

ALLUMINIO E SUE LEGHE
Classificazioni e trattamenti termici.
Elio Gianotti. Trattamenti Termici Ferioli & Gianotti (Torino)

INDICE

Affinamento delle strutture cristalline	31
Atmosfere dei forni da trattamento termico	69
Alluminio	2
Caratteristiche meccaniche dell'alluminio e sue leghe (durezza, resistenza, scorrimento a caldo, resilienza, fatica)	59
Caratteristiche meccaniche dell'alluminio e sue leghe a bassa temperatura	64
Classificazione dell'alluminio e sue leghe (tabelle)	5
Composti intermetallici	34
Corrispondenza fra sigle UNI e sigle commerciali delle leghe da fonderie (tabelle)	84
Corrispondenza fra sigle UNI e sigle commerciali delle leghe da lavorazione plastica (tabelle)	85
Elenco e significati dei simboli usati nelle tabelle	8
Esecuzione dell'invecchiamento	54
Esecuzione della tempra di solubilizzazione	46
Forni da trattamento termico	65
Incrudimento e ricristallizzazione	23
Influenza degli elementi di addizione sulle principali leghe di alluminio	33
Influenza dei principali elementi alleganti sull'alluminio	33
Influenza dei trattamenti termici sulla corrosione	70
Influenza del grano cristallino sulle caratteristiche meccaniche	24
Invecchiamento	52
Leghe per conduttori elettrici	64
Ossidazione anodica	77
Passivazione	76
Produzione dell'alluminio	3
Requisiti dei forni da trattamento termico	67
Ricottura di distensione	42
Ricottura di eterogeneizzazione	38
Ricottura di omogeneizzazione	37
Ricottura di ricristallizzazione	39
Ricottura di stabilizzazione	42
Saldatura delle leghe leggere e successivo trattamento termico	77
Simbologgiatura dei trattamenti termici	58
Solidificazione e strutture cristalline	25
Struttura cristallina dell'alluminio e sue leghe (posti vacanti, dislocazioni, geminazioni, impurezze)	16
Temperatura e tempi dei trattamenti termici delle leghe da lavorazione plastica (tabelle)	81
Temperatura e tempi dei trattamenti termici delle leghe per getti (tabelle)	79
Tempra di solubilizzazione	43
Trattamenti termici	35
Trattamenti termomeccanici	57
Variazioni strutturali delle leghe di alluminio	9

1) ALLUMINIO PURO

L'alluminio è un metallo di colore bianco argenteo, all'aria si ricopre subito di una pellicola di ossido che rende il metallo ulteriormente inalterabile a temperatura ordinaria.

Le sue caratteristiche chimiche sono:

- Numero Atomico 13.
- Peso atomico 26,98.
- Valenza 3.
- Terzo gruppo del sistema periodico degli elementi.
- E' un metallo anfotero, può quindi combinarsi con gli acidi per dare i rispettivi sali, oppure con le basi forti per formare gli alluminati relativi.

L'alluminio puro comunque resiste bene agli acidi organici ed all'acido nitrico concentrato perché forma al loro contatto un leggero strato di ossido di alluminio, inattaccabile, che protegge gli strati inferiori. Questo fenomeno è conosciuto col nome di "passivazione" ed è caratteristico di alcuni metalli fra cui il cromo.

E' un energico riducente e può ridurre con forte sviluppo di calore gli ossidi dei metalli che si formano con minor sviluppo di energia libera (es. ossidi di Fe; Ni; Cr; Cu; Mo; ecc.). Questa sua affinità per l'O₂ viene sfruttata in metallurgia.

L'alluminio non resiste invece agli alcali perché forma alluminati, e non resiste a molti sali metallici perché essendo fortemente elettro positivo può spostare gli ioni metallici più deboli dalle loro soluzioni. Non resiste infine agli alogeni, mentre è adatto per contenere idrocarburi, resine, cellulose, ammoniaca, colle ecc.

La resistenza alla corrosione è comunque molto legata alla purezza del metallo.

Le sue caratteristiche fisiche sono:

- Densità 2.7 g/cm³.
- Punto di fusione 660°C.
- Punto di ebollizione 2327°C.
- Calore specifico 0.22 cal/g °C.
- Calore latente di fusione 92.4 cal/g.
- Coefficiente di dilatazione 24×10^{-6} °C.
- Conducibilità elettrica 2.68 $\mu \Omega$ cm (~ 62% di quella del rame).
- Conducibilità termica 0.53 cal/(cm sec °C).
- Potenziale normale di elettrodo - 1,7 Volt.
- Equivalente elettrochimico 2980 Amp h/g.

L'elevata conducibilità elettrica, che si riduce ma in misura modesta per la presenza di impurità nell'alluminio di normale produzione industriale e nelle sue leghe, ne fa un eccellente sostituto del rame nella costruzione di linee di trasporto della energia elettrica. La sostituzione è ancora più vantaggiosa se si tiene conto del peso specifico notevolmente basso dell'alluminio per cui a parità di portata il peso delle linee risulterà di circa la metà rispetto a quelle di rame. Di questo problema si parlerà comunque più a fondo a proposito delle leghe formulate per i conduttori elettrici.

Le caratteristiche meccaniche dell'alluminio puro variano solo in relazione allo stato di incrudimento del medesimo.

Allo stato ricotto la durezza Brinell è di circa 16 Kg/mm², la resistenza a trazione ~7 kg/mm² il modulo di elasticità ~6700 Kg/mm², il limite di snervamento (S_{0,2}) ~2 Kg/mm², l'allungamento (A₅) ~55%.

Abbastanza singolare è il comportamento del modulo di elasticità che rimane praticamente costante, o aumenta molto leggermente, anche nel caso di leghe trattate termicamente quindi con valori di resistenza molto alta; per questo agli effetti della rigidità di una costruzione di alluminio non è necessario ricorrere ad una lega con caratteristiche di resistenza particolarmente elevate. L'alluminio è inoltre molto duttile e malleabile, può essere tirato in fogli sottili fino a 7 micron. Da un punto di vista dell'utilizzazione pratica non è comunque il caso di soffermarsi ulteriormente sulle caratteristiche meccaniche dell'alluminio puro.

2) PRODUZIONE dell'ALLUMINIO

Per la produzione su scala industriale si utilizza esclusivamente come materia prima l'allumina anidra (Al_2O_3) l'allumina si ottiene a sua volta dalla bauxite che è allumina più o meno idratata e più o meno pura, che si trova in giacimenti a volte molto considerevoli.

La bauxite si distingue, a seconda del colore col quale si presenta, in bianca, contenente pochissimo ossido di ferro, e rossa molto ricca in ferro. La bauxite bianca viene utilizzata per la fabbricazione di sali di alluminio se povera in silice (SiO_2), mentre viene utilizzata per la fabbricazione di mattoni refrattari se ricca in silice.

La bauxite rossa è invece esclusivamente utilizzata per la metallurgia dell'alluminio ed il suo valore commerciale è determinato dal suo contenuto in silice che non dovrebbe mai superare il 5%.

Per ottenere l'alluminio dall'allumina non è possibile applicare i classici processi di riduzione caratteristici dei metalli pesanti per l'elevata affinità dell'alluminio verso l'ossigeno, si ricorre allora alla elettrolisi dell'allumina fusa in presenza di criolite ($\text{AlF}_3 \cdot 3\text{NaF}$).

Il processo di fabbricazione dell'alluminio può essere distinto in due fasi che possono anche svolgersi in stabilimenti diversi: preparazione dell'allumina anidra e pura; elettrolisi per la separazione dell'alluminio.

Estrazione dell'allumina dalla bauxite

Il processo più adottato è quello alcalino ad umido (processo Bayer).

Il minerale di bauxite viene essiccato passato ai separatori magnetici, quindi frantumato e macinato. Viene poi mandato in autoclavi con una soluzione di soda al 43% di NaOH (corrispondente a 45°Bè) in quantità tale da avere un rapporto $\text{Na}_2\text{O} / \text{Al}_2\text{O}_3 = 1,8/1$. Si riscalda a 160/170°C alla pressione di 4-6 Atm per 1 o 2 ore in presenza di Ca che rende il liquido più facilmente filtrabile. Durante questa operazione il ferro e la silice ferrosa restano insolubili, il titanio forma un titanato (Na_2TiO_3) insolubile e la silice combinata forma dei silico-alluminati in parte solubili e in parte no. L'allumina passa in soluzione come alluminato ($3\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$).

Il liquido così ottenuto si scarica dalle autoclavi, viene diluito a 30°Bè e raffreddato a 60°C, quindi filtrato per ottenere una soluzione la più pulita possibile di alluminato. Il residuo costituisce i cosiddetti "fanghi rossi".

La soluzione di alluminato ottenuta si sarà ulteriormente diluita per le acque di lavaggio dei fanghi fino a circa 24/25°Bè e raffreddata a 25/35°C.

La soluzione passa in grandi torri di decomposizione dove viene sottoposta ad una energica agitazione meccanica in presenza di allumina proveniente da una precedente operazione e si separa sotto forma di un precipitato semicristallino, facilmente filtrabile, l'allumina idrata ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$). Una parte di questa allumina (circa un terzo) verrà lasciata nella torre per la carica successiva mentre la soluzione di soda diluita rientra in ciclo previa concentrazione a 45°Bè.

L'allumina idrata verrà filtrata lavata ed essiccata. Se sarà destinata alla fabbricazione dell'alluminio verrà calcinata a 1200-1300°C in forni rotativi tubolari. L'allumina anidra ottenuta a

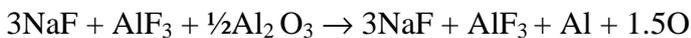
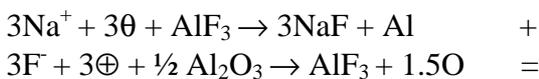
questa temperatura non assorbe più acqua come tenderebbe fare invece se calcinata a temperature più basse e questa è una condizione essenziale nella fabbricazione dell'alluminio.

Metallurgia dell'alluminio

Si è già detto che il procedimento di elettrolisi dell' Al_2O_3 avviene in presenza di criolite ($\text{AlF}_3 \cdot 3\text{NaF}$) fusa. Infatti l' Al_2O_3 fonde a 2050°C per cui sarebbe industrialmente impossibile operare a simili temperature.

La criolite fonde a 995°C e con l' Al_2O_3 al 18.5% dà un eutettico che fonde a 935°C . In pratica però non si raggiunge la concentrazione dell'eutettico perché altrimenti la densità di questo sarebbe maggiore di quella dell'alluminio che galleggerebbe.

Le reazioni principali che si svolgono al passaggio di corrente sono le seguenti:

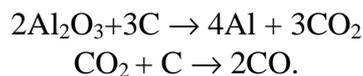


Si separano l'Al e l' O_2 perché sono a minor potenziale di scarica rispetto al Na e al F. L'ambiente deve essere completamente anidro altrimenti l' H_2 dell'acqua meno elettropositivo dell'alluminio si svilupperebbe al catodo in luogo nel metallo.

Teoricamente quindi si dovrebbe avere solo consumo di Al_2O_3 , ma in pratica si ha anche consumo di criolite in ragione di un 5% in peso dell'alluminio prodotto.

L'alluminio che si forma va a depositarsi al fondo della cella come liquido (punto di fusione dell'alluminio = 660°C) mentre l'ossigeno che si sviluppa all'anodo, che è di carbone, lo ossida formando CO e CO_2 .

La reazione globale di elettrolisi sarà quindi



L'equilibrio CO- CO_2 sarà funzione della temperatura del bagno che oscilla fra 950°C – 1000°C .

Il catodo è costituito da una pigiata di carbone che serve anche da rivestimento refrattario, l'anodo è pure di carbone, il più puro possibile per evitare che le ceneri inquinino l'alluminio fuso ed è rigenerato mano a mano che si consuma.

Quando si esaurisce l' Al_2O_3 si eleva improvvisamente la tensione per la diminuita concentrazione degli ioni O^{2-} e l'inizio della separazione degli ioni F^- . La tensione normale di lavoro è di 5/7 volt, che non si devono superare pena la separazione del fluoro, mentre la tensione teorica occorrente è di 1.7-1.9 volt.

In pratica la concentrazione dell' Al_2O_3 nel bagno non deve mai scendere al disotto del 2%.

L'alluminio ottenuto è ad una purezza del 99.4 / 99.6%. Per ottenere purezze maggiori lo si deve raffinare in una seconda elettrolisi, in un bagno di criolite fusa e cloruro o fluoruro di Ba, in celle con catodi di grafite ed anodi di alluminio da raffinare. Le celle vengono chiuse superiormente per

LEGHE LEGGERE PRIMARIE DI ALLUMINIO PER GETTI UNI 3039 simbolo G.

LEGHE ALLUMINIO RAME

- UNI 3040 G Al Cu 12** (lega Al – Cu 12%).
- UNI 3041 G Al Cu 10 Fe Mg** (lega Al – Cu 10% – Fe 1% – Mg 0.3%).
- UNI 3042 G Al Cu 10 Ni Si Mg** (lega Al – Cu 10% – Ni 1.5% – Si 1% – Mg 0.25% – Ti 0.15%).
- UNI 3043 G Al Cu 8** (lega Al – Cu 8%).
- UNI 3044 G Al Cu 4,5** (lega Al – Cu 4.5%).
- UNI 3045 G Al Cu 4 Ni Mg** (lega Al – Cu 3% – Ni 2% – Mg 1.5%).
- UNI 3046 G Al Cu 3 Fe Mg Ni** (lega Al – Cu 3% – Fe 1.5% – Si 0.7% – Mg 0.6% – Ni 0.6% – Ti 0.15%).

LEGHE ALLUMINIO SILICIO:

- UNI 3048 G Al Si 13 Cu Mn** (lega Al – Si 13% – Cu 0.8% – Mn 0.3%).
- UNI 3049 G Al Si 12 Mn Mg** (lega Al – Si 12% – Mn 0.5% – Mg 0.3%).
- UNI 3050 G Al Si 10 Cu Mg Ni** (lega Al – Si 10% – Cu 2.2% – Mg 1.4% – Ni 1%).
- UNI 3051 G Al Si 9 Mn Mg** (lega Al – Si 9% – Mn 0.5% – Mg 0.35%).
- UNI 3052 G Al Si 5,5 Cu** (lega Al – Si 5.5% – Cu 4%).
- UNI 3054 G Al Si 4,5 Mn Mg** (lega Al – Si 4.5% – Mn 0.7% – Mg 0.65%).
- UNI 3055 G Al Si 2 Mn Mg** (lega Al – Si 2% – Mn 0.7% – Mg 0.65%).
- UNI 3599 G Al Si 7 Mg Mn** (lega Al – Si 7% – Mg 0.3% – Mn 0.5%).
- UNI 3600 G Al Si 5 Cu Mg** (lega Al – Si 5% – Cu 1.3% – Mg 0.5%).
- UNI 3601 G Al Si 8,5 Cu** (lega Al – Si 8.5% – Cu 3.5%).
- UNI 4513 G Al Si 12 Cu Mn** (lega Al – Si 12% – Cu 2% – Mn 0.3%).
- UNI 4514 G Al Si 13** (lega Al – Si 13%).
- UNI 6250-68 G Al Si 12,7 Ni Mg Cu** (lega Al – Si 12.7% – Ni 2.2% – Mg 1% – Cu 0.8%).
- UNI 6251-68 G Al Si 21 Cu Ni Mn Co** (lega Al – Si 21% – Cu 1.6% – Ni 1.5% – Mn 0.7% – Mg 0.6% – Co 0.8%).

LEGHE ALLUMINIO MAGNESIO:

- UNI 3056 G Al Mg 10** (lega Al – Mg 10%).
- UNI 3057 G Al Mg 7** (lega Al – Mg 7%).
- UNI 3058 G Al Mg 5** (lega Al – Mg 5%).
- UNI 3059 G Al Mg 3** (lega Al – Mg 3%).

LEGHE ALLUMINIO ZINCO (Praticamente abbandonata):

- UNI 3602 G Al Zn 5 Mg Fe** (lega Al – Zn 5% – Mg 0.6% – Fe 1% – Ti 0.2%).

LEGHE ALLUMINIO STAGNO:

UNI 6252-68 G Al Zn 6 Si Cu (lega Al – Zn 6% – Si 1.2% – Cu 1% – Ni 1% – Ti 0.12%).

LEGHE ALLUMINIO NICHEL-MANGANESE:

UNI 6253-68 G Al Ni 2 Mn 2 (lega Al – Ni 2% – Mn 2% – Ti 0.15%).

**LEGHE LEGGERE PRIMARIE DI ALLUMINIO PER GETTI COLATI A PRESSIONE
UNI 5073 simbolo Gp.**

UNI 5074 Gp Al Si 9 Mg Fe (lega Al – Si 9% – Mg 0.4% – Fe 0.6%).

UNI 5075 Gp Al Si 8,5 Cu 3,5 Fe (lega Al – Si 8.5% – Cu 3.5% – Fe 0.7%).

UNI 5076 Gp Al Si 12 Cu 2 Fe (lega Al – Si 12% – Cu 2% – Fe 0.7%).

UNI 5077 Gp Al Si 5 Fe (lega Al – Si 5% – Fe 0.8%).

UNI 5078 Gp Al Si 9 Fe (lega Al – Si 9% – Fe 0.7%).

UNI 5079 Gp Al Si 13 Fe (lega Al – Si 13% – Fe 0.7%).

UNI 5080 Gp Al Mg 7,5 Fe (lega Al – Mg 7.5% – Fe 0.8%).

**LEGHE LEGGERE PRIMARIE DI ALLUMINIO DA LAVORAZIONE PLASTICA UNI
3565 simbolo P.**

LEGHE ALLUMINIO MANGANESE :

Designazione numerica 3103 **UNI 3568 P Al Mn 1.2** (lega Al – Mn 1.2%).

Designazione numerica 3004 **UNI 6361-68 P Al Mn 1.2 Mg 1** (lega Al – Mg 1.2% – Mn 1%).

LEGHE ALLUMINIO SILICIO :

Designazione numerica 6101 **UNI 3570 P Al-Si 0.5 – Mg 0.5** (lega Al – Si 0.5% – Mg 0.5%). Per conduttori elettrici.

Designazione numerica 6082 **UNI 3571 P Al-Si 1 Mg Mn** (lega Al – Si 1% – Mg 0.6% – Mn 0.3%)

UNI 3572 P Al-Si 12 Mg Cu Ni (lega Al – Si 12% – Mg 1% – Cu 1% – Ni 0.8%).

