di  $Al_7Cu_2Fe$*

*(c,d) presenza di soli agglomerati  $Al_7Cu_2Fe$*

Si vedono le particelle della fase S, di forma arrotondata, presenti sulla superficie di rottura a trazione della lega AA7150 dopo un trattamento termico di ricottura di solubilizzazione di 8 ore ad una temperatura di 475 °C. Al contrario invece, non è osservabile nessuna fase S sulla superficie di fratturazione della stessa lega ma dopo un trattamento termico in più step eseguito a 475 °C per 8 h, più 4 h a 485 °C e successive 2h a 495 °C. Le particelle che invece restano sono principalmente  $Al_7Cu_2Fe$ , il cui grado di ricristallizzazione è leggermente aumentato a seguito di questo trattamento con soluzione multi-step.

L'eliminazione della fase S, con questa soluzione di riscaldamento controllata e frammentata, porta a miglioramenti nella corrosione da stress ed alla resilienza. Negli ultimi anni sono stati riportati risultati simili da molte università e laboratori di metallurgia sui miglioramenti delle proprietà che derivano dalla completa dissoluzione di agglomerati grossolani di particelle solubili ad elevate temperature, specialmente per la serie di leghe 7000.

Un successivo problema è però legato al fatto che le fasi  $\eta$  ed S possono nuovamente precipitare durante il raffreddamento del trattamento di omogeneizzazione oppure nei successivi cicli termici ad elevate temperature, tuttavia se i processi post-omogeneizzazione sono ben controllati le particelle di queste fasi che si ripresenteranno non saranno grossolane e quindi risulterà semplificata la loro consecutiva dissoluzione a



temperature più basse. Altre strategie analizzate presso l'università di Monash per facilitare la decomposizione della fase S nel corso della ricottura e quindi migliorare l'equilibrio delle proprietà consistono nello sperimentare aggiustamenti e modifiche compositive ed anche tipologie di laminazione più gravi per rompere e ridurre gli agglomerati grossolani costituiti da tale fase, o comunque, queste opzioni risultano utili per ridurre gli effetti dannosi di altri composti intermetallici come  $Al_7Cu_2Fe$  ed  $Mg_2Si$ . È effettivamente risaputo che il contenuto di ferro e silicio in agglomerati grossolani riduce la resistenza della lega di alluminio. Un altro lavoro in Cina ha descritto un ulteriore trattamento di pre-precipitazione ad elevata temperatura (HTPP); ovvero un ciclo termico composto di più fasi che utilizza temperature consecutivamente decrescenti per migliorare la resistenza a corrosione tramite una distribuzione chimica ottimale dei precipitati a bordo del grano. Questo processo è simile a quello a due fasi, brevettato dalla Reynolds Metal Co., per affinare la resistenza a corrosione esfoliante.

### 5.2.1 Sensibilità alla tempra e comportamento dei precipitati al raffreddamento

Subito dopo il trattamento di solubilizzazione, i prodotti e i provini in lega AA7150 sono stati temprati raffreddandoli in modo rapido in acqua fredda per formare una soluzione solida satura, inoltre la tempra così veloce mantiene un'alta concentrazione di vacanze che successivamente agevoleranno la nucleazione dei precipitati di rinforzo. Ciò nonostante una tempra così drastica e fulminea genera notevoli sollecitazioni residue dovute alla non uniformità della velocità di raffreddamento che provocano diverse velocità di contrazione sui manufatti in lega. Perciò in generale vengono utilizzati mezzi tempranti meno severi per ridurre l'entità di tali stress residui e deformazioni. Questo inconveniente può essere industrialmente risolto impiegando come mezzi tempranti l'acqua calda o acqua di tempra saturata con un gas come  $CO_2$  o  $CO_3^{2-}$  dove avviene un trattamento chimico superficiale che riduce il trasferimento di calore; dal momento che, come abbiamo visto, velocità di spegnimento troppo elevate possono portare alla formazione di incrinature intergranulari, e quindi di micro-cricche che compromettono la resistenza a fatica della lega. La gravità che si verifichi questo fenomeno aumenta all'aumentare della velocità di raffreddamento e della dimensione dei prodotti temprati, poiché il gradiente di temperatura diventa sempre maggiore.