LEGHE ALLUMINIO MAGNESIO:

Designazione numerica 5050 **UNI 3573 P Al Mg 1.5** (lega Al – Mg 1.5%).

UNI 3574 P Al Mg 2.5 (lega Al – Mg 2.5%).

Designazione numerica 5154B **UNI 3575 P Al Mg 3.5** (lega Al – Mg 3.5%).

Designazione numerica 505GA **UNI 3576 P Al Mg 5** (lega Al – Mg 5%).

Designazione numerica 6060 **UNI 3569-66 P Al Mg Si** (lega Al – Mg 0.7% – Si 0.4%).

UNI 4510 P Al Mg 0.9 (lega Al – Mg 0.9%).

UNI 4511 P Al Mg 2 (lega Al – Mg 2%).

UNI 4512 P Al Mg 0,5 (lega Al – Mg 0.5%).

Designazione numerica 5086 **UNI 5452-64 P Al Mg 4.4** (lega Al – Mg 4.4%).

Designazione numerica 5005
Designazione numerica 6763

UNI 5764-66 P Al Mg 0.8 (lega Al – Mg 0.8%).
UNI 6359-68 P Al Mg 0.5 Si Cu (lega Al – Mg 0.5% – Si 0.45% – Cu 0.10%).
UNI 6360-68 P Al Mg 0,9 Cu (lega Al – Mg 0.9% – Cu 0.1%).
UNI 6170-68 P Al Mg 1 Si Cu Cr (lega Al – Mg 1% – Si 0.62% – Cu 0.25% – Cr 0.25%).

LEGHE ALLUMINIO RAME :

Designazione numerica 6763

UNI 3577 P Al Cu 2,5 Mg Si (lega Al – Cu 2.5% – Mg 0.3% – Si 0.3%).

UNI 3578 P Al Cu 3,5 Fe Mg Ni (lega Al – Cu 3.5% – Fe 1.5% – Si 0.6% – Mg 0.65% – Ni 0.6%).

Designazione numerica 2017

UNI 3579 P Al Cu 4 Mg Mn (lega Al – Cu 4% – Mg 0.5% – Mn 0.5%).

UNI 3580 P Al Cu 4 Mg Mn (lega come sopra ma placcata).

Designazione numerica 2014

UNI 3581 P Al Cu 4,4 Si Mn Mg (lega Al – Cu 4.4% – Si 0.8% – Mn 0.8% – Mg 0.4%).

UNI 3582 P Al Cu 4,4 Si Mn Mg (lega come sopra ma placcata).

Designazione numerica 2024

UNI 3583 P Al Cu 4,5 Mg Mn (lega Al – Cu 4.5% – Mg 1.5% – Mn 0.6%).

UNI 3584 P Al Cu 4,5 Mg Mn (lega come sopra ma placcata).

Designazione numerica 2011

UNI 6362 P Al Cu 5,5 Pb Bi (lega Al – Cu 5.5% – Pb 0.5%).

ALLUMINIO ZINCO :

Designazione numerica 7075

UNI 3735 P Al Zn 5.8 Mg 2.5 Cu (lega Al – Zn 5.8% – Mg 2.5% Cu 1.6%).

UNI 3736 P Al Zn 5.8 Mg 2.5 Cu (lega come sopra ma placcata).

UNI 3737 P Al Zn 7.8 Mg 2.5 Cu (lega Al – Zn 7.8% – Mg 2.5% Cu 1.6%).

UNI 3738 P Al Zn 7.8 Mg 2.5 Cu (lega come sopra ma placcata).

UNI 5807-66 Selezione leghe di alluminio per impiego nei motoveicoli.

ELENCO E SIGNIFICATI DEI SIMBOLI USATI NELLE TABELLE

Contrassegno della lega:

Come appare evidente dall'esame delle tabelle i simboli che indicano le leghe sono preceduti dalla lettera G quando le leghe sono per getti, dalle lettere G D quando sono per getti pressofusi e dalla lettera P quando sono per lavorazioni plastiche.

Dopo questo simbolo segue l'insieme di sigle che specificano la lega e precisamente nell'ordine:

Al per indicare che si tratta di una lega in cui l'alluminio è l'elemento principale poi il simbolo chimico dell'elemento che si trova presente in % maggiore seguito da un numero che esprime questa percentuale e successivamente in ordine decrescente di concentrazione i simboli chimici di tutti gli elementi che entrano a far parte della lega.

Simboli dello stato di impiego o di fornitura:

Una volta identificata la lega con le modalità descritte sopra, si potrà anche simboleggiare lo stato di fornitura o di impiego della stessa facendo seguire altre sigle anch'esse unificate dopo il contrassegno della lega:

G nel caso delle leghe per getti. Si farà poi seguire una
s se i getti sono colati in sabbia (Es. G Al Si 9 Mn Mg ; **Gs**).
c se i getti sono colati in conchiglia.
p se i getti sono presso fusi.

P nel caso delle leghe da lavorazione plastica. Si farà poi seguire una
l se si tratta di laminati (Es. P Al Si 1 Mg Mn **Pl**).
e se si tratta di estrusi.
f se si tratta di fucinati.

Nel caso della lavorazione plastica tali simboli possono essere completati con l'indicazione del grado di incrudimento subito dal materiale durante la lavorazione plastica.

H è il simbolo dell'incrudimento che può essere eseguito da:

p per indicare grezzo di estrusione o di pressa oppure un numero che indica la percentuale di incrudimento subita ottenuta dal rapporto fra la variazione di sezione subita dal pezzo e la sezione iniziale (Es. P Al Si 1 Mg Mn **Pl H50**).

Principali simboli dello stato di trattamento termico:

La simbologia adottata per indicare sui disegni lo stato della lega riguardo ai trattamenti termici richiesti per l'utilizzo della stessa secondo le condizioni progettuali previste dal disegno viene indicata al fondo della sigla di identificazione della lega, separata da un trattino.

Questa simbologia è ricavata dalle normative americane (American National Standard: ANSI H 35) ed è stata adottata dalle norme europee, compresa la UNI.

Comprende dei simboli di base, che vengono qui riportati, ai quali si possono aggiungere dei numeri che identificano delle variazioni rispetto ai trattamenti generici indicati coi simboli di base.

O = Ricottura completa (secondo vecchia normazione R).

T = Tutti gli altri trattamenti.

T1 = Raffreddamento dalla temperatura di lavorazione a caldo (es. laminazione od estrusione) o di colata del getto ed invecchiamento a temperatura ambiente.

- T2** = Raffreddamento dalla temperatura di lavorazione a caldo, deformazione a freddo e invecchiamento a temperatura ambiente.
- T3** = Tempra di soluzione, deformazione a freddo e invecchiamento naturale.
- T4** = Tempra di soluzione e invecchiamento naturale (secondo vecchia normazione TN).
- T5** = Raffreddamento dalla temperatura di lavorazione a caldo e invecchiamento artificiale (secondo vecchia normazione A).
- T6** = Tempra di soluzione e invecchiamento artificiale (secondo vecchia normazione TA).
- T7** = Tempra di soluzione e stabilizzazione (secondo vecchia normazione TS).
- T8** = Tempra di soluzione deformazione a freddo e invecchiamento artificiale.
- T9** = Tempra di soluzione, invecchiamento artificiale e deformazione a freddo.
- T10** = Raffreddamento dalla temperatura di lavorazione a caldo, deformazione a freddo e invecchiamento artificiale.

VARIAZIONI STRUTTURALI DELLE LEGHE DI ALLUMINIO.

Capostipite delle leghe di alluminio da trattamento è il “Duralluminio”. Questa lega fu scoperta nel 1909 da A. Wilm ed i diritti di brevetto furono acquistati dalla società Durener Metallwerk dalla quale venne il nome. La caratteristica particolare di questa lega è che se viene scaldata a 500°C per venti trenta minuti e successivamente raffreddata in acqua, dopo alcuni giorni aumenta notevolmente le sue proprietà meccaniche. Lo stesso scopritore non seppe spiegare il fenomeno perché, almeno apparentemente non si trovavano modifiche apprezzabili alla microstruttura della lega. Solo dieci anni dopo fu avanzata una teoria che risultò poi esatta. La composizione del “duralluminio” è la seguente:

Cu 3.5 – 4.5% ; Mg 0.2 – 0.8% ; Mn 0.4 – 1% ; Si 0.3 – 0.6% ; Al differenza a 100.

P.D. Merica pensò che l’indurimento della lega dopo tempra fosse dovuto alla precipitazione di particelle ultramicroscopiche di CuAl_2 dalla soluzione solida soprassatura di rame nell’alluminio. Queste particelle, che si formano all’interno di un reticolo cristallino ormai stabile perché si trova a temperatura ambiente, introducono nei piani di cristallografici di slittamento degli ostacoli che ne impediscono i movimenti, non solo ma la loro formazione in un reticolo che non ha spazi per contenerle crea delle grosse tensioni intercristalline. Il risultato di questi effetti è un aumento della durezza e della resistenza della lega.

La costruzione e lo studio dei diagrammi di stato delle leghe di Al e successivamente la possibilità di esaminare al microscopio elettronico, con potere risolvante fino a X 100000, le strutture di tali leghe dopo tempra ed invecchiamento, confermarono tangibilmente la validità della teoria di P.D. Merica.

Esaminiamo ora i vari diagrammi di equilibrio delle leghe di Al.

I diagrammi presi in considerazione saranno per semplicità di rappresentazione grafica solo tutti diagrammi binari, anche se le leghe molto frequentemente sono ternarie e quaternarie.

Dal diagramma risulta come il punto di fusione dell’alluminio si abbassa da 660°C fino a 548°C, in presenza del 33% di Cu per formazione di un eutettico Al-CuAl₂.

In corrispondenza della concentrazione del 54.10% di Cu si ha formazione di un composto intermetallico che corrisponde alla formula CuAl₂.

Il massimo di solubilità del rame nell’alluminio solido è a 548°C e corrisponde ad una concentrazione del 5.7%, mentre a 300°C tale solubilità è già sotto lo 0.5%.

Consideriamo ora di raffreddare dallo stato liquido una lega contenente Cu in concentrazione un po’ al disotto del 5.7%. Segniamo sul diagramma una lega X contenente 4% di rame.

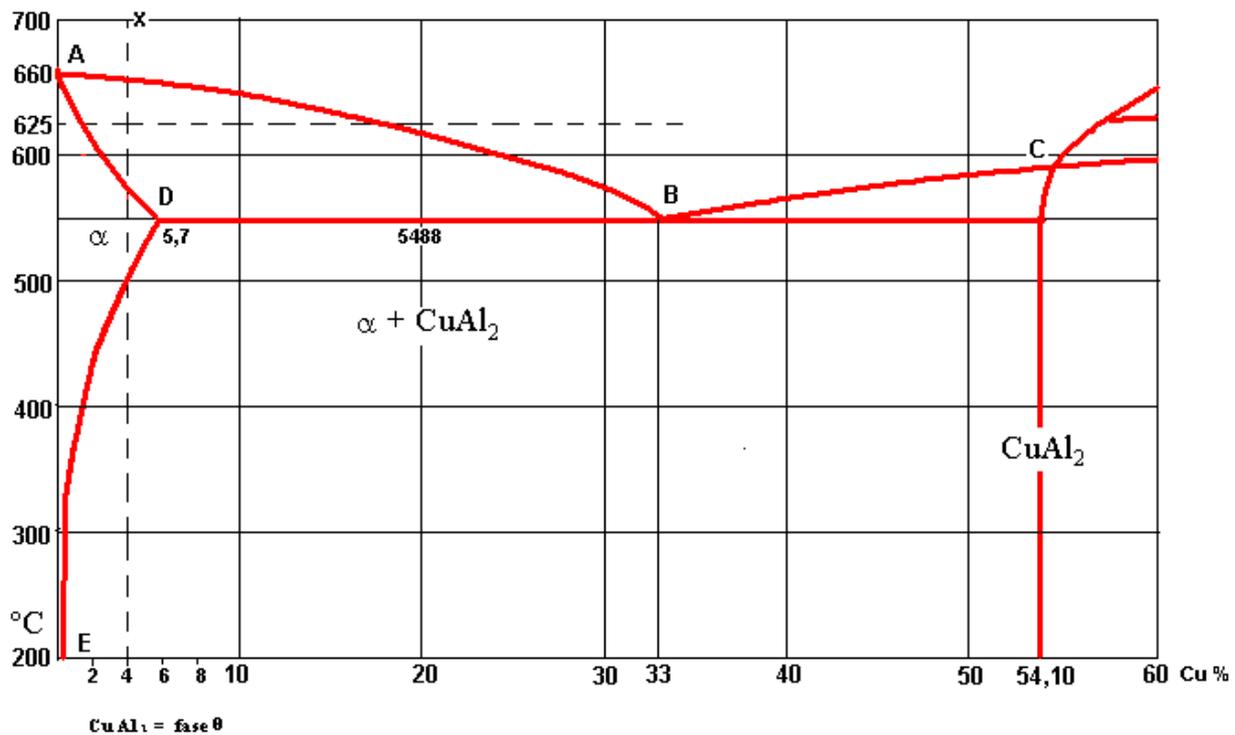


Diagramma Alluminio-Rame

Fig.1

All'incontro con la linea del liquido AB comincerà la solidificazione della lega. La concentrazione della lega che inizia a solidificare sarà data dall'incontro della orizzontale che passa sulla temperatura considerata con la linea AD, mentre la concentrazione del liquido restante sarà data dall'incontro della stessa orizzontale con la linea AB. Così a 625°C avremo i cristalli appena formati che avranno una concentrazione in Cu di circa 1.5% mentre il liquido restante avrà una concentrazione in Cu del 17% circa; a 600°C avremo una concentrazione in rame dei cristalli che si formano a tale temperatura di circa il 2.5% mentre il liquido restante sarà di circa il 25%. A solidificazione completata avremo quindi delle dendriti che saranno più ricche in rame verso l'esterno e più pure in alluminio verso il cuore. Se la velocità di raffreddamento è molto lenta un naturale fenomeno di diffusione tenderà ad omogeneizzare tale struttura, altrimenti permarranno delle zone che coincideranno con i bordi dei cristalli più impuri e più fusibili del resto della lega.

Nel caso del raffreddamento esaminato si suppone di agire in condizioni stabili; cioè con velocità così basse di raffreddamento da permettere il raggiungimento degli equilibri strutturali e la omogeneità della lega, per cui a solidificazione avvenuta ci troviamo in presenza di una soluzione solida di Cu in Al, con concentrazione in Cu del 4%. Continuando a raffreddare la lega incontriamo però a circa 510°C la linea DE, che rappresenta la massima solubilità del rame nell'alluminio alle varie temperature. Ad ogni diminuzione di temperatura quindi una parte di Cu dovrà uscire dalla soluzione solida fino a farle raggiungere la concentrazione data dall'incontro della orizzontale della temperatura considerata con la linea DE. Così ad es. a 450°C la concentrazione del rame nella soluzione sarà del 2.5% circa, a 400°C del 2% circa. Il rame che viene espulso dalla soluzione si combinerà chimicamente con l'alluminio per dare CuAl_2 .

A temperatura ambiente avremo quindi una soluzione solida di rame nell'alluminio con una concentrazione massima di Cu dello 0.4% ed una fase costituita da CuAl_2 cristalli più o meno puri.

Esaminiamo ora il raffreddamento di una lega con $\text{Cu} > \text{di } 5.7\%$. All'incontro con la linea AB avremo gli stessi fenomeni già analizzati prima, e quindi un arricchimento progressivo in rame del liquido restante fino ad arrivare alla temperatura di 548°C con un liquido avente concentrazione

uguale a quella dell'eutettico. Infatti a questa temperatura si solidificherà l'eutettico cioè un miscuglio di cristalli di CuAl_2 e di cristalli di soluzione satura di Cu in Al.

Continuando il raffreddamento la soluzione di Cu in Al seguirà la legge della linea DE come per il caso precedente fino ad ottenere ancora come prima una lega costituita da una soluzione solida di Cu nell'Al con una concentrazione massima di Cu dello 0.4% ed una fase costituita da CuAl_2 .

Quest'ultimo componente sarà però presente in due forme: in cristalli più o meno fini provenienti dalla precipitazione lungo la linea DE, ed in formazioni caratteristiche create nella solidificazione dell'eutettico che, all'abbassamento della temperatura, non hanno più subito modificazioni.

La struttura cristallina in entrambi i casi di raffreddamento lento delle due leghe sarà composta di cristalli molto grandi originati da dendriti che hanno avuto tutto il tempo di svilupparsi. Inoltre le impurezze eventualmente presenti, ultime a solidificare, assumeranno l'aspetto di un reticolo che tenderà ad essere continuo. Queste due condizioni sono le meno adatte a garantire delle buone caratteristiche meccaniche e ad esse si avvicinano maggiormente le fusioni in sabbia.

Esaminiamo ora la condizione di raffreddamento molto veloce della lega X con 4% di rame. precedentemente esaminata.

L'alta velocità di raffreddamento pone la lega liquida nelle condizioni caratteristiche dei liquidi sottoraffreddati per cui data l'impossibilità di formazione, in condizioni di equilibrio, dei nuclei di cristallizzazione, tale nucleazione avviene a temperatura più bassa e con intensità molto maggiore.

Aumentano quindi il numero dei nuclei di cristallizzazione e nello stesso tempo sarà più fine e con minor continuità la ragnatela delle impurezze ultime a solidificare. Arriviamo così nel campo di esistenza della lega X con un solido cristallizzato molto finemente e con impurezze molto suddivise, condizioni queste che garantiscono le migliori proprietà meccaniche alla lega così ottenuta.

Continuando nel raffreddamento ad elevata velocità la lega, pur passando attraverso la linea DE, non ha il tempo di permettere la nucleazione delle molecole di CuAl_2 e tantomeno l'accrescimento dei relativi cristalli, per cui si arriva a temperatura ambiente con il rame ancora completamente disciolto nell'alluminio: siamo nelle condizioni di soluzione solida soprassatura e siccome le soluzioni solide sono quelle che dal punto di vista delle caratteristiche meccaniche hanno durezze molto basse, elevata malleabilità e tenacità, anche questa dell'alluminio conserva questi requisiti.