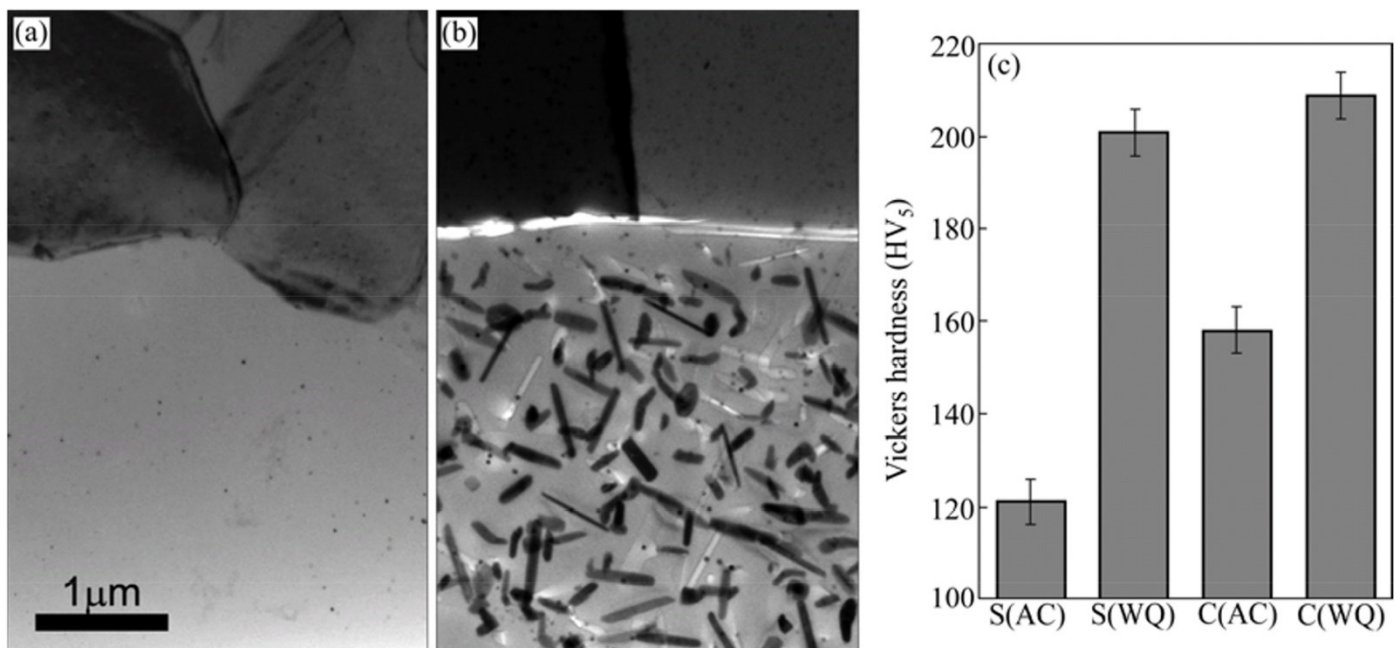
Ciò però ci porta un'altra problematica legata alla tempra, di fatto diminuendo la velocità di tempra e quindi la sua drasticità, si incrementano i tempi di diffusione e ciò consente ai precipitati più grossolani di svilupparsi a bordo grano, riducendo così la quantità di soluto disponibile per la formazione di precipitati fini indurenti durante il successivo invecchiamento.

Se una lega è sensibile a tale fenomeno di precipitazione a bordo grano durante un'operazione di tempra più blanda allora si dice che è "sensibile all'estinzione". Questo è un grande problema specialmente quando abbiamo componenti molto spessi dove il tasso di tempra varia significativamente attraverso lo spessore a causa della differenza di temperatura tra la superficie esterna a contatto con il mezzo raffreddante e quella interna dove l'asportazione di calore sarà molto più lenta e quindi con una velocità di raffreddamento più bassa.