La temperatura ambiente, con la bassa mobilità atomica che determina, impedisce il ricrearsi delle condizioni di equilibrio alle quali tenderebbe la lega, o almeno le rallenta notevolmente. Infatti sia a temperatura ambiente ma soprattutto a temperature più elevate ($180^\circ\text{C}/200^\circ\text{C}$) tende a precipitare, in tempi più o meno lunghi, la fase costituita dai cristalli di CuAl_2 in particelle submicroscopiche che provocano un progressivo indurimento della matrice di alluminio in cui si trovano siamo cioè di fronte al fenomeno così detto di "invecchiamento" della lega dopo la tempra di soluzione.

Aumentando oltre 220°C la temperatura della lega entriamo di nuovo nel campo della mobilità atomica e si ricreano le condizioni di equilibrio secondo la linea DE. Avremo quindi ad es. a 400°C una soluzione solida con una concentrazione di Cu pari a circa il 2% e il restante rame combinato con l'alluminio in cristalli più o meno grandi di CuAl_2 . A 450°C la soluzione conterrà il 2,5% di Cu perché una parte del CuAl_2 sarà entrato in soluzione nell'alluminio, e così via. Raffreddando poi lentamente entriamo di nuovo nel caso già esaminato a proposito della lega raffreddata in condizioni di equilibrio.

Le condizioni di raffreddamento lento e veloce esaminate sono casi limiti. In pratica si avrà quasi sempre la presenza delle strutture relative alle due condizioni esaminate nello stesso getto, sia per la diversità di velocità di raffreddamento della superficie del pezzo rispetto al cuore, sia per gli spessori a volte notevolmente diversi dello stesso pezzo. Approssimativamente si può dire che le strutture dei getti colati in sabbia siano più vicine alle condizioni di raffreddamento stabile, mentre quelle dei getti colati in conchiglia o in pressofusione si avvicinano di più alle strutture del raffreddamento metastabile. La conferma si trova nella diversità delle caratteristiche meccaniche dei getti colati in sabbia da quelli colati in conchiglia.

DIAGRAMMA ALLUMINIO SILICIO

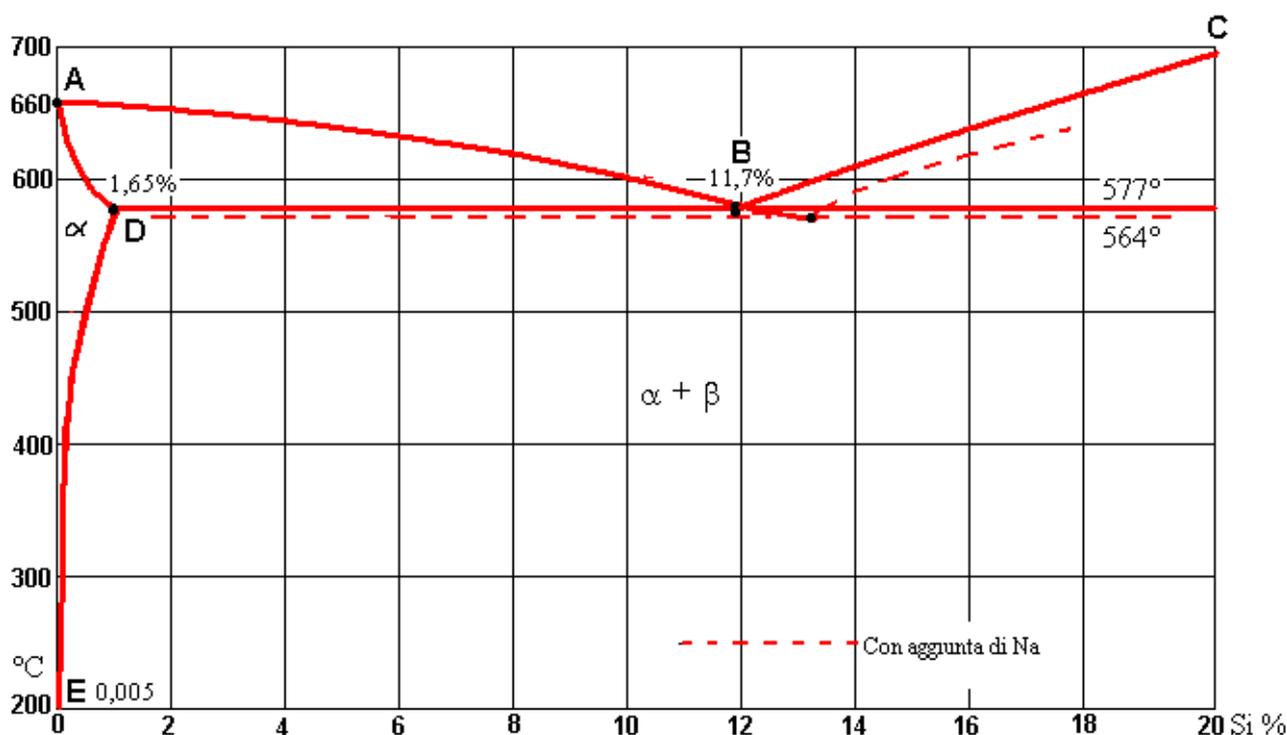


Diagramma Alluminio- Silicio

Fig.2

In questo diagramma l'alluminio forma un eutettico con l'11,7% di silicio avente punto di solidificazione 577°C.

La solubilità massima del Si nell'Al corrisponde ad una concentrazione del 1,65% a 577°C. A 300°C la solubilità diminuisce a meno di 0,05%. Anche se questa lega quindi è assoggettabile in linea teorica al fenomeno di tempra di soluzione e successivo invecchiamento, in pratica la sua risposta al trattamento termico è nulla. La soluzione solida con 1,65% di Si a 577°C, durante il raffreddamento lento separa del Si in cristalli più o meno piccoli a seconda della temperatura alla quale si formano, seguendo la linea di equilibrio DE. L'eutettico in questa lega sarà formato da cristalli sovrapposti di alluminio e silicio, ed ha una struttura molto grossolana. Se prima della colata, in fase liquida a 750°/ 770°C si aggiunge del sodio metallico in quantità dello 0,01 / 1,0%, a seconda se il tenore di silicio varia da 1% a 14%, si ottiene una estrema suddivisione dell'eutettico con aumento notevole delle caratteristiche meccaniche. Tale variazione è da attribuire ad un fenomeno di sottoraffreddamento (del quale si è già parlato) causato dalla presenza del Na.

Il diagramma di stato viene in questo caso modificato secondo le linee tratteggiate.

Un'altra aggiunta che si fa allo stato liquido per evitare che nei getti si formino porosità in superficie è a base di sali alcalini (NaCl - Na F) nella misura dell'1% - 2%. Oltre che degassare, questi sali liberano cloro che si combina col calcio presente come impurezza formando CaCl₂ che scorifica. Il Ca, presente in queste leghe perché introdotto col Si del quale rappresenta una impurezza, è dannoso perché provoca strutture grossolane e cavità di ritiro irregolari durante la solidificazione (è sufficiente una presenza dello 0,02%).

DIAGRAMMA ALLUMINIO – MAGNESIO

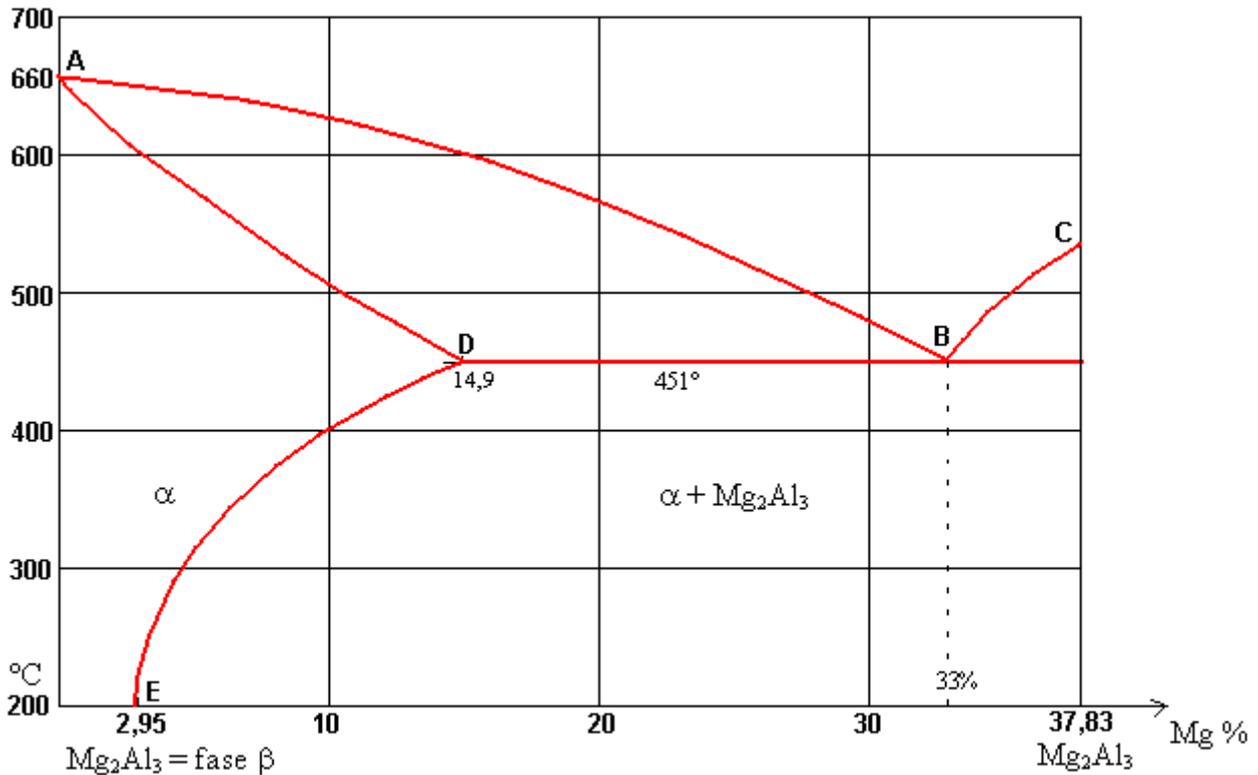


Diagramma Alluminio-Magnesio

Fig.3

L'alluminio col Mg dà un composto intermetallico Mg_2Al_3 che contiene il 37,83% di Mg. Questo composto con l'alluminio dà un entetico corrispondente al 33% di Mg che fonde a 451°C. A questa temperatura il Mg si scioglie nell'Al nella misura massima del 14,9%; la solubilità diminuisce fino a 2,95% a 200°C e fino all'1% a temperatura ambiente. In pratica le massime aggiunte di Mg nelle leghe sono del 10% .

Malgrado la grossa differenza di solubilità del Mg da 450°C a temperatura ambiente, queste leghe dimostrano una scarsa risposta all'indurimento per invecchiamento artificiale, per cui le leghe contenenti fino al 5,5% di Mg sono tipiche da incrudimento, mentre a concentrazioni maggiori possono essere usate da bonifica ma le caratteristiche meccaniche risultano inferiori a quelli delle altre leghe.

Il diagramma è leggibile esattamente come quello Al – Cu.

Una osservazione da fare è la estrema facilità con la quale si può perdere del Mg nel bagno fuso della lega per la sua alta affinità con l'ossigeno rispetto a quella dell'alluminio. Questa è la ragione per cui le leghe contenenti Mg devono essere tenute allo stato fuso il minor tempo possibile, evitando inoltre assolutamente surriscaldi della lega liquida.

DIAGRAMMA ALLUMINIO - Mg_2Si

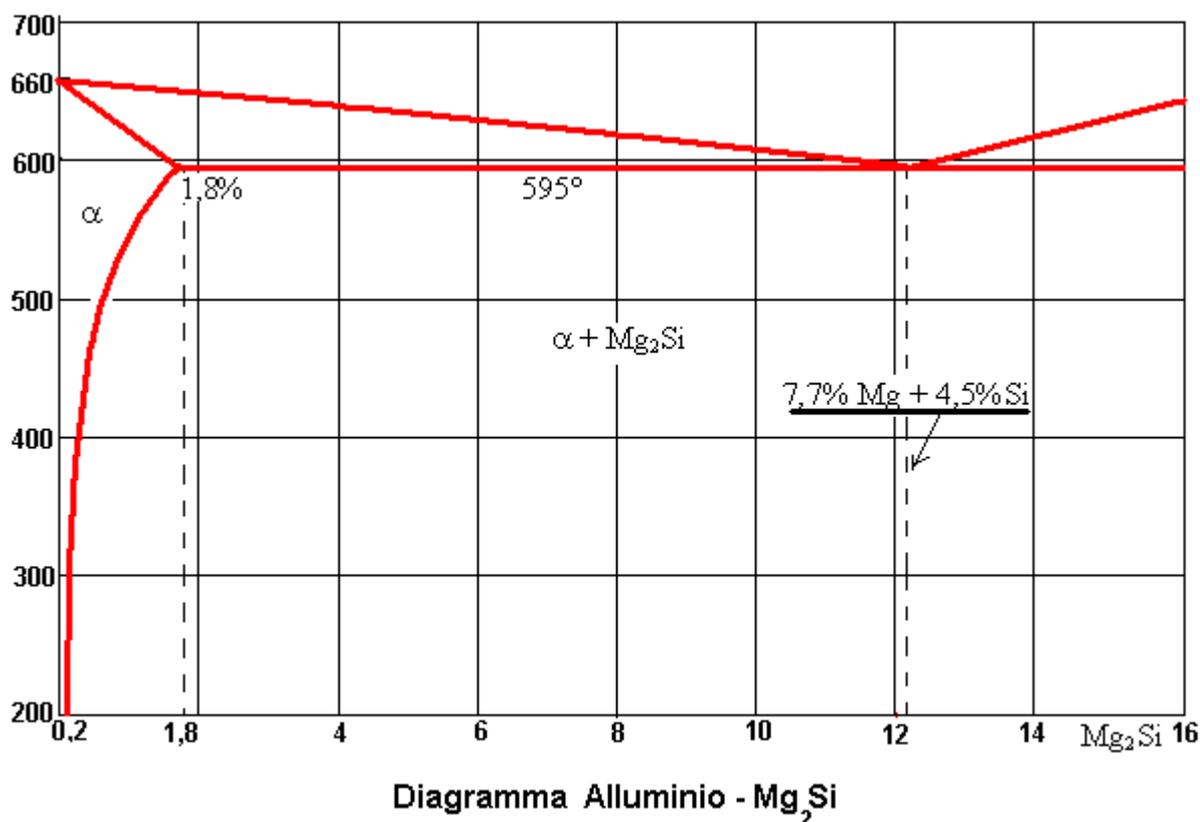


Fig.4

Il Mg si può combinare chimicamente con il Si per dare un composto che corrisponde alla formula Mg_2Si (63.2 di Mg e 36.8 di Si).

L'alluminio forma a 595°C un eutettico col 12.2% di Mg_2Si (corrispondente al 7.7% di Mg + il 4.5% di Si).

La solubilità massima a 595°C del Mg_2Si è dell'1.8% e scende quasi a zero a temperatura ambiente.

La lettura del diagramma di stato è analoga a quella dell'Al-Cu.

Anche se queste leghe si possono classificare fra quelle a medie caratteristiche meccaniche, la loro risposta al trattamento termico è assai più sensibile di quelle Al - Mg.

DIAGRAMMA ALLUMINIO – ZINCO

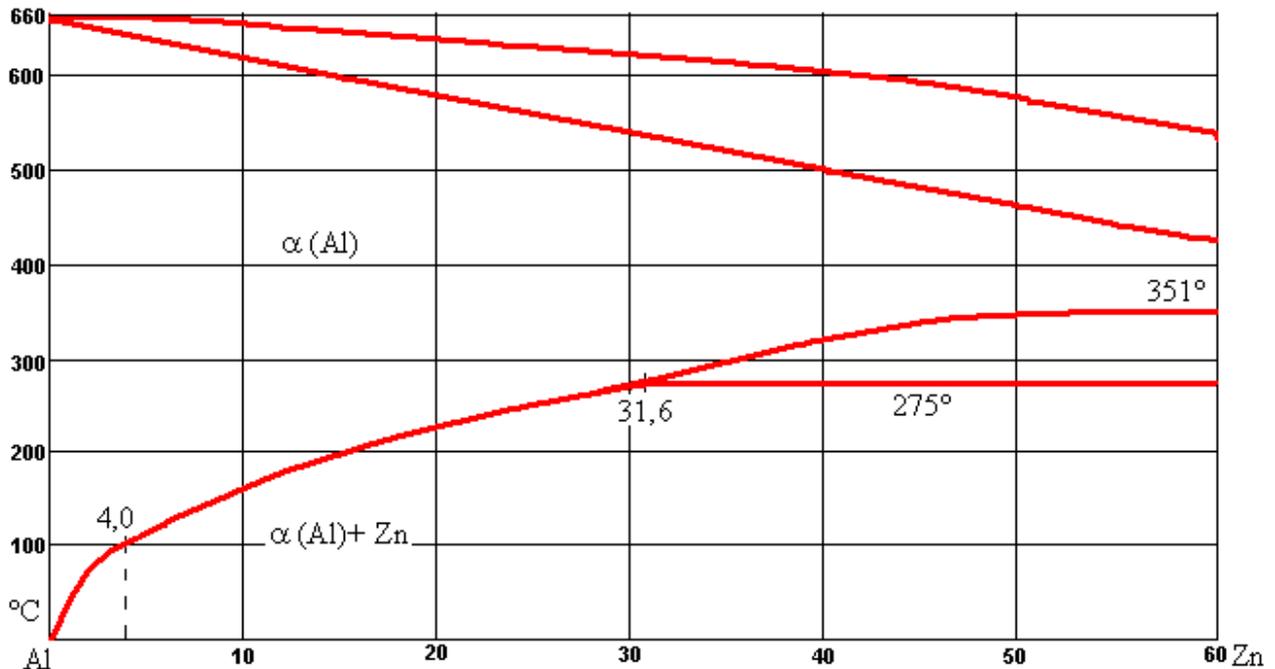


Diagramma Alluminio - Zinco

Fig.5

Le leghe Al-Zn hanno tendenza ad invecchiare naturalmente sia dopo la colata che dopo la tempra di solubilizzazione. Le leghe binarie inoltre tendono a fessurarsi sia a caldo che a freddo e questo ha costituito all'inizio un freno all'utilizzo. Un'aggiunta di Cu, dell'ordine del 2 -3 %, elimina l'inconveniente.

Lo zinco ha tendenza a formare col magnesio un composto intermetallico corrispondente alla formula $MgZn_2$ che ha comportamento analogo al Mg_2Si . Questo composto è a base di un importante gruppo di leghe ad altissima resistenza che può essere sottoposto a trattamento termico. L'invecchiamento è naturale ma può essere accelerato da riscaldi a 120°/130°C.

Le leghe sono suscettibili di invecchiamento anche dopo la colata in conchiglia in terra.

STRUTTURA CRISTALLINA DELL' ALLUMINIO E SUE LEGHE

L'alluminio, come tutti i solidi propriamente detti, ha una struttura cristallina; esso cristallizza secondo il sistema cubico facce centrate con distanza reticolare di 4.0494 Å (1 Å = 10⁻⁸ cm)

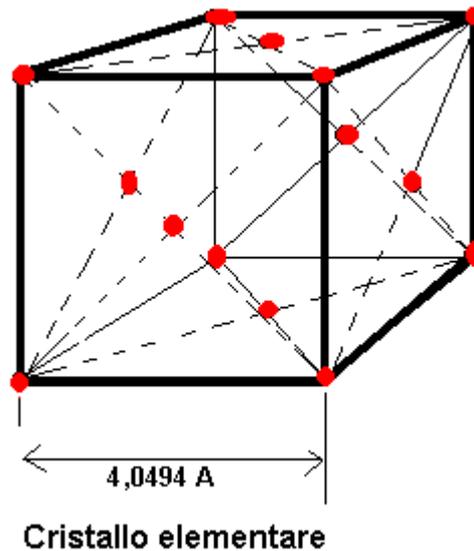


Fig.5 Cristallo elementare

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

I cristalli sono costituiti da atomi disposti a distanze costanti e regolari nello spazio, secondo un ordine geometrico che riproduce fin nella più piccola unità (il cristallo elementare) i piani lungo i quali il cristallo può sfaldarsi.

Così nel caso di un cristallo di alluminio purissimo e perfetto, il relativo reticolo è quello illustrato nella fig.6.

I punti rappresentano le posizioni attorno alle quali oscillano, in maniera più o meno ampia a seconda della maggior o minor temperatura, i nuclei degli atomi di alluminio. Attorno a questi nuclei ruotano gli elettroni. I metalli sono elementi i cui elettroni esterni hanno legami molto deboli col nucleo per cui possono facilmente staccarsene; ne risulta quindi un reticolo nel quale gli elettroni esterni dei singoli atomi possono facilmente passare da un nucleo all'altro formando una specie di fluido o "nube elettronica". Tali elettroni possono quindi anche esistere, per brevi istanti, allo stato libero. Questa particolare situazione dei metalli è alla base di alcune loro proprietà fisiche specifiche: la nuvola di elettroni spiega ad esempio la facilità con la quale i metalli conducono l'elettricità ed il calore.

La posizione degli atomi nel reticolo cristallino è generalmente la più compatta possibile; la loro distanza reciproca quindi è la minima possibile (fig.7).

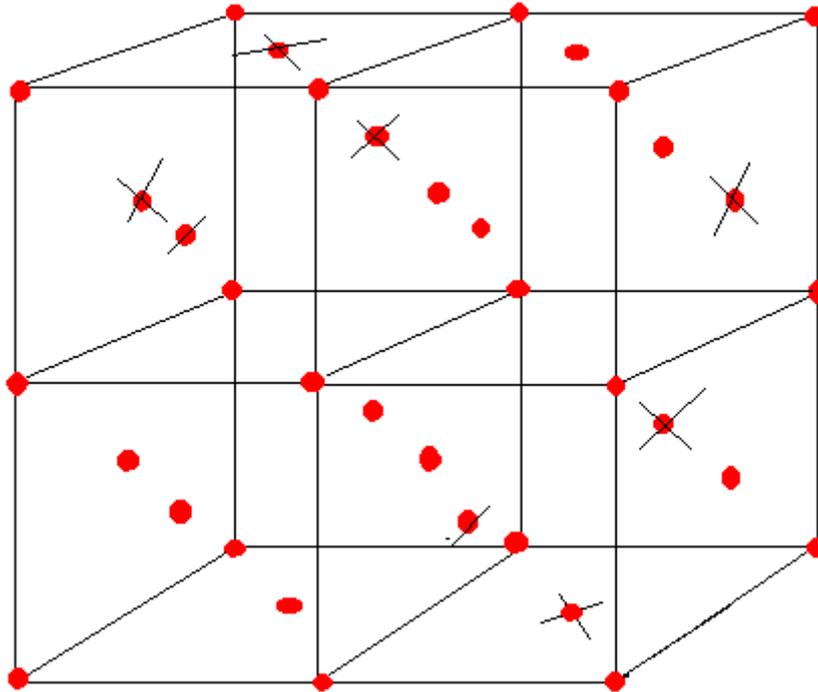


Fig.7 Accostamento di quattro cristalli di Al

Oltre all'attrazione reciproca ed al fenomeno dell'agitazione termica, gli atomi del reticolo cristallino sono soggetti, in misura maggiore quanto più alta è la temperatura, all'autodiffusione, cioè al cambiamento di posto o rimescolamento continuo.

La dimostrazione della natura cristallina dei metalli, e la disposizione reticolare degli atomi nei cristalli è avvenuta quando per dimostrare la natura ondulatoria dei raggi x o di Rontgen venne usata una lamina cristallina come reticolo di diffrazione. Fino ad allora non era stato possibile dimostrare la natura ondulatoria dei raggi x perché anche i più fini, ma ordinari reticoli di diffrazione, data l'estrema piccolezza della lunghezza d'onda dei raggi (0.5 / 2.5 Å) erano ancor sempre troppo grossolani per deviarli.

Usando un reticolo cristallino si riuscì invece fissare sulla lastra fotografica dei sistemi di macchiette regolarmente distribuite in rapporto alla struttura del cristallo, dovute ad interferenze dei raggi diffratti.

Venivano così dimostrate contemporaneamente la natura ondulatoria dei raggi Rontgen e la struttura reticolare dei cristalli. Successivamente la tecnica dello studio dei cristalli con i raggi x ha progredito rapidamente: producendo radiazioni x monocromatiche a lunghezza d'onda perfettamente nota è possibile risalire con la equazione di Bragg sulla diffrazione, alla distanza reticolare del cristallo in esame.

Infatti : $2 d \sin \theta = n \lambda$

Dove d = distanza fra due piani di particelle.

θ = angolo di diffrazione.

n = numero dell'ordine di diffrazione.

λ = lunghezza d'onda della radiazione usata.

Le apparecchiature usate per queste determinazioni si sono continuamente perfezionate per cui è oggi possibile analizzare perfettamente col diffrattometro anche polveri cristalline usando il metodo Debye-Scherrer.

Il reticolo dei cristalli non è mai però assolutamente perfetto come fino ad ora è stato descritto, ma presenta delle deformazioni, dei disturbi che lo rendono eterogeneo.

Tali anomalie possono classificarsi in:

- posti vacanti;
- dislocazioni e geminazioni;
- impurezze.

Posti vacanti

In un reticolo cristallino quando in alcuni punti mancano degli atomi, per cui si crea una discontinuità, si dice che esistono delle vacanze.

Le vacanze aumentano in relazione all'aumento di temperatura in quanto con questa aumenta la mobilità atomica e quindi la possibilità di spostamenti degli atomi nel reticolo cristallino. Il raffreddamento istantaneo (tempra) di una lega di alluminio da una temperatura vicina a quella di solubilizzazione (generalmente circa 500°C) lascia nella lega così raffreddata una quantità notevole di vacanze.

Fra posti vacanti ed atomi si creano spostamenti ed azioni reciproche. Solo con la presenza di vacanze è infatti possibile spiegare, nell'invecchiamento delle leghe leggere, fenomeni di diffusione di atomi di soluto in tempi relativamente brevi. Secondo calcoli teorici la migrazione degli atomi di soluto dalla posizione di soluto solido verso zone di concentrazione degli stessi per la formazione di precipitati indurenti, impiegherebbe anni a completarsi se non esistessero le vacanze. Ai bordi dei grani cristallini le vacanze sono pressoché nulle in virtù delle maggiori possibilità di movimento degli atomi e quindi di un maggior equilibrio della struttura.

Dislocazioni

Se noi applichiamo ad un cristallo una forza, ad esempio di taglio, avremo la tendenza allo scorrimento dei piani di cristallo grafici uno rispetto all'altro secondo lo schema di fig.8

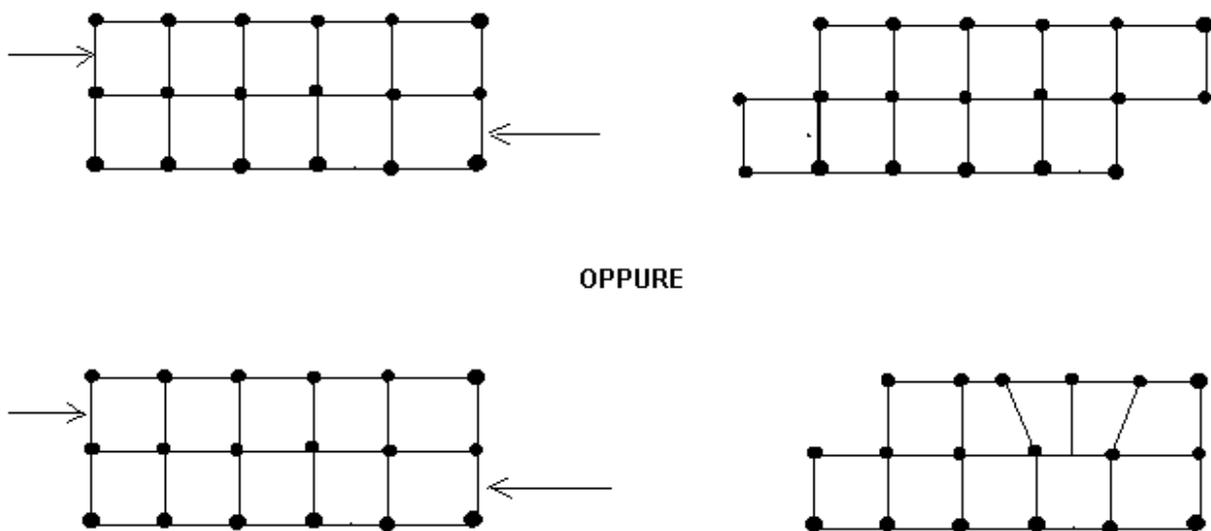


Fig.8 Formazione di dislocazioni

Alle due forme di reticolo ottenute si può dare il nome di dislocazione cioè di spostamenti della struttura del reticolo cristallino dalla sua forma perfetta. E' chiaro che le deformazioni assumono aspetti diversi a seconda delle tensioni cui viene assoggettato il cristallo: potremo avere quindi dislocazioni a spigolo (come quella di fig.8) a vite, miste (a vite e a spigolo) e dislocazioni ad anello.

Tenendo conto della posizione degli atomi nel reticolo cristallino e della loro posizione reciproca di minima distanza possibile, si può notare come il formarsi di una dislocazione comporti due momenti specifici illustrati in fig.9.

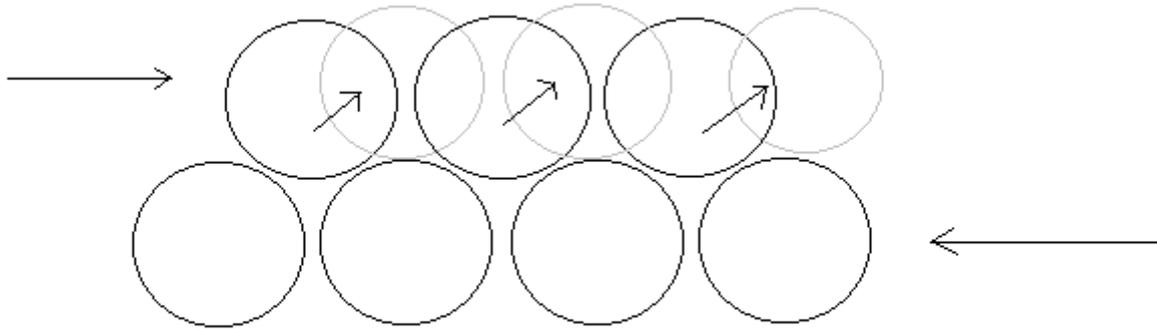


Fig.9 Forze che intervengono nello spostamento degli atomi nel reticolo cristallino

All'inizio della deformazione gli atomi di un piano dovranno distanziarsi da quelli del piano adiacente per "saltare" nella posizione successiva avente di nuovo la distanza minima. Finché lo sforzo applicato non è tale da far superare l'ostacolo della cresta degli atomi adiacente, al cessare della forza gli atomi ritorneranno indietro nella loro posizione originale e la deformazione sarà stata elastica in modo conforme alla legge di Hooke.

Se invece la forza applicata sarà tale da far "saltare" il piano cristallino nella posizione successiva avremo una deformazione plastica. Gli spostamenti rilevabili non saranno evidentemente nella pratica di entità così minima, non solo, ma oltre che essere generate da sforzi meccanici esterni, le dislocazioni possono essere originate all'interno dei cristalli, già fin dal momento della solidificazione del metallo ed al suo successivo raffreddamento fino a temperatura ambiente, da sforzi e tensioni che si creano durante questi passaggi termici, per cui nei metalli saranno sempre presenti.

Se si sottopone infine un metallo ad uno sforzo tale da provocare una deformazione permanente, quando si riapplica successivamente la medesima forza il materiale non si deforma più. Il fenomeno è spiegabile tenendo conto che i metalli sono formati da moltissimi cristalli diversamente orientati per cui le dislocazioni al momento dello sforzo sono ostacolate nel loro movimento dai confini dei cristalli stessi (sia perché fra un cristallo e l'altro esistono zone di transizione con strutture atomiche imperfette, sia perché i cristalli adiacenti hanno dei piani di slittamento diversamente orientati).

Questo fenomeno va sotto il nome di indurimento da deformazione o incrudimento.

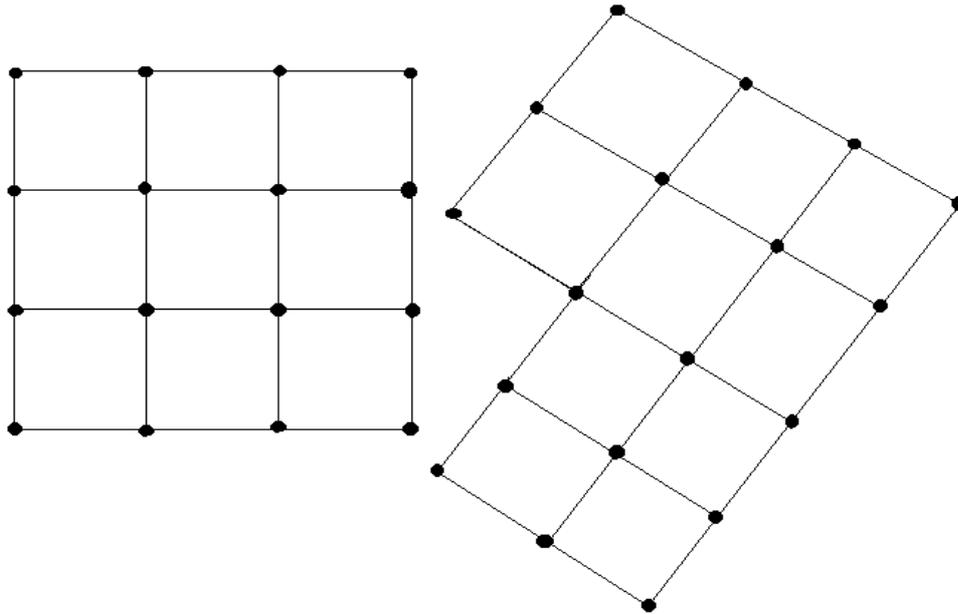


Fig.10 Rappresentazione schematica di due cristalli adiacenti diversamente orientati

Geminazione

E' un particolare tipo di deformazione del reticolo cristallino che lascia un orientamento diverso degli atomi.

I geminati rispetto al reticolo di origine possono fermarsi per azione meccanica e si chiamano "meccanici" per distinguerli da quelli, cristallograficamente identici, che si formano nella ricottura. La geminazione è caratteristica quasi esclusiva dei metalli che cristallizzano nel sistema cubico facce centrate.

Anche se le deformazioni causate dalla geminazione sono di lieve entità la loro influenza è notevole perché cambiando l'orientamento del reticolo cristallino lo possono porre in condizioni migliori o peggiori per sopportare sollecitazioni meccaniche.

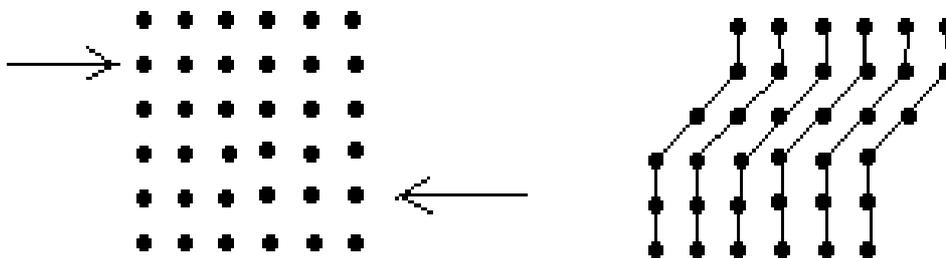


Fig.11 Esempio di geminato

Impurezze

Fenomeni di indurimento di un metallo puro si hanno quando si aggiungono a questo elementi per formare una lega.

Se questa aggiunta di elemento legante entra completamente in soluzione solida nel metallo base le distanze interatomiche del soluto e del solvente sono diverse per cui il reticolo cristallino risulta distorto e quindi con maggior potenziale energetico e conseguente maggior resistenza.