Le leghe che contengono piccole quantità di zirconio (Zr) sono meno sensibili alla tempra rispetto alle leghe contenenti rame o manganese poiché i dispersoidi  $Al_3Zr$  hanno maggiore probabilità di essere coerenti con la matrice  $\alpha$  dell'alluminio e quindi minori probabilità di fungere da siti di nucleazione eterogenei durante la fase di spegnimento.

Il lavoro presso la Monash University sulla lega AA7150 ha dimostrato che la curva d'invecchiamento della lega dopo un raffreddamento ad aria manifesta una notevole differenza di durezza tra la superficie esterna e quella interna di una piastra di spessore 80 mm, dove il cuore della piastra raggiunge un valore di durezza

nettamente superiore a quello della superficie esterna; mentre invece dopo l'estinzione con acqua la differenza nelle curve di invecchiamento tra superficie e cuore è totalmente trascurabile. Questi risultati suggeriscono che effettivamente si perdono più soluti non indurenti durante il raffreddamento in aria sulle pareti esterne rispetto alle posizioni centrali. La principale differenza microstrutturale tra superficie e centro è che la parte esterna presenta un grado di recupero e ricristallizzazione più alto dovuto alla più grave deformazione subita durante la laminazione rispetto al centro. Inoltre gli studi hanno dimostrato che i dispersoidi  $Al_3Zr$  coerenti metastabili non cristallizzati possono trasformarsi in dispersoidi  $Al_3Zr$  incoerenti con la matrice dopo ricristallizzazione. Queste dispersioni incoerenti hanno molte più probabilità di agire come siti di nucleazione eterogenei rispetto ai loro precursori coerenti; si ritiene che questo fenomeno faccia parte del motivo per cui la superficie della piastra è più sensibile alla tempra rispetto al centro.



*{Immagini in campo chiaro delle posizioni centrali della piastra in lega AA7150; (a) tempra in acqua; (b) raffreddamento in aria; i punti sottili nell'immagine b sono dispersoidi  $Al_3Zr$ . Dopo il raffreddamento in aria si osserva una grande quantità di precipitati non indurenti nei grani. (c) il diagramma mostra i risultati di durezza dopo 24 ore di invecchiamento a 120° C per entrambe le posizioni della piastra: superficie "S" e centro "C" in condizioni di raffreddamento ad aria "AQ" e raffreddamento ad acqua "WQ"}*

Tuttavia gli studi dell'università hanno dimostrato che non vi è alcuna differenza significativa tra la durezza dei campioni raffreddati in aria ed in acqua in mancanza della laminazione a caldo. Questa assenza di sensibilità all'estinzione prima del processo termo-meccanico supporta ulteriormente l'opinione che la ricristallizzazione durante il trattamento di solubilizzazione possa aumentare la sensibilità all'estinzione rendendo i dispersoidi  $Al_3Zr$  incoerenti con la matrice di alluminio.

La sensibilità alla tempra delle leghe 7xxx è stata studiata per oltre cinquant'anni. Durante questo periodo sono stati condotti numerosi studi di tempra interrotta e di mantenimento isotermico per determinare le curve di trasformazione tempo-temperatura (TTT) e in tempi più recenti si è passati a studiare il comportamento

delle leghe durante trasformazioni con raffreddamento continuo (CCT). Recenti studi in Cina si sono invece concentrati sulla caratterizzazione del comportamento a raffreddamento continuo di svariate leghe della famiglia 7xxx utilizzando la prova Jominy per la temprabilità.

### 5.2.2 Comportamento all'invecchiamento e sue implicazioni

Successivamente al trattamento di solubilizzazione e tempra con seguente riduzione dello stress interno, le leghe della serie 7xxx vengono invecchiate; la seguente tabella mostra valori tipici di invecchiamento per prodotti di ambito aerospaziale.