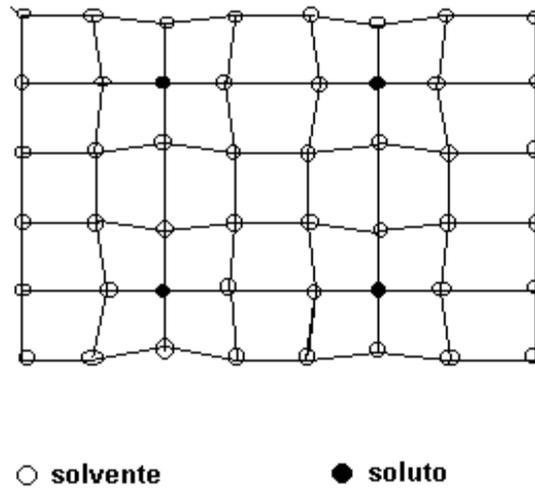


Fig.12 Soluzione solida di sostituzione

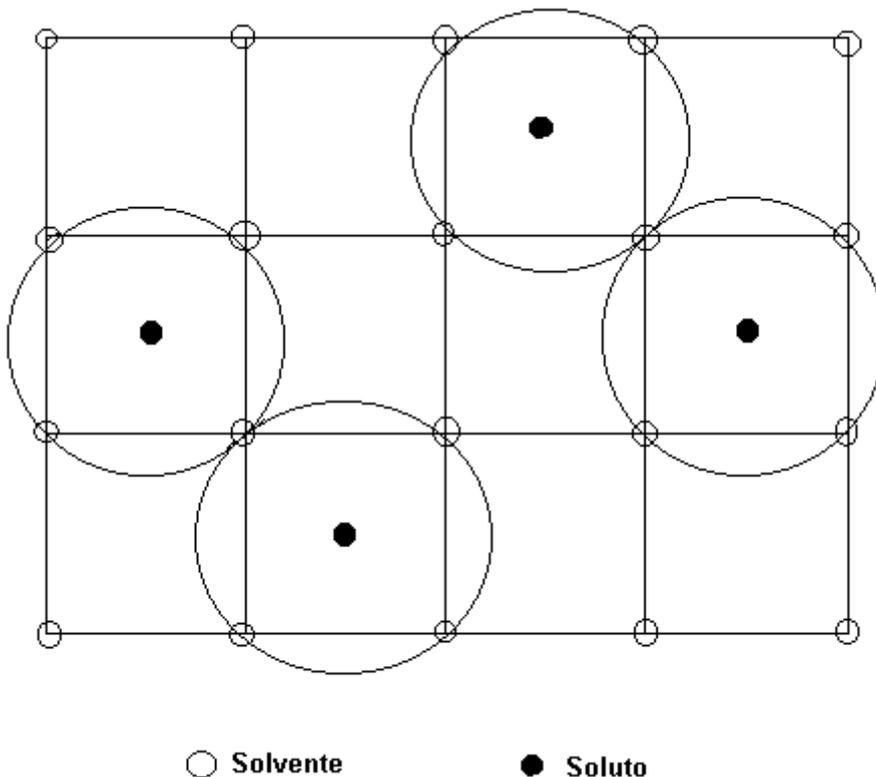


Fig.13 Soluzione solida interstiziale

Se si forma invece nel metallo puro una seconda fase, pur dispersa in modo finissimo, si creano degli ostacoli alla propagazione delle dislocazioni che aumentano la resistenza meccanica del metallo.

E' questo il caso classico delle leghe di alluminio da indurimento per trattamento termico. Il precipitato da soluzione solida soprassatura ha una azione diversa a seconda delle dimensioni delle particelle che si creano. Nel caso di un precipitato finissimo si ha una deformazione del reticolo del metallo base dovuto al concentrarsi in determinate zone di piccoli reticoli di cristalli della fase precipitata avente distanze atomiche diverse ma che è pur sempre coerente con il reticolo del metallo base. In questo caso le dislocazioni possono ancora sorpassare con relativa facilità gli ostacoli così creati anche se evidentemente la resistenza meccanica del materiale risulta aumentata. Con l'aumento delle dimensioni della fase precipitata aumenta la difficoltà delle dislocazioni a sorpassare le particelle formatesi per cui aumenta la resistenza del materiale, fino ad un limite massimo oltre il quale le particelle precipitate sono così grandi che il campo di tensioni al loro interno diviene troppo intenso per essere assorbito elasticamente dal reticolo base. In questo caso viene a cessare la coerenza fra matrice e precipitato che diventa una vera e propria inclusione, incoerente cristallograficamente con la matrice e che influenza quindi scarsamente la mobilità delle dislocazioni. A questo stadio la resistenza del materiale diminuirà di nuovo.

Anche la forma delle particelle, oltre che le dimensioni, ha influenza sulla durezza del materiale. Precipitati di forma sferica offriranno maggior resistenza alle dislocazioni in tutte le dimensioni, mentre precipitati di forma lamellare offriranno una elevata resistenza alle dislocazioni solo in alcune direzioni.

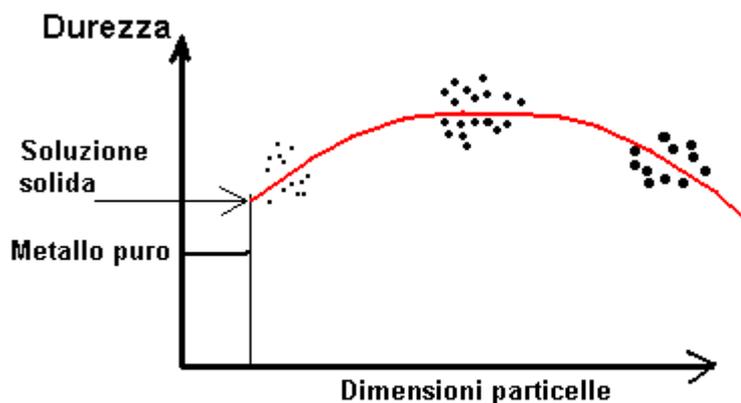


Fig.14 Relazione schematica fra durezza e dimensioni particelle

INCRUDIMENTO E RICRISTALLIZZAZIONE

Si è già accennato, a proposito delle dislocazioni, al concetto di incrudimento da deformazione.

Se si sottopone a deformazione a freddo un metallo i grani cristallini risultano allungati nella direzione in cui è stato lavorato il metallo, inoltre i confini dei grani, se non si arriva al limite di rottura, essendo anch'essi deformati si trovano in uno stato di tensione residua molto alta con alti potenziali energetici particolarmente al confine dove si incontrano tre grani. Questo alto livello di energia può permettere agli atomi di crearsi un nuovo orientamento attraverso movimenti di diffusione spontanea e creare quindi nuovi nuclei di cristalli autonomamente orientati. Questi nuclei vengono accresciuti attraverso l'assorbimento degli atomi vicini, anch'essi ad alto livello energetico, fino a creare una struttura a livello energetico più omogeneo e più basso.

Questo fenomeno va sotto il nome di ricristallizzazione dei materiali incruditi e può avvenire a temperatura ambiente per alcuni metalli (es. Pb) mentre per la maggior parte degli altri avviene a temperature piuttosto alte: per l'acciaio a circa 500°C, per l'alluminio a circa 300°C.

Nei metalli incruditi che ricristallizzano a temperatura elevata, prima di raggiungere tale temperatura cominciano però a verificarsi fenomeni di assestamento delle tensioni dovuti al movimento delle dislocazioni e al rilassamento delle tensioni elastiche, accompagnati dal ritorno alla quasi normalità delle proprietà fisiche quali la durezza e la conduttività elettrica che erano fortemente alterate dallo incrudimento. Questo fenomeno che si verifica a temperatura inferiore a quella di ricristallizzazione va sotto il nome di "ripresa" o "ristorazione", in americano "recovery". La minima temperatura di ricristallizzazione corrisponde invece alla "poligonizzazione", cioè alla formazione di nuclei prevalentemente nelle zone intercristalline.

A temperature più alte si verifica un accrescimento notevole di questi nuclei a scapito dei cristalli vicini fino ad ottenere strutture con grani cristallini sempre più grandi man mano che aumenta la temperatura.

A parità di temperatura di ricristallizzazione, per uno stesso metallo la grossezza dei grani cristallini sarà tanto minore quanto maggiore è stato l'incrudimento a freddo; infatti più marcata sarà stata la deformazione maggiori saranno i limiti di elevata energia che produrranno nuclei di ricristallizzazione.

Nel caso specifico dell'alluminio è da evitare un grado di incrudimento dell'ordine del 2 – 6% (detto incrudimento critico) perché provoca, per il ridotto livello di energia che genera, pochi centri di ricristallizzazione e quindi strutture cristalline grossolane nella ricottura.

A parità di grado di incrudimento i nuclei di ricristallizzazione saranno tanto più numerosi quanto più elevata sarà la temperatura alla quale viene portato il materiale. I materiali ricristallizzati a temperature basse daranno quindi origine a strutture grossolane, mentre quelli ricristallizzati a temperature più elevate origineranno strutture più fini, salvo poi ingrossarsi se la permanenza in temperatura sarà troppo prolungata. Le condizioni migliori per una buona ricottura sono quindi una temperatura la più elevata possibile con una permanenza ridotta al minimo indispensabile.

Il fenomeno dell'incrudimento e della ricottura oltre che con il microscopio metallografico sono rilevabili con i raggi X. Il Roentgenogramma o debyegramma di una lega di alluminio incrudita dà origine a degli anelli continui che rimangono tali anche nello stadio del riassetto (recovery) cristallino. Quando inizia la formazione di nuclei compaiono dei punti ognuno dei quali corrisponde al piano di cristallizzazione di un nucleo.

Al termine della ricristallizzazione gli anelli continui saranno scomparsi. Il fenomeno della ricristallizzazione può essere ostacolato dalla presenza di fasi di impurezze precipitate in dimensioni submicroscopiche. Nel caso dell'alluminio e sue leghe, aggiunte nell'ordine dello 0.1-0.2% di Cr – Mn – Zn – V ecc. restano in soluzione nella matrice α dell'alluminio durante il raffreddamento dalla temperatura di colata, ma precipitano sotto forma di composti intermetallici se la lega viene portata oltre i 400°C. Sono appunto questi dispersoidi che "bloccano" la struttura cristallina impedendo la ricristallizzazione. Il fenomeno può essere sfruttato sia per bloccare una struttura incrudita facendoli precipitare prima dell'incrudimento, sia incrudendo il materiale prima

della loro precipitazione, ricristallizzandolo parzialmente per attenuare l'anisotropia dovuta all'“effetto di pressa” e facendoli finalmente precipitare per bloccare la struttura così ottenuta (vedi trattamenti termici 5/74).

La ricristallizzazione è alla base delle lavorazioni plastiche condotte a caldo. Se la lavorazione plastica a freddo porta infatti ad un incrudimento del materiale che richiede quindi sforzi sempre maggiori per ogni ulteriore deformazione, fino ad un limite oltre il quale si ha la rottura, nella lavorazione a caldo, in intervalli di temperatura fine in cui sia sufficientemente veloce il fenomeno di ricristallizzazione, si riproduce continuamente la struttura originaria per cui il fenomeno di deformazione non ha limiti. Nel caso dell'alluminio e sue leghe l'intervallo di temperatura adatto alla lavorazione plastica va da 400°C a 450°C.

INFLUENZA DEL GRANO CRISTALLINO SULLE CARATTERISTICHE MECCANICHE

Si è già detto come i cristalli unici, con reticolo esente da imperfezioni, abbiano dei piani di minor resistenza alle sollecitazioni di deformazione e rottura. Detti piani corrispondono ai piani di clivaggio del cristallo e sono quelli che contengono il maggior numero di atomi. Ne consegue che i cristalli che hanno un numero elevato di possibili piani di slittamento hanno una minore anisotropia e quindi una minore differenza fra le forze da applicare nelle varie direzioni per ottenere una identica deformazione.

L'alluminio che cristallizza nel sistema cubico facce centrate presenta ben 12 piani di scorrimento per cui le differenze di sforzi da applicare nelle varie direzioni per ottenere la stessa deformazione sono di circa l'80%, mentre nel caso del Mg che cristallizza nel sistema esagonale con tre soli piani di scorrimento, tale differenza può arrivare fino al 4000 / 5000%.

L'alluminio è perciò un materiale molto più plastico del magnesio.

Esistono quindi delle direzioni nelle quali è minore lo sforzo da applicare per ottenere deformazioni per cui se i materiali metallici fossero costituiti da un unico cristallo avremmo a seconda della direzione degli sforzi o una grande plasticità o una fragilità che porterebbe alla frattura senza deformazione del metallo. La presenza invece di numerosi piani cristallini diversamente orientati annulla questa anisotropia rendendo più difficile il propagarsi delle rotture da un piano all'altro sia perché essendo i grani diversamente orientati si presentano rispetto alla direzione dello sforzo con i loro piani di clivaggio non sempre nelle condizioni di minor resistenza, sia perché fra un grano cristallino e l'altro esiste uno strato intercristallino che ha pur sempre una struttura disordinata.

Sotto ponendo quindi un metallo ad uno sforzo di trazione avremo quindi inizialmente, quando lo sforzo è basso una deformazione elastica dovuta alla tendenza al ritorno alla posizione primitiva delle dislocazioni che tendono a formarsi. Già in questo caso però non è da escludere che alcuni cristalli orientati favorevolmente subiscano deformazioni permanenti. Il fenomeno però è statisticamente così poco rilevante che con i normali mezzi di misura non sarà possibile rilevare deformazioni del metallo e quindi saremo ancora nel campo delle deformazioni elastiche.

Aumentando però il carico, oltre a deformarsi ancora di più i cristalli favorevolmente orientati, cominceranno anche a deformarsi altri cristalli per i quali la componente dello sforzo parallela ai piani di slittamento avrà raggiunto un'intensità sufficiente.

Oltre un certo limite le deformazioni indotte saranno praticamente rilevabili per cui si sarà raggiunto il limite elastico.

Continuando ad aumentare lo sforzo, mentre aumentano sempre di più le dislocazioni nei cristalli già deformati, verranno interessati un numero sempre più grande di cristalli, orientati sfavorevolmente, dalla componente dello sforzo parallelo ai loro piani di slittamento.

Il metallo si deformerà sempre più e contemporaneamente si incrudirà per l'impossibilità dell'edificio cristallino di riformarsi secondo un reticolo più o meno perfetto. Il metallo diventerà

quindi più duro e pieno di tensioni interne. Oltre un certo spazio infine verranno superati via via i limiti di coesione fra i vari cristalli e si arriverà alla rottura o distacco.

Da quanto fin qui esaminato risulta quindi evidente che in un metallo saranno tanto migliori le prestazioni meccaniche quanto più fine è il grano cristallino o quanto maggiore è il numero dei grani.

SOLIDIFICAZIONE E STRUTTURE CRISTALLINE

Se ad un metallo puro allo stato liquido, cioè fuso, si sottrae calore in quantità uniforme nel tempo, si avrà un abbassamento di temperatura proporzionale alla quantità di calore sottratta ed al calore specifico del metallo alle temperature considerate. Giunti alla temperatura di solidificazione completa del metallo, ad ogni sottrazione di calore non corrisponde più una diminuzione di temperatura, ma questa rimane costante nel tempo, per poi riprendere la discesa solo a solidificazione ultimata. La quantità di energia sviluppata dall'unità di massa del metallo nell'intervallo di solidificazione è chiamata calore latente di solidificazione.

Il diagramma di fig.15 è la rappresentazione schematica del fenomeno: alla temperatura T tutto il calore che viene sottratto alla massa è compensato dal calore che si libera dalla diminuzione del livello energetico degli atomi che passano dall'agitazione dello stato liquido alla relativa immobilità dello stato solido cristallino. E' evidente però che in realtà la linea BC è una media di tanti gradini rappresentanti altrettanti sbalzi termici necessari per provocare la cristallizzazione di piccole parti di liquido che a loro volta provocano un aumento di temperatura.

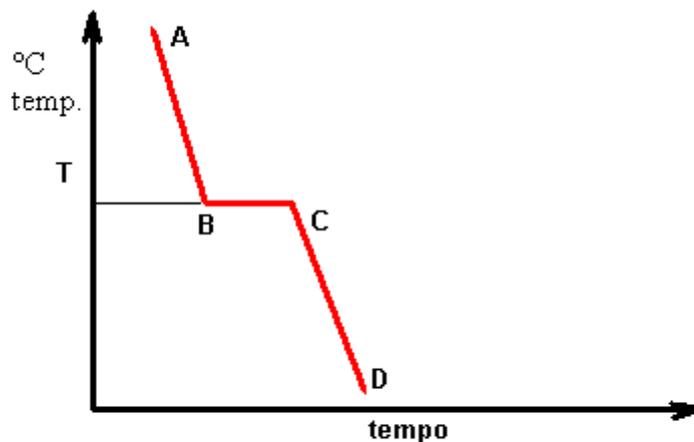


Fig.15 Diagramma tempo-temperatura del raffreddamento di un metallo puro in condizioni di equilibrio

Quando si tratta di metalli purissimi è necessario in corrispondenza del punto B arrivare a temperature di parecchi gradi al di sotto della linea BC perché si formino i primi nuclei di cristallizzazione, dopo di che la temperatura si riporterà al livello normale per effetto del calore che si libera e la solidificazione procederà, come già visto, ingrossando questi nuclei. In pratica però esistono sempre nel metallo delle impurezze costituite da materiali che fondono a temperature più elevate e che formano delle particelle solide che favoriscono la nascita di nuclei stabili, specialmente se la loro struttura cristallina è affine a quella del metallo nel quale si trovano.

In questo caso il fenomeno di sottoraffreddamento sarà meno sensibile. Tale proprietà viene sfruttata nella pratica di fonderia adottando aggiunte al metallo fuso di speciali sostanze chiamate appunto nucleanti.

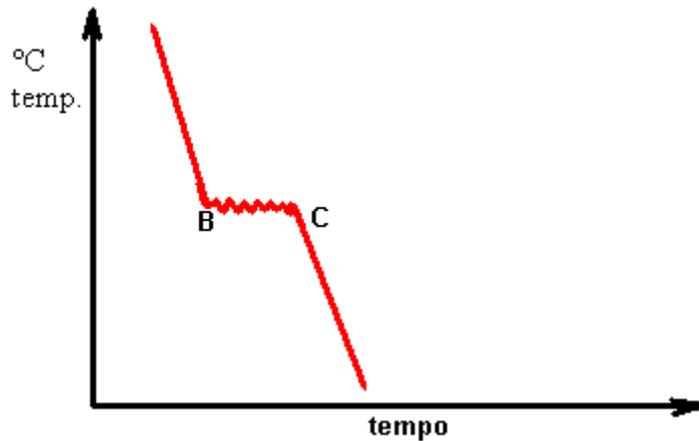


Fig.16 Diagramma di fig.15 con schematizzato il fenomeno del sottoraffreddamento

La necessità di un alto numero di nuclei cristallini e quindi di una conseguente struttura a grano cristallino molto fine è già stata spiegata a proposito delle caratteristiche meccaniche legate alla grossezza del grano.