Alloy	Temper	1st ageing step	2nd ageing step
AA7075	T6	121 °C, 24 h	–
AA7150	T6	121 °C, 24 h	154 °C, 12 h
AA7050	T76	121 °C, 3–6 h	163 °C, 12–15 h
AA7050	T74	121 °C, 3–6 h	163 °C, 24–30 h
AA7050	T73	121 °C, 4–24 h	177 °C, 8–16 h
AA7075	T73	107 °C, 6–8 h	163 °C, 24–30 h

*(Tipici parametri di invecchiamento per piastre aerospaziali in lega 7xxx)*

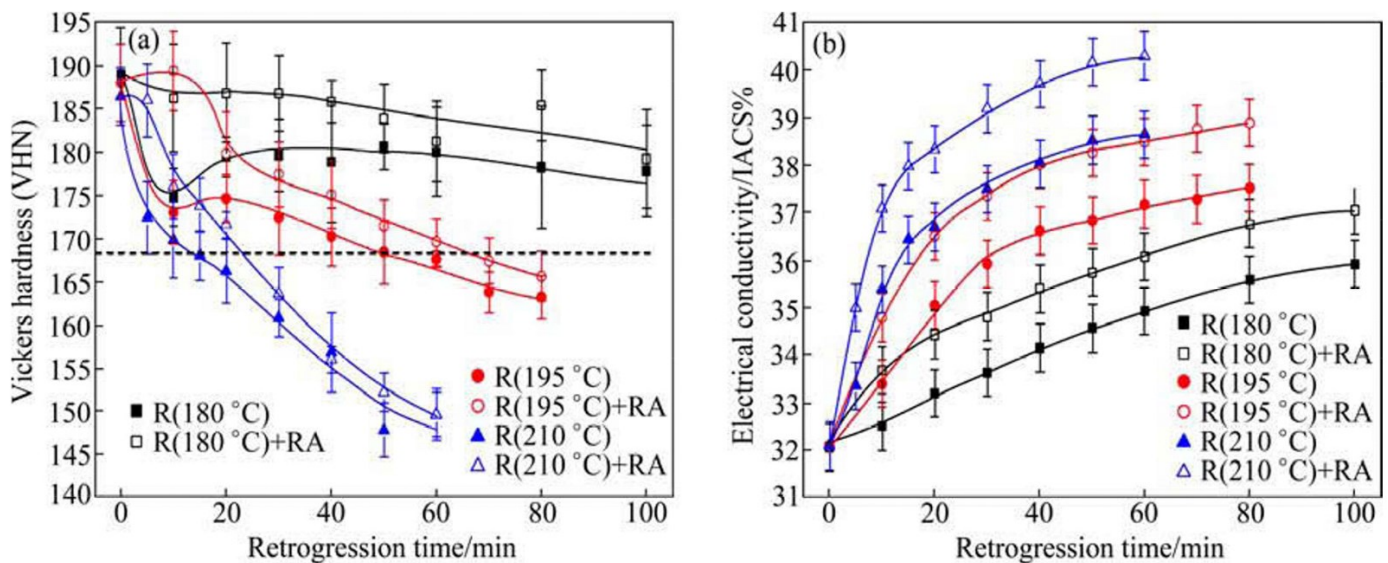
Il massimo livello di indurimento e quindi di resistenza può essere raggiunto con invecchiamenti graduale o in due o più fasi. I cicli costituiti da due fasi consistono in un invecchiamento a bassa temperatura seguito un posteriore a temperatura elevata. Le combinazioni di proprietà possono essere migliorate con trattamenti più complessi come regressione ed invecchiamento o invecchiamento interrotto. Durante questo trattamento termico le dimensioni e la densità dei precipitati nella matrice aumentano e passano dall'essere coerenti, poi semi coerenti ed infine incoerenti con la matrice. Questi cambiamenti comportano un innalzamento della resistenza associato ad una frazione di precipitati su scala molto fine con una distribuzione ottimale. La resistenza allo snervamento delle leghe della serie 7xxx si attestano in genere nell'intervallo di 450-570 MPa, sebbene si possono raggiungere valori più elevati.