Oltreché alla presenza di sostanze nucleanti, la formazione dei grani cristallini è legata al sotto raffreddamento al quale è sottoposto il metallo liquido. Il sottoraffreddamento sarà tanto maggiore quanto più elevata è la velocità di sottrazione del calore.

Il numero dei centri di cristallizzazione che si formano in un secondo in un cm³ di liquido misura la tendenza alla cristallizzazione spontanea (KZ).

Tale tendenza aumenta con l'aumentare del sottoraffreddamento secondo una funzione parabolica illustrata nel diagramma di fig.17.

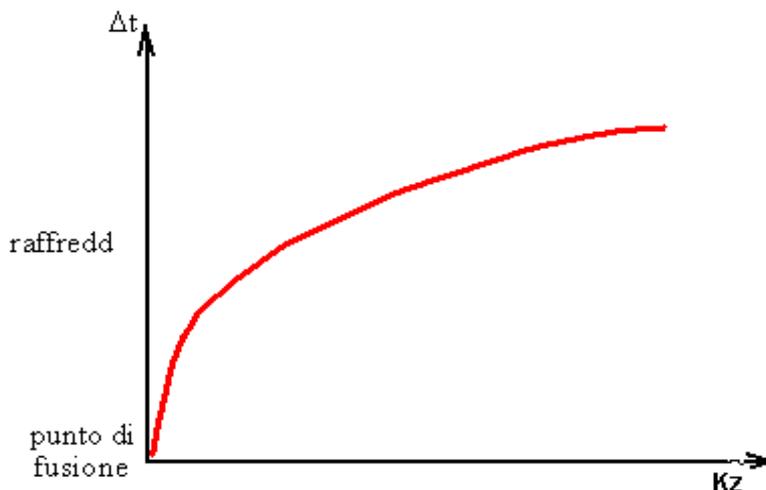


Fig.17 Rappresentazione schematica dell'aumento dei centri di nucleazione con l'aumento della velocità di raffreddamento del metallo liquido.

I nuclei che si formano tendono ad ingrossarsi, sempre per sottrazione di calore, fino a determinare, a solidificazione ultimata, l'edificio cristallino del metallo solido. La velocità di aumento del volume dei cristalli originati dai nuclei cristallini è detta velocità lineare di cristallizzazione. Tale velocità aumenta con l'aumentare del sottoraffreddamento fino ad un limite oltre il quale si stabilizza per poi tendere a diminuire, vedi fig.18.

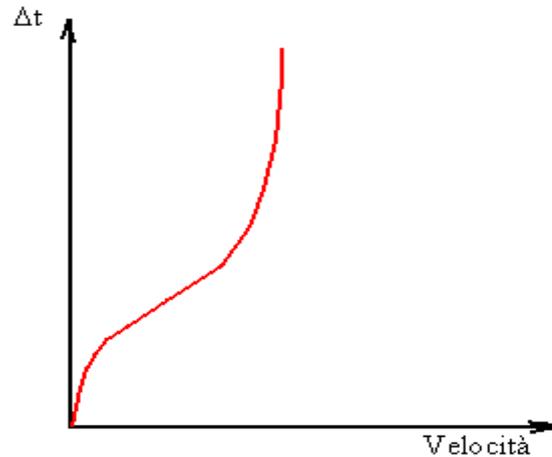


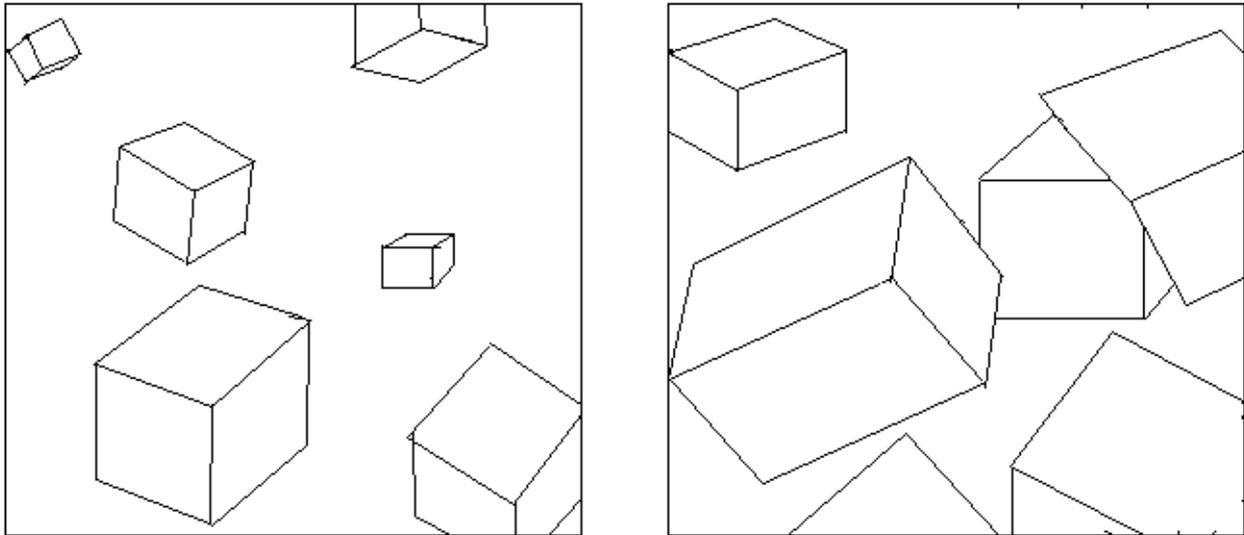
Fig.18 Velocità di aumento del volume dei cristalli originati dal sottoraffreddamento.

I concetti fin qui esposti e riferiti per maggior semplicità ai metalli puri possono essere trasferiti alle leghe metalliche (vedi fig.1 diagramma Al-Cu). In questo caso seppure siano laboriose le analisi delle variazioni dei rapporti percentuali dei componenti la lega ad ogni temperatura considerata, restano pur sempre validi i concetti che presiedono alla formazione dei germi cristallini in relazione al sottoraffreddamento e quelli relativi alla velocità lineare di cristallizzazione.

A grandi linee si può affermare che una elevata velocità di raffreddamento che porti ad un sottoraffreddamento, oltre ad un elevato numero di germi di cristallizzazione ed una elevata velocità lineare di cristallizzazione, crea anche le condizioni per cui la massa solida finale risulta più omogenea: sia perché all'interno dei grani cristallini la soluzione solida è monostratificata sia perché il reticolo delle liquazioni è più esile e spezzettato.

I germi cristallini possono svilupparsi durante la solidificazione secondo due forme strutturali, dendritiche e poliedriche. Le prime sono caratteristiche delle leghe in genere e di quelle in alluminio in particolare, mentre le seconde sono presenti, contemporaneamente a quelle dendritiche nei metalli puri.

La cristallizzazione poliedrica trae origine dallo ingrossamento dei germi secondo le direzioni degli assi cristallografici, per cui se, al limite, vi fosse un unico germe e non vi fossero ostacoli di tipo spaziale, si formerebbe un unico grosso cristallo di forma regolare. La contemporanea presenza di molti germi, che per la legge delle probabilità saranno diversamente orientati l'uno rispetto all'altro, fa sì che l'ingrossamento dei cristalli resti impedito dall'incontro con i cristalli adiacenti. Per lo stesso motivo le facce di contatto dei diversi cristalli non corrisponderanno ai loro piani di cristallizzazione, vedi fig.19.

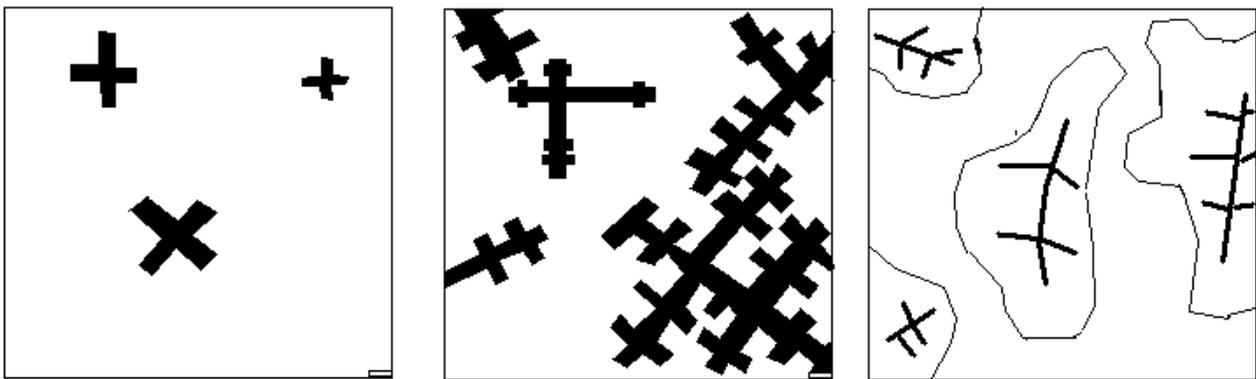


CRISTALLIZZAZIONE POLIEDRICA IN FASE DI ACCRESCIMENTO

Fig.19

Normalmente però l'ingrossamento dei germi avviene secondo la forma dendritica, cioè ramificata. (déndron in greco vuol dire albero).

I germi si sviluppano in cristalli cruciformi dei quali si dipartono altri rami che si sviluppano secondo gli assi del sistema nel quale cristallizza il metallo. Pur assumendo forme svariatissime le dendriti conservando nel loro interno la direzione e l'ordine degli atomi secondo il reticolo cristallino del germe dal quale si sono originate. Il loro sviluppo è limitato dalla presenza delle altre dendriti ed a solidificazione ultimata si creerà un complesso di grani dai confini dentellati determinati dall'incontro delle varie dendriti. Anche in questo caso essendo i germi di cristallizzazione diversamente orientati i grani avranno una struttura orientata di conseguenza.



FORMAZIONE E CRESCITA DI DENTRITI

Fig.20 Formazione e crescita di dendriti

E' dato a volte di osservare sulle superfici libere di solidificazione di panetti di leghe di alluminio delle forme dendritiche in rilievo sulla superficie. Si tratta di dendriti che sono affiorate durante la solidificazione del metallo: il diminuito livello del metallo liquido rimanente, di composizione prossima all'eutettico, che lascia scoperte le dendriti ormai formate e le evidenzia è dovuto alla contrazione che subisce con l'abbassamento della temperatura per raggiungere il punto di solidificazione.

Sia che il metallo o la lega solidifichi in forme poliedriche o dendritiche il risultato finale è pur sempre una struttura che se sezionata offre all'analisi microscopica l'aspetto di una suddivisione in grani cristallini (detti anche cristalliti) più o meno grossi e sempre orientati in modo diverso fra di loro. Dei vantaggi della finezza di questi grani è già stato detto, così pure delle condizioni per ottenerli tali.

Esaminiamo ora il comportamento al raffreddamento di una lega o di un metallo fuso nella pratica della fonderia. Fino ad ora si è parlato della solidificazione di un liquido come di un fenomeno fisicamente omogeneo in tutta la massa. Nella pratica invece si avranno diverse velocità di raffreddamento a seconda se si esamina la parte di liquido a contatto con la forma metallica o di sabbia, la parte di liquido a contatto con l'aria, o la parte di liquido che si trova nel cuore della massa fusa.

La solidificazione comincerà dove il liquido è a contatto con le pareti fredde della forma e secondo se si tratta di un metallo puro o di una lega avrà un andamento diverso.

Nel caso di una lega infatti la solidificazione avviene in un certo intervallo di temperatura per cui il passaggio dalla zona già solidificata alla zona ancora liquida avverrà attraverso uno strato ancora liquido ma che contiene già delle dendriti in via di formazione avente quindi una consistenza "pastosa" mentre nel caso di un metallo puro la linea di separazione del liquido dal solido sarà piuttosto netta vedi fig.21.

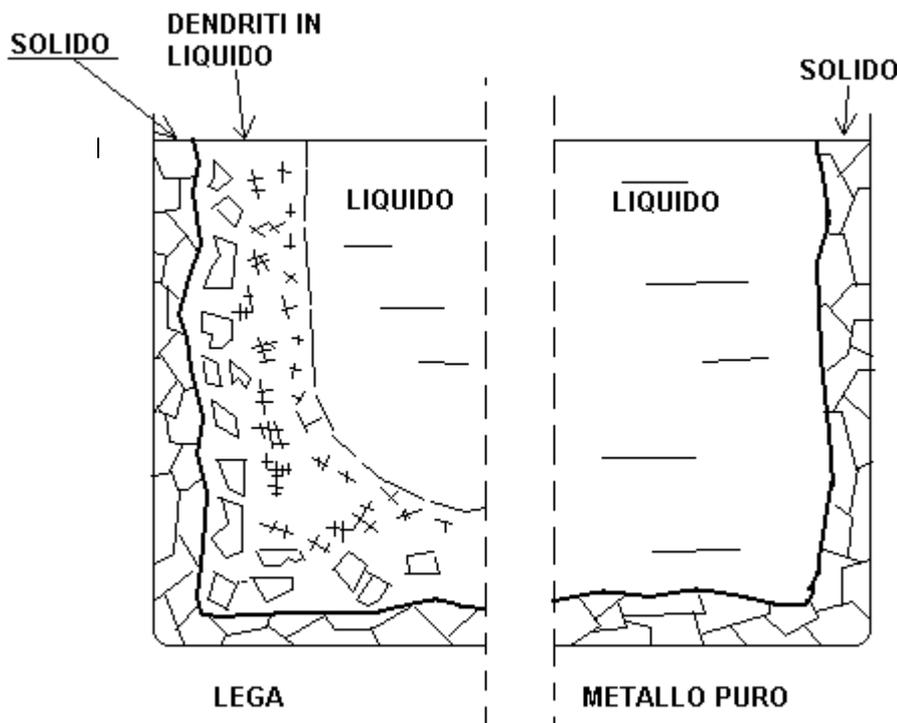


Fig.21 Schema di solidificazione in conchiglia di una lega e di un metallo puro

Nel caso della lega inoltre tenderanno a formarsi delle segregazioni di impurezze e del metallo contenuto in concentrazione minore, non solo fra una dendrite e l'altra, ma anche e soprattutto, verso il centro del lingotto, o della forma, ultimo a solidificare.

Il "cono di ritiro" di una lega solidificata corrisponderà quindi alla zona di maggiore impurezza ed eterogeneità della lega stessa.

Il risultato finale di solidificazione sia di un metallo puro che di una lega è un solido formato da grani cristallini più o meno fini orientati secondo alcune direzioni oppure liberamente orientati.

I cristalli assumeranno una forma orientata quando il loro ingrossamento sarà influenzato da una sottrazione di calore in una direzione definita. Questo avviene in pratica quando le pareti della forma nella quale viene colato il metallo fuso sottraggono rapidamente il calore. Dei nuclei cristallini che si formano in gran numero vicino alla parete per il sottoraffreddamento, si sviluppano più rapidamente quelli i cui assi sono orientati perpendicolarmente alla parete cioè nella direzione di caduta della temperatura.

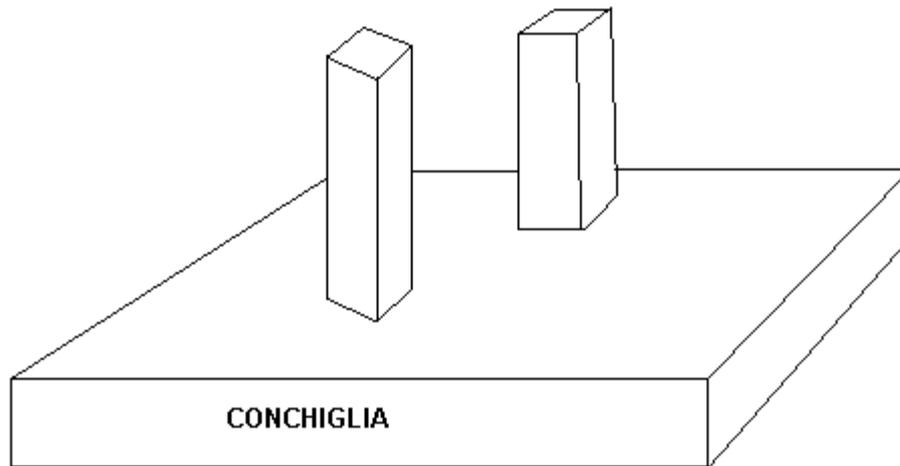


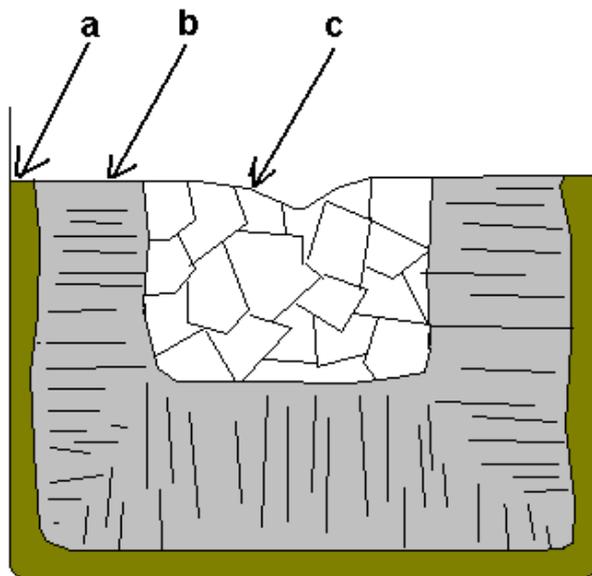
Fig.22 Schema di accrescimento dei grani sulla parete della conchiglia

Gli altri sono ostacolati nella crescita degli individui adiacenti; per cui alla fine si formerà una struttura cristallina che per il suo orientamento preferenziale sarà chiamata colonnare o basaltica, o ortotropica o transcristallina.

Pur avendo uno solo dei tre assi orientato in modo uniforme è evidente, per quanto già detto a proposito delle proprietà meccaniche in relazione alla struttura cristallina, le pessime caratteristiche che si generano in tal modo. In pratica quindi un metallo solidificato può presentare tre forme morfologiche.

- 1°) Zona corticale, di struttura granulare finissima, creata dall'energico sottoraffreddamento provocato dalla conchiglia (effetto conchiglia). Questa zona è generalmente assai sottile e può anche non formarsi se la temperatura della conchiglia è elevata, oppure se la temperatura del metallo fuso è assai alta, o ancora se la conchiglia è molto sottile.
- 2°) Zona di transcristallizzazione, dovuta alle condizioni già viste più sopra, quindi; elevata temperatura del metallo fuso, elevata velocità di raffreddamento determinata da conchiglia spessa o molto fredda, assenza di agitazione nel metallo solidificante.
- 3°) Zona centrale a grani non orientati, i grani (detti anche cristalliti) in questa zona sono molto grandi per il diminuito sottoraffreddamento. La zona è tanto più grande quanto maggiore è la temperatura della conchiglia, e quanto maggiore è l'agitazione del metallo liquido. E' inoltre favorita dal distacco, per effetto del ritiro del metallo già solidificato, dalla conchiglia.

Le tre zone possono coesistere o meno a seconda delle condizioni di raffreddamento realizzate.



- c) Zona a cristallini liberamente orientati
- b) Zona colonnare o transcristallizzata
- a) Zona corticale

Fig.23 Schema delle morfologie di cristallizzazione di una lega colata in conchiglia

AFFINAMENTO DELLE STRUTTURE CRISTALLINE.

Affinamento mediante trattamenti termici

Nell'acciaio è relativamente facile con opportuni cicli termici, produrre un affinamento del grano. Nella tempra dell'acciaio infatti si creano dislocazioni dei reticoli atomici, che portano ad uno spezzettamento dei grani cristallini dovute a:

- espansione dei volumi reticolari dovuta alla trasformazione allotropica $\gamma - \alpha$ del ferro.
- precipitazione dalla soluzione solida (austenite) di una nuova fase (carburi) che deve inserirsi nei reticoli cristallini già esistenti del ferro α . Tali trasformazioni sono massime nel trattamento di tempra, ma sono pur sempre presenti anche nei processi di normalizzazione da oltre A_{c3} , tanto che questi trattamenti vengono anche classificati come trattamenti d'affinazione del grano cristallino.

Qualora l'acciaio venga sottoposto a più cicli termici di tempra o normalizzazione l'affinamento migliora ogni volta. Infatti la temperatura di riscaldamento oltre A_{c3} non è tale da permettere una rapida ricristallizzazione e l'ingrossamento del grano, per cui non vi sono le condizioni per il ripristino della struttura distrutta nella tempra o normalizzazione precedente. Il miglioramento progressivo delle caratteristiche meccaniche con questi procedimenti d'affinazione è notevole.

Nel caso delle leghe di alluminio le condizioni sono alquanto diverse: durante il raffreddamento di tempra non ha luogo alcuna trasformazione allotropica dell'alluminio per cui non esistono le condizioni perché si generino delle deformazioni nei reticoli cristallini, mentre la precipitazione di una fase, che invece crea le condizioni per uno spezzettamento dei grani, avviene durante il successivo trattamento di invecchiamento.

Il miglioramento strutturale generato da questo affinamento non è però cumulabile come per l'acciaio perché ad ogni successivo riscaldamento di solubilizzazione per la tempra la temperatura da raggiungere è così elevata che la lega può ricristallizzare completamente.

Non è possibile quindi pensare di affinare il grano di una lega di alluminio con successivi trattamenti termici, anche se i vantaggi che ne deriverebbero alle caratteristiche meccaniche sarebbero notevoli. Basti pensare a questo proposito alla differenza di durezza, resistenza e allungamento fra una lega colata in sabbia e la stessa lega colata in conchiglia, che presenta un grano cristallino molto più fine (vedi tabelle UNI).

Affinamento mediante deformazione a caldo

L'affinamento della struttura mediante deformazione a caldo può essere considerato un beneficio secondario legato alla necessità primaria di ottenere profili e sagome speciali da lingotti fusi.

Negli ultimi tempi però, alla ricerca di nuove tecnologie che permettano di ottenere il massimo delle caratteristiche che una lega può offrire, la deformazione plastica è diventata anche un mezzo per il raggiungimento di questo obiettivo.

Le deformazioni plastiche a caldo avvengono in un intervallo di temperatura compreso fra 350 e 500°C e si suddividono nelle operazioni di stampaggio, fucinatura, estrusione e laminazione.

Una buona e razionale lavorazione plastica distrugge o modifica la cristallizzazione primaria, le segregazioni, sia quelle interdendritiche sia quelle cristalline e rompe i grani cristallini riducendoli dimensionalmente.

La microstruttura di una lega lavorata plasticamente risente però del senso di lavorazione in quanto crea un orientamento preferenziale dei grani cristallini e delle impurezze.

Tale anomalia si ripercuote sulle proprietà meccaniche che diventano anisotrope e se quindi in senso longitudinale le proprietà sono ottime, in senso trasversale si creano delle caratteristiche negative soprattutto per la resistenza, la tenacità alla rottura, la fatica e la tenso corrosione. Trattandosi di una lavorazione a caldo, oltre i 350°C, è evidente che contemporaneamente al fenomeno di dislocazioni e rotture dei grani cristallini, esiste un fenomeno accentuato di ricristallizzazione che tende a riportare le dimensioni dei grani ai loro valori primitivi. Se in certa misura questo fenomeno è addirittura auspicabile per diminuire "l'effetto di traverso" dovuto alla direzionalità dei cristalli, è evidente che se spinto fino alla rigenerazione della struttura iniziale è negativo, perché in questo caso il beneficio della deformazione si ridurrebbe alla frantumazione delle segregazioni. Nel caso delle leghe il fenomeno della ricristallizzazione è ostacolato dalla precipitazione e dalla coalescenza, durante il riscaldamento ad oltre 350°C, delle fasi insolubili presenti nel metallo base. Mentre un'azione ancora più efficace la possono esercitare piccole aggiunte di elementi antiricristallizzanti quali Mn – Cr – Zr – Va in concentrazioni dello 0,1 – 0,2%. Come già ricordato questi elementi entrano in soluzione solida nella matrice di Al al momento della solidificazione e precipitano solo in un successivo riscaldamento al di sopra dei 400°C sotto forma di dispersoidi con forma e densità diverse a seconda delle modalità del trattamento. La loro precipitazione può essere provocata prima della deformazione a caldo per evitare la ricristallizzazione del materiale quando questo sia lo scopo da raggiungere (nel caso ad esempio delle leghe Al - Mg è necessario avere una buona resistenza alla ricristallizzazione per ottenere elevate caratteristiche meccaniche). Oppure la precipitazione si può provocare dopo un certo grado di ricristallizzazione subito dalla lega in modo da attenuare l'anisotropia delle caratteristiche meccaniche.

Affinamento mediante deformazione a freddo

Le deformazioni a freddo delle leghe di Al vengono effettuate tramite le lavorazioni di stampaggio. Laminazione – imbutitura - estrusione a rimonta – trafilatura. Pure in questo caso l'affinamento della struttura è un effetto secondario rispetto al risultato che si vuole ottenere con le lavorazioni citate, anche se di importanza tutt'altro che trascurabile.

Le modifiche strutturali sia durante l'incrudimento che durante la ricristallizzazione, sono già state esaminate (vedi punto 6 a pag.23 e seguenti alle quali si rimanda).

INFLUENZA DEI PRINCIPALI ELEMENTI ALLEGANTI DELL'ALLUMINIO.

Gli elementi aggiunti all'Al per formare delle leghe provocano, oltre ad un abbassamento del punto di fusione, un aumento della colabilità intesa come riduzione del ritiro e della fragilità di solidificazione, ed una variazione delle caratteristiche meccaniche, fisiche e chimiche.

Si è già visto nella classificazione di pag.5 e seguenti come gli elementi alleganti più importanti, che determinano cioè delle suddivisioni in gruppi delle leghe sono:

RAME: il Cu nelle leghe con l'alluminio può arrivare fino a concentrazioni del 12%. La resistenza meccanica a freddo e a caldo delle leghe aumenta col crescere della concentrazione a scapito dell'allungamento.

La resistenza alla corrosione diminuisce invece con l'aumentare della % di Cu. Tale diminuzione è dovuta alla presenza del composto $CuAl_2$.

Il rame conferisce inoltre buona lavorabilità all'utensile.

SILICIO: il silicio aumenta la colabilità dell'alluminio: al 13% la colabilità, il ritiro, la fragilità a caldo e la compattezza sono migliori di qualsiasi altra lega. La lavorabilità all'utensile è invece la peggiore, per la presenza di piccoli cristalli di Si durissimi che rovinano il tagliente degli utensili. Col tempo le leghe di Si tendono a diventare grigie.

MAGNESIO: il magnesio aumenta notevolmente la resistenza alla corrosione specialmente marina ed all'attacco alcalino. Fino alla concentrazione dell'8% le leghe rispondono poco al trattamento termico di bonifica, mentre oltre tale % si ottengono buone caratteristiche meccaniche dal trattamento termico. Aumenta la lavorabilità all'utensile.

Nel bagno fuso è facilmente ossidabile e quindi è facile perderlo specialmente nel processo di rifusione.

ZINCO: lo zinco aumenta la colabilità e la lavorabilità alle macchine utensili in proporzione della sua concentrazione. Oltre a produrre fragilità a caldo, conferisce alla lega un elevato ritiro lineare.

Associato al Mg dà origine a delle leghe ad altissima resistenza, autotemperanti (il raffreddamento dalla temperatura di fusione è in genere sufficiente a generare una soluzione solida omogenea che invecchia naturalmente).

MANGANESE: il manganese è presente in genere come correttivo nelle leghe esaminate; ne migliora le caratteristiche meccaniche.

Le leghe Al-Mn sono particolarmente sensibili all'ingrossamento del grano nei riscaldi di omogeneizzazione, solubilizzazione, ricristallizzazione.

PIOMBO- STAGNO- BISMUTO- CADMIO

Sono fragilizzanti; facilitano la lavorazione meccanica (max compl.2%). Lo stagno inoltre in percentuali elevate (20%) conferisce caratteristiche antifrizione.

INFLUENZA DEGLI ELEMENTI DI ADDIZIONE SULLE PRINCIPALI LEGHE DI AL

Leghe di Al – Cu

Mg: un aggiunta dello 0.2% aumenta la durezza della lega. Per conto diminuiscono l'allungamento o la plasticità.

Ti: in percentuale dello 0.2 – 0.4 affina la struttura dando migliori caratteristiche meccaniche.

Fe: come impurezza (0.5% circa) impedisce l'invecchiamento naturale al quale tendono le leghe Al – Cu purissime.

In concentrazioni dell'1 – 1.5% provoca un aumento della resistenza a caldo ed evita le rotture di ritiro se è contemporaneamente presente il silicio (1% circa), pure benefica è tale concentrazione del ferro se in presenza di Zn (1.5% circa).

In concentrazioni superiori all'1.5% il ferro dà luogo ad inconvenienti sia di ritiro superficiale che di lavorazione meccanica.

Ni: aumenta le caratteristiche meccaniche a caldo. Migliora la resistenza dopo bonifica particolarmente se in unione con altri elementi come Mg e Si.

Si: si è già visto che con la contemporanea presenza del ferro migliora le caratteristiche.

LEGHE Al – Si

Fe: come impurezza (circa 0.5 %) è la più dannosa perché da origine a lunghi aghi del composto ternario complesso Al-Fe-Si.

Mn:
Cr: } annullano gli effetti dannosi degli aghi del Fe sferodizzandoli. Devono essere presenti in
Co: } concentrazioni da 0.5 a 1 volta quella del Fe.

Ca: Il calcio che proviene dal Si metallico usato per fabbricare la lega dà origine a strutture grossolane e a cavità dovute a contrazioni volumetriche. Si elimina clorurandolo a CaCl_2 che scorifica tramite un processo di degassificazione della lega fusa basato sull'introduzione di sali alogenati (NaCl ; NaF).

Cu: migliora le caratteristiche meccaniche (fatica ed elasticità) ed evita la formazione di cavità di contrazione.

Mg: l'aggiunta di Mg in % di 0.2-0.5 rende la lega suscettibile di trattamento di bonifica per la formazione del composto Mg_2Si .

LEGHE Al-Mg

Ti: } aggiunti in concentrazioni dello 0.02 % impediscono l'ossidazione del Mg e l'ingrossamento
Be: } del grano cristallino.

Mn: quando è presente in concentrazioni $\leq 2\%$ serve a compensare la presenza nociva del Fe.

Nelle leghe da lavorazione plastica si effettuano delle aggiunte in % minime (0.20%) di elementi come Mn - Cr - Zr- Va che hanno specifico effetto antiricristallizzante (vedi par.6) oltreché affinante della struttura primaria di fusione.

COMPOSTI INTERMETALLICI

Si è già visto, parlando dei diagrammi di Stato delle leghe di alluminio, come durante il raffreddamento delle leghe tendano a separarsi dalla soluzione solida uno o più elementi sotto forma di precipitati.

Se nel caso della lega Al-Si tendono a separarsi minutissimi cristalli di Si puro, nel caso invece delle leghe Al-Cu, Al –Si - Mg tendono a separarsi particolari combinazioni di atomi che per il loro

rapporto stechiometrico e per lo specifico sistema cristallino nel quale cristallizzano, possono essere classificati come composti intermetallici. Nel caso del rame tale composto corrisponde alla formula CuAl_2 e cristallizza in un reticolo tetragonale, costituendo una nuova fase. Nel caso della lega Al-Si-Mg il composto, si è già visto, corrisponde alla formula chimica Mg_2Si .

Chimicamente, per la loro specifica natura, questi composti non rispondono alle regole dei legami di valenza, anzi a volte non sono neanche fra di loro in rapporti aritmetici interi per cui suona piuttosto improprio il nome di composto.

A titolo di esempio possiamo citare il composto $\text{Cu-Mg}_5\text{-Si}_4\text{-Al}_4$.

Fisicamente, come tutti i composti intermetallici, sono fragilissimi e durissimi, la loro durezza si attenua solo in prossimità del punto di fusione quando non entrano prima in soluzione solida.

Dal punto di vista fisico quindi si possono ancora classificare in “solubili” e in praticamente “insolubili”. Alla categoria dei solubili appartengono quelli fin qui visti (Mg_2Si ; CuAl_2 ; CuMg_5 ; Si_4Al_4) e la loro velocità di dissoluzione è direttamente proporzionale alla temperatura e inversamente alla loro concentrazione. A questi particolari tipi di composti intermetallici sono legati i fenomeni di indurimento per bonifica delle leghe di alluminio.

Alla categoria dei composti insolubili appartengono fra gli altri quelli che contengono Fe e Si, che sono di notevole importanza pratica perché questi due elementi costituiscono le impurezze congenite dell'alluminio tecnico. Una delle formule che li esprime è: Al Fe Si; esistono pure composti Al Fe Cu ; Al Fe Ni ; Al Cu Ni ecc. tutti insolubili. Appartengono inoltre a questa categoria i già citati antiricristallizzanti quali il Mn Cr ecc. che se sono sciolti nell'alluminio durante la fase di raffreddamento dal punto di fusione, ad un successivo riscaldamento della lega a temperature superiori a 400°C precipitano sotto forma di composti tipo Cr Al_7 ; Mn Al_7 diventando insolubili.

TRATTAMENTI TERMICI

Per trattamento termico o T.T. si intende, secondo una definizione delle norme UNI, un'operazione o successione di operazioni mediante le quali un metallo od una lega metallica vengono assoggettati, al di sotto del punto o dell'intervallo di fusione, in ambiente di natura determinata, ad uno o più cicli termici (riscaldamento, permanenza a temperatura, raffreddamento) entro temperature, durate e velocità di variazioni delle temperature prefissate, nell'intento di impartire loro determinate proprietà.

Il riscaldamento che precede le operazioni di deformazione plastica (fucinatura, laminazione ecc.) non è un trattamento termico.

Il trattamento termico comprende tre operazioni essenziali che lo caratterizzano:

- Riscaldamento.
- Permanenza in temperatura.
- Raffreddamento.

Ognuna di queste operazioni è dipendente da due variabili fondamentali, tempo e temperatura. E' nell'ambito delle variabili di questi due parametri e del loro rapporto (velocità di variazione di temperatura) che è possibile indurre nelle leghe tutte le possibili trasformazioni strutturali. Infatti riscaldi e raffreddamenti molto lenti, lunghe permanenze tenderanno a creare strutture di equilibrio, stabili a temperatura ambiente e senza tensioni interne, per cui si parlerà di ricotture, mentre variazioni veloci di temperatura, soprattutto nel raffreddamento creeranno strutture instabili, facilmente decomponibili con forti tensioni interne sia a livello reticolare che macroscopico, per cui si parlerà di tempra.

Da questo punto di vista, nel campo delle leghe di alluminio i trattamenti termici possono essere classificati in tre grandi categorie:

Trattamenti di ricottura

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

- a) Ricottura di omogeneizzazione, quando si tende a creare le condizioni di equilibrio chimico – fisico con le fasi separate e finemente disperse, attenuando le liquazioni e le segregazioni delle strutture primarie di cristallizzazione.
- b) Ricottura di eterogeneizzazione, quando si tende a far separare nettamente le fasi provocando la coalescenza dei composti che si trovano dispersi finemente (classico per le leghe Al – Mg al fine di migliorarne la resistenza alla corrosione: il composto Al_3Mg_2 che precipita in forma continua ai bordi dei grani si raggruppa ed interrompe la sua continuità che è la causa della corrosione intercrystallina).
- c) Ricottura di ricristallizzazione, quando si tende a rigenerare le strutture incrudite di lavorazione plastica a freddo.
- d) Ricottura di distensione, per eliminare le tensioni che si creano per esempio nei getti complessi durante il raffreddamento nelle staffe.
- e) Ricottura di stabilizzazione, per quei pezzi che dovendo lavorare a temperature più alte della normale (es. pistoni di motori a scoppio) subirebbero deformazioni durante il primo riscaldamento per variazioni strutturali.

Il riscaldamento di stabilizzazione dovrà essere di qualche grado superiore a quello di normale utilizzo del pezzo.

Trattamento di tempra

La tempra consiste in un raffreddamento rapido della lega da una temperatura determinata fino alla temperatura ambiente. Quasi sempre si parte da una temperatura tale da far entrare in soluzione, nella matrice di alluminio, determinati composti ed elementi che costituiscono la lega. Tale soluzione si ritrova, se il raffreddamento è stato sufficientemente rapido, a temperatura ambiente in condizioni di metastabilità. Si parla in questo caso di tempra di soluzione.