I precipitati di bordo grano drenano il soluto dalle regioni adiacenti, in modo che non vi sia soluto sufficiente per altri precipitati di matrice vicino ai confini del grano. Quindi si formano delle zone libere da precipitati adiacenti alle estremità dei grani.

Negli anni passati i progetti per componenti aeronautiche erano basati sul rapporto resistenza-peso ed il trattamento termico che veniva impiegato era il T6; tuttavia la presenza di guasti dovuti alla corrosione hanno spinto la ricerca a perfezionare i trattamenti termici di invecchiamento sulle leghe 7xxx. Negli anni la resistenza a corrosione è stata migliorata tramite trattamenti di sovrainvecchiamento che però riducono la

resistenza del materiale del 10%-15% rispetto alla condizione T6. Questi trattamenti hanno avuto successo su leghe Al-Zn-Mg-Cu contenenti rame in percentuale maggiore dell'1%, risultano invece inefficaci per alcune leghe con basso contenuto di rame per motivi legati alla microchimica e all'attività elettrochimica dei precipitati anodici. Questo motivo spinse le industrie ed i ricercatori a sviluppare nuovi processi e cicli termici che miravano a migliorare la resistenza delle leghe 7xxx senza però ridurre significativamente le proprietà strutturali del materiale al di sotto dei valori del trattamento standard T6. Fu così che negli anni '70 venne messo a punto un trattamento termico a tre stadi noto come processo di retrogressione e re-invecchiamento (RRA). Questa tecnica prevedeva il ritrattamento di una lega già invecchiata con picchi di temperature tra i 200 °C e i 260 °C per un tempo che oscillava tra i 7 ed i 120 secondi; seguita poi da un nuovo invecchiamento del metallo secondo il processo termico T6 originale. Tuttavia, poiché tali tempi e temperature non permettevano un'adeguata omogeneizzazione termica ed un riscaldamento penetrante nei componenti di ampia sezione o di elevate grandezze furono usate temperature più basse di retrogressione e tempi più prolungati. Da allora il processo RRA è stato sviluppato commercialmente con la dicitura T77 con parametri d'invecchiamento proprietari, ma generalmente descritto come un trattamento RRA in tre fasi. È ampiamente utilizzato nell'industria aeromobile di generazione recente come Boeing ed Airbus.

Per monitorare l'attività di precipitazione durante il processo RRA possono essere effettuate misure di conduttività elettrica e di durezza; poiché in generale questo trattamento di retrogressione provoca una diminuzione di durezza ed un aumento della conduttività elettrica quando i piccoli precipitati vengono disciolti e se ne formano di più grandi dimensioni.



(Effetto del tempo e della temperatura di retrogressione a 180°; 195°; 210° sulle proprietà della lega AA7075 con trattamento di invecchiamento a 120° C per 24 h.)

(a) durezza Vickers  
(b) conduttività elettrica

Il lavoro dell'università di Monash è riuscito tramite tali monitorazioni a identificare tre stadi evolutivi della microstruttura della lega 7075 durante il trattamento di retrogressione:

- 1) Rapido discioglimento dei precipitati con mantenimento costante del raggio medio di tali precipitati fino alla temperatura di retrogressione.

- 2) Aumento della frazione volumetrica dei precipitati con incremento del raggio medio dovuto alla nucleazione e seguente crescita dei precipitati. Ciò è visibile sui grafici riportati di sopra in un indurimento secondario delle curve R180 °C ed R 195 °C a circa 20 minuti.
- 3) Successiva precipitazione ed ingrossamento dei grani corrispondenti nel grafico al calo delle curve di durezza e aumento della conduttività.

Sono stati poi identificati due stadi di evoluzione della microstruttura durante il re-invecchiamento:

- 1) Aumento della frazione volumetrica dei precipitati insieme ad un piccolo aumento del raggio medio nelle prime fasi del ciclo.
- 2) Un leggero ingrossamento dei grani precipitati senza nessun cambiamento osservabile nella frazione di volume a lunghi periodi di re-invecchiamento.

La sperimentazione svolta dall'università ha inoltre dimostrato che non si verificano profonde variazioni a livello microstrutturale e di durezza per tempi di ciclo fino a 48 ore; tuttavia per tempi eccessivi si sono registrati i seguenti cambiamenti nella microstruttura della lega 7075:

- Aumento della granulometria e della spaziatura del precipitato dalla matrice.
- Aumento delle dimensioni del precipitato a bordo grano.
- Aumento della superficie delle zone prive di precipitati.

Per di più è stato osservato che le microstrutture al contorno del grano, e quindi la microchimica della lega, possano essere le cause dei differenti comportamenti alla corrosione sotto sforzo per leghe come AA7079 con bassa percentuale di rame; e AA7075 con maggiore percentuale di rame, ed invecchiate in modo simile. È stato infatti riscontrato che l'eccessivo invecchiamento aumenti la resistenza a corrosione sotto sforzo per leghe AA7079 ed AA7022 con contenuto di rame al di sotto dello 0,9% in peso; contrariamente a quanto riferito in molti libri e trattati sull'argomento dove l'eccessivo invecchiamento risulta inefficace per la serie delle leghe 7xxx che contengono meno dell'1% di rame.

Le misurazioni della differenza di potenziale sono state realizzate effettuando misurazioni di tensione tra le superfici inizialmente non corrosive e le superfici dopo un determinato tempo di immersione in ambiente acquoso. Tali dati hanno dimostrato come la velocità della corrosione sotto sforzo sia principalmente controllata dal contenuto di rame dei precipitati a bordo grano: quantità basse di rame portano ad una maggiore differenza di potenziale tra i precipitati  $MgZn_2$  e  $XCu_x$ , quindi provocando una maggiore velocità di reazione anodica e catodica; tuttavia tramite un eccessivo invecchiamento questa differenza di potenziale elettro-chimico tende a diminuire.

Tutto il lavoro ha portato a dimostrare che temperature elevate per trattamenti come invecchiamento eccessivo (over-aging), di precipitazione o retrogressione per le leghe 7xxx attivano in maniera più efficiente la diffusione del rame. Ciò si traduce in una più favorevole microchimica dei precipitati e quindi un tangibile incremento di resistenza alla corrosione intergranulare e sotto stress (SCC, stress corrosion cracking).

Questo lavoro svolto dall'università di Monash ha fornito una nuova importante panoramica nel trattamento termico delle leghe di alluminio della serie 7xxx. Sono stati analizzati gli effetti dei trattamenti di tempra e invecchiamento sull'evoluzione della microstruttura e di molte importanti proprietà meccaniche di questi materiali come ad esempio migliorare la struttura dissolvendo composti grossolani della fase S tramite trattamenti controllati ad alte temperature, controllando la velocità di spegnimento e i fattori che influenzano la sensibilità alla tempra e come trattamenti di invecchiamento ad elevate temperature migliorino la

dispersione dei precipitati di rame rendendoli meno anodici rispetto alla matrice e quindi più resistenti a corrosione senza comprometterne la resistenza meccanica.

Va infine espresso che lo sviluppo delle leghe 7xxx e il loro studio va avanti da ormai più di 50 anni e sono una questione ancora assai complessa, come abbiamo ben notato, e non ancora ben definita da leggi precise ma retta da notazioni e considerazioni per lo più di tipo pratico e sperimentale.

Se si vogliono ottenere leggi precise che regolano il comportamento di questi materiali che ci hanno portato al mondo che conosciamo oggi e perfezionare ulteriormente queste leghe eccezionali allora non dobbiamo pensare a quanto queste leghe abbiano rivoluzionato la nostra era portandoci a volare e fin nello spazio, ma a quanto possono ancora fare in futuro con applicazioni ed impieghi inimmaginabili ad oggi.

## BIBLIOGRAFIA E SITOGRAFIA

- [1] Giancarlo Donzelli, Mario Conserva “*Alluminio-manuale degli impieghi*”
- [2] John E. Hatch; American Society for Metal “*Aluminium: properties and physical metallurgy*”
- [3] Donald R. Askeland, Pradeep P. Phulé “*The Science and Engineering of Materials*”
- [4] Elio Gianotti “*Alluminio e sue leghe: Classificazione e trattamenti termici*”
- [5] Appunti del corso “*Metallurgia*”; prof. M. Cabibbo, A.A. 2017/2018
- [6] Appunti del corso “*Tecnologie dei Materiali*”; prof. T. Bellezze A.A. 2018/2019
- [7] <http://it.wikipedia.org>
- [8] <http://www.treccani.it/enciclopedia/alluminio>
- [9] <http://www.alluminiodialtaqualita.it> ; cataloghi e tabelle nomenclatura alluminio AQ
- [10] <http://www.prontuarionline.it>
- [11] Paul A. Rometsch, Yong Zhang, Steven Knight “*Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys-some recent developments*”



## RINGRAZIAMENTI

Dopo anni questo primo e piccolo traguardo è stato raggiunto con tanta fatica ma, ad oggi, altrettanto orgoglio. Durante questo viaggio ho incontrato molteplici difficoltà con cui ho dovuto mettermi a confronto, con l'obiettivo di superarle sempre. Ma per quanto si possa essere forti, senza il sostegno, il supporto e l'amore di tutte quelle persone che erano al mio fianco probabilmente starei ancora faticando o non riesco ad immaginare dove sarei fermo ancora.

Un ringraziamento a tutti quanti è il minimo che posso fare per loro.

Il primo è ovviamente per la mia famiglia in particolare a mia madre, mio padre e mio fratello Alessandro che mi hanno sempre incoraggiato e rincuorato nei momenti più difficili. Dove credevo di non avere più forza il loro sorriso e le loro parole mi rendevano invincibile. Vi voglio bene.

Un ringraziamento speciale va a tutti gli amici: quelli che ci sono da sempre e quelli che si sono uniti durante questo viaggio. Tra questi i miei coinquilini: Riccardo, Paride, Marco e Domenico. Poi Luca, Alessandro, Alessio e molti altri amici con cui, tra divergenze e vicinanze, abbiamo riso come bambini tutti insieme ed abbiamo costruito tanti bei ricordi che solo noi conserviamo, tra hangover, feste, serate ebbre e quotidianità universitaria che mi strappano ogni volta un sorriso quando ci penso... senza di voi sarebbe stato tutto più grigio e noioso.

Ringrazio particolarmente il mio caro amico e coinquilino Domenico che mi ha regalato tante risate che non dimenticherò mai. Il tempo insieme non era mai abbastanza e anche se la nostra convivenza insieme è finita abbiamo costruito un legame molto forte che va ben oltre la sola università. Spero di poterti restare sempre accanto come amico, consigliere, spalla su cui piangere e fratello con cui sorridere come tu hai fatto con me.

Non credevo di doverlo mai dire ma sono obbligato a ringraziare Ancona, la città che mi ha ospitato negli ultimi tre anni. Abbiamo sempre avuto un rapporto contrastante tra alti e bassi. Ti ho amato e odiato ma mi hai regalato davvero tanti ricordi e avventure. Grazie Ancona.

Infine voglio dire grazie a te mio caro *fato*, fortuna, o meglio, *ignobile veto su* di me; che mi rassicuri e mi dici che ce la posso sempre fare, che mi fa sentire importante anche se non conto niente. Che riesci sempre a farmi trovare un coraggio che neanche io sapevo di avere sotto la pelle. Il tuo respiro sempre vicino mi spinge a sollevarmi anche se fossi sdraiato a terra. Con te accanto tento l'incompiuto e riesco nell'impossibile. Per ogni attimo che vivo mi sento di dire grazie mille. Spero che questa buona stella e questa sorte non mi abbandonino mai, neanche quando arriveranno i guai, i problemi e le ingiustizie che la vita riserverà. Ricordami che sono forte.

*Affidati alla cura dei ricordi e di chi ami...*

*Dedicato a chi, come me, ha il coraggio di cambiare le cose e la forza di non farlo*