Invecchiamento

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

- a) naturale, se avviene a temperatura ambiente;
- b) artificiale, se avviene a temperature superiori ai $100^{\circ}C$ fino ad un massimo di $220^{\circ}C$;
- c) esiste ancora una forma di invecchiamento associata ad un incrudimento meccanico eseguito immediatamente dopo tempra, che permette di raggiungere durezza superiori.

Siamo in presenza in questo caso di un trattamento “termomeccanico”.

RICOTTURA DI OMOGENEIZZAZIONE

Le ricotture in genere e quella di omogeneizzazione in particolare sono trattamenti che interessano molto più da vicino le leghe da deformazione plastica che non i getti da fonderia.

Lo stato ricotto, che per le leghe ferrose è sinonimo di buona lavorabilità alle macchine utensili, è nel caso delle leghe di alluminio completamente controproducente per la pastosità che tale stato comporta e quindi per la difficoltà di ottenere superfici lisce ed omogenee. L'utensile in questo caso tende a strappare il materiale creando grosse rugosità. Un altro motivo che potrebbe giustificare la ricottura sui getti è la necessità di omogeneizzare la struttura primaria di fusione che come è già stato esaminato presenta oltre a liquazioni e segregazioni, dendriti con grosse disuniformità di composizione sia nel loro interno sia tra l'una e l'altra a seconda del tempo di formazione.

Ma in questo caso è da preferire una tempra di soluzione seguita da invecchiamento che oltre a uniformare la struttura dà anche migliori caratteristiche meccaniche al getto.

La ricottura di omogeneizzazione è quindi un trattamento quasi sempre applicato alle leghe da lavorazione plastica, quando sono allo stato greggio di fusione, per prepararle alla estrusione, laminazione, fucinatura. E' un trattamento che viene sempre eseguito alle massime temperature consentite e per tempi molto lunghi, ed oltre a detensionare completamente il materiale genera una dissoluzione delle fasi solubili eventualmente precipitate, una omogeneizzazione della soluzione solida, una precipitazione e successiva coalescenza di eventuali fasi intermetalliche, per cui il risultato finale sarà una matrice priva di segregazioni interdendritiche, con "soluto uniformemente distribuito e le impurezze insolubili globulizzate".

Queste trasformazioni consentono:

- una maggiore velocità di estrusione senza pericolo di rotture per l'eliminazione delle disuniformità di zone a struttura diversa o di composti fragili.
- Un miglioramento della plasticità a caldo nelle operazioni di laminazione, stampaggio, fucinatura e quindi una diminuzione degli scarti. La temperatura di lavorazione a caldo infatti non è tale da permettere una adeguata solubilizzazione dei composti con la conseguente riduzione delle segregazioni interdendritiche.
- Un miglioramento dell'aspetto superficiale dei pezzi, soprattutto se destinati all'ossidazione anodica (a questo trattamento si sottopone ad es. il nastro di alluminio destinato all'ossidazione anodica brillante).
- Un aumento delle caratteristiche meccaniche e tecnologiche dei semilavorati sempre dovuto all'eliminazione dei composti fragili e alle zone a composizione differenziata che costituiscono zone preferenziali per l'insorgere di rotture a fatica o a tensocorrosione.

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

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

Per definizione la ricottura deve tendere a portare il materiale in condizioni equilibrio chimico - strutturale, per cui il raffreddamento che seguirà alla permanenza in temperatura dovrà essere sufficientemente lento da non creare soluzioni soprassature a temperatura ambiente. Ne deriverà, nel caso delle leghe da bonifica una precipitazione fine ed uniforme degli elementi o dei composti entrati in soluzione e diffusi ad alta temperatura che si affiancherà alla precipitazione già avvenuta ad alta temperatura degli elementi insolubili. Il risultato finale sarà quindi una struttura molto uniforme con precipitati molto fini. Può darsi però che per esigenze particolari, quali ad esempio

l'ottenimento della massima deformabilità per estrusione, sia necessario ottenere una soluzione solida quanto più possibile pura. In questo caso al riscaldamento di omogeneizzazione dovrà seguire un raffreddamento tanto veloce da impedire la precipitazione dei composti insolubili a bassa temperatura. Si tratterà quindi di temprare il materiale per cui più che di ricottura di omogeneizzazione si dovrà parlare in questo caso di solubilizzazione o di omogeneizzazione solubilizzante.

Come si è più volte detto la ricottura di omogeneizzazione si effettua a temperature molto spinte al fine di accelerare al massimo i tempi di esecuzione. Tale tendenza porta ad arrivare a temperature prossime alla linea solidus per cui è necessario operare con dei forni in grado di garantire temperature molto uniformi in tutte le zone e perfettamente controllate. Anche se su scala industriale è ormai impensabile adottare forni a bagni di sale per il loro costo di esercizio, bisognerà almeno disporre di forni a resistenze elettriche, o a gas perfettamente muffolati, con agitazione violenta dell'atmosfera ed un buon apparato pirometrico di controllo. Il tutto deve garantire oscillazioni massime, in tutti i punti del forno, di 10°C di temperatura. Eventuali diversità di temperatura all'interno del forno, sia dovute al non pronto intervento della termoregolazione, sia alla presenza di zone d'ombra nei confronti della sistemazione delle termocoppie possono facilmente portare il materiale oltre il limite della fase solida, con inizio di fusione dei punti a concentrazione eutettica e scarto irrecuperabile del materiale.

Nel caso della ricottura di omogeneizzazione solubilizzante esiste inoltre il problema delle modalità dello spegnimento soprattutto per quanto riguarda il tempo del passaggio dalla camera del forno alla vasca che deve essere contenuto entro limiti definiti. Ma di questo si parlerà a proposito del processo di tempra di solubilizzazione.

RICOTTURA DI ETEROGENEIZZAZIONE

A rigore di termini la ricottura di omogeneizzazione quando viene applicata a delle leghe che per composizione si trovano in un campo bifase come per es. quelle da bonifica, e che quindi nel raffreddamento lento dopo la permanenza in temperatura separano la fase insolubile mentre scendono a bassa temperatura, può essere considerata anche ricottura di eterogeneizzazione. Nel caso della ricottura di omogeneizzazione però questo effetto può essere considerato secondario in quanto i risultati ai quali si mira sono la distruzione delle eterogeneità nelle soluzioni delle strutture primarie, la distruzione del reticolo continuo dell'entettico e la globulizzazione delle impurezze insolubili. Mentre nel caso della ricottura di eterogeneizzazione l'effetto della separazione delle fasi e della loro globulizzazione è il fine da ottenere.

Si è già accennato come questo trattamento sia caratteristico delle leghe di Al Mg da lavorazione plastica con tenore di Mg >5%. Un precipitato di forma continua del composto Al_3Mg_2 ai bordi dei grani cristallini di soluzione solida dell'alluminio, è la condizione per il propagarsi all'interno della lega della corrosione intercrystallina. E' quindi particolarmente dannoso per queste leghe far seguire a un processo di solubilizzazione un invecchiamento a temperature dell'ordine di 150°C, quando debbano resistere alla corrosione, perché vi è la tendenza alla formazione di strati continui intergranulari di riprecipitazione di Al_3Mg_2 . Infatti un trattamento a 150°C per 4 h per queste leghe, nella pratica di laboratorio viene definito di sensibilizzazione.

Al fine di valutare le modalità di esecuzione pratica del processo di eterogeneizzazione sarà bene rifarsi al diagramma di stato Al - Mg (vedi pag.13). Risulta subito chiaro come non è possibile parlare di eterogeneizzazione per leghe contenenti Mg in quantità minore di 2,9% circa in quanto al di sotto di queste concentrazioni esiste una solubilità totale a tutte le temperature. A concentrazioni maggiori di Mg, all'inizio del riscaldamento comincia a precipitare sotto forma di Mg_2Al_3 tutto il Mg oltre il 2,9% che si trova eventualmente in soluzione solida soprassatura. Man mano che la temperatura sale il precipitato di Mg_2Al_3 tende a coagulare in aggregati più grandi e contemporaneamente si scioglie secondo l'equilibrio della curva ED. Se il Mg non è in

concentrazione superiore al 14.9% circa, ad una certa temperatura, determinata dall'incontro della verticale sulla % del Mg con la curva ED, tutto il Mg sarà sciolto nella matrice di alluminio.

Evidentemente questi risultati si ottengono in condizioni di equilibrio, cioè con operazioni lunghissime nel tempo; in pratica si otterrà una soluzione parziale del $Mg_2 Al_3$ ed una coagulazione tanto più spinta quanto maggiore è la temperatura. Si tratta a questo punto di lasciare raffreddare la lega in condizioni di equilibrio al fine di permettere la totale precipitazione del Mg durante la discesa. Sarà quindi una discesa più lenta possibile.

E' chiaro come il raggiungimento della struttura desiderata sia una condizione di equilibrio fra temperatura raggiunta, tempo di permanenza e tempo di raffreddamento e come questi parametri non debbano necessariamente essere spinti ai limiti della ricottura di omogeneizzazione.

RICOTTURA DI RICRISTALLIZZAZIONE

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

Del fenomeno di incrudimento e della successiva ricristallizzazione si è già parlato a pag.23 a proposito della struttura cristallina dell'alluminio e delle sue leghe.

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

- Elevato grado di incrudimento. Si è già visto come incrudimenti dell'ordine del 2/6% siano chiamati incrudimenti critici, in quanto generano strutture talmente grossolane da creare addirittura difficoltà di deformazione plastica nelle successive lavorazioni e aspetti superficiali caratteristici chiamati a "buccia di arancia". La spiegazione cristallografica di tale comportamento è già stata data a pag.24 e a completamento di quella si riporta un diagramma delle temperature di ricristallizzazione in funzione del grado di incrudimento relativo all'alluminio Al 99.0 UNI 3567/66. La curva inferiore segna l'inizio della cristallizzazione, la superiore la fine. L'inizio della cristallizzazione a temperatura più bassa nel caso di un incrudimento maggiore è perfettamente spiegabile con i livelli di energia nettamente più elevati che produce tale incrudimento e che quindi più facilmente generano dei movimenti atomici.
- La seconda condizione per ottenere una ricristallizzazione a grano fine è una temperatura di ricottura elevata con permanenze minime indispensabili. E' necessario quindi passare il più rapidamente possibile, durante il riscaldamento, nell'intervallo di ricristallizzazione del materiale per evitare il formarsi a tale temperatura di nuclei che, abbassando il livello energetico dei reticoli, impedirebbero, raggiunta la temperatura stabilita, la massima proliferazione dei nuclei di ricristallizzazione.

Tenendo conto delle temperature che si raggiungono in questo tipo di ricottura (600°C per l'alluminio puro, temperature vicino alla linea solidus per le leghe da bonifica) è facile capire come, particolarmente nel caso delle leghe da bonifica, i raffreddamenti dovrebbero essere lentissimi per ottenere la completa precipitazione delle fasi solubili a bassa temperatura come è richiesto da una buona ricottura. Si può ovviare a questo inconveniente adottando un raffreddamento all'aria dopo la ricottura di ricristallizzazione a temperatura elevata, facendolo può seguire da un secondo riscaldamento a temperatura più bassa seguita da un raffreddamento in forno. Questo secondo trattamento può quindi essere considerato una ricottura di eterogeneizzazione e serve a ristabilire il perfetto equilibrio stabile nella lega. Il risultato di questo doppio trattamento è una struttura particolarmente affinata che presenta quindi il massimo delle caratteristiche di plasticità.

La esecuzione di questo trattamento richiede dei forni con elevata velocità di riscaldamento affinché il passaggio attraverso l'intervallo di inizio di ricristallizzazione sia della durata minore possibile. I forni quindi oltre a rispondere alle caratteristiche già elencate a proposito della ricottura di omogeneizzazione dovranno avere delle notevoli potenze termiche installate. In questo caso il bagno di sale dà i migliori risultati anche dal punto di vista della velocità di riscaldamento. In mancanza di questo si dovranno adottare alcuni accorgimenti : distanziare opportunamente i pezzi all'interno del forno in modo da avere una carica spugnosa; adottare una agitazione violenta dell'atmosfera del forno; surriscaldare il forno oltre la temperatura di lavoro prima dell'introduzione della carica.

La permanenza in temperatura dovrà essere la minima indispensabile per ottenere la completa ricristallizzazione che a questa temperatura è abbastanza rapida. Permanenza di 20 – 30 minuti sono sufficienti, bisogna tenere conto però che il materiale disposto al centro della carica arriva in temperatura dopo di quello che si trova all'esterno, per cui è necessario, almeno nelle prime infornate prelevare la temperatura anche a cuore della carica. Infine alla temperatura occorre un certo tempo per arrivare a cuore di ogni singolo pezzo; questo tempo ha un valore sensibile solo nel caso di pezzi con sezioni notevoli e si può con larga approssimazione calcolare in 1 minuto ogni 5-6 mm di spessore. Questo dato è ricavato dal rapporto fra la conducibilità termica dell'alluminio [0.53 cal/(cm sec. °C)] e quella del ferro [0.17 cal/(cm sec. °C)] e dalle norme pratiche della metallurgia che indicano permanenze di circa 1 minuto ogni 2 mm di spessore per gli acciai comuni. La permanenza effettiva in temperatura andrà quindi calcolata di queste osservazioni.

Il successivo raffreddamento si è visto che non crea particolari problemi in quanto può essere effettuato all'aria. La ricottura di eterogeneizzazione che segue andrà eseguita tenendo conto di quanto già detto in proposito. La temperatura sarà generalmente sui 350° – 400°C con velocità di riscaldamento non più necessariamente elevate. La permanenza sarà dell'ordine di alcune ore (2 – 4 ore) ed il successivo raffreddamento dovrà essere lentissimo in forno.

Le leghe Cu Mg e Zn Mg richiedono velocità di raffreddamento minori di 20°C/ora fino ad almeno 200°C.

E' evidente come un ciclo così complesso possa trovare la massima rispondenza ai dati richiesti e la massima omogeneità e ripetibilità di risultati solo adottando un forno continuo. Il costo di installazione di un impianto così concepito è tale però da essere giustificato solo da una grande produzione.

Il ciclo fin qui descritto è il più completo e perfetto, generalmente però si adotta una sola ricottura a temperatura non molto spinta con permanenza variabile da 2 a 6 ore e raffreddamento lento in forno almeno fino a 200°C.

Essendo la temperatura di permanenza dell'ordine mediamente di 350°C – 400°C, non esiste il pericolo di un ingrossamento eccessivo del grano per cui è conveniente una permanenza prolungata. Il raffreddamento dovrà essere particolarmente curato anche in questo caso per le leghe Cu Mg e Zn Mg, non dovendo superare i 20°C/ora.

Si è detto all'inizio che la ricottura di ricristallizzazione serve a preparare il materiale a subire successive trasformazioni plastiche a freddo. A volte però la ricottura, contenuta entro limiti di temperatura e di tempo precisi serve ad attenuare soltanto il grado di incrudimento del materiale con lo scopo di migliorare le caratteristiche meccaniche e fisiche. A proposito delle seconde è già stato detto (pag.23) come alle basse temperature con il fenomeno di "ripresa" o "recovery" si migliori la conduttività elettrica per cui nel caso delle leghe destinate ai conduttori elettrici, dopo la trafilatura a freddo è necessario una ricottura per almeno 6 ore a 160°C al fine di ottenere il massimo valore di tale proprietà. Tale riscaldamento non intacca per altro gli effetti benefici sulla resistenza del materiale che l'incrudimento aveva indotto.

Per quel che riguarda le caratteristiche meccaniche, l'andamento delle curve del diagramma riportato dà un'idea di come possano variare con il procedere della ricristallizzazione. E' cioè possibile, partendo da un materiale molto incrudito, ottenerne un altro corrispondente ad un grado di incrudimento minore. Le caratteristiche di plasticità di quest'ultimo però sono migliori di quelle che darebbe un analogo materiale incrudito fino ad ottenere i medesimi valori di durezza e

resistenza. La possibilità di poter lavorare meglio a freddo i profilati, giustifica quindi il ciclo di un incrudimento spinto oltre il necessario seguito da una ricottura parziale, contro un incrudimento spinto ad ottenere solo le caratteristiche di resistenza richieste.

La temperatura e la durata del trattamento dovranno essere rigorosamente controllate al fine di garantire la ripetibilità dei risultati. L'addolcimento inoltre (a parità di temperatura e tempo) sarà tanto più rapido quanto maggiore è il grado di incrudimento.

La ricottura di ricristallizzazione serve a ridare al materiale la sua plasticità riportandone le caratteristiche meccaniche allo stato antecedente la deformazione plastica.

La struttura del materiale però, anche dopo la ricottura, risente del senso di laminazione o del senso della lavorazione plastica e rivela queste proprietà anisotrope oltre che all'esame microscopico, anche nelle caratteristiche meccaniche che decadono bruscamente nel passaggio dalla direzione longitudinale alla direzione trasversale e soprattutto nella direzione trasversale corta. Tale variazione va sotto il nome di "effetto del traverso".

Le cause di tale fenomeno sono molteplici:

inclusioni non metalliche e porosità che si trovano nel lingotto, composti intermetallici insolubili, stratificano quando il materiale viene sottoposto a deformazione plastica, nel senso della lavorazione creando delle direzioni di minore resistenza.

Inoltre i grani cristallini primari, quelli originati cioè dal raffreddamento della lega dal punto di fusione, portano ai loro contorni le disomogeneità strutturali interdendritiche che sono piani di minor resistenza. Se la lavorazione plastica riesce a schiacciare gli edifici cristallini dei grani creando le condizioni per la formazione di aggregati di sottograni nella successiva ricottura, tali grani "schiacciati" conservano pur sempre ai contorni le disomogeneità che sono luoghi di rottura preferenziale e che si trovano ora distribuiti secondo una struttura fibrosa.

Sono evidenti i grossi inconvenienti che tale anisotropia può generare. Da molto tempo si cerca di attenuare tale anomalia agendo sia sulla purezza delle leghe, sia controllando accuratamente la loro composizione e i cicli di colata, sia ancora effettuando delle omogeneizzazioni molto spinte.

Anche se tali precauzioni hanno portato a dei miglioramenti il problema è però ancora lontano dall'essere risolto in modo soddisfacente. Si tratta cioè di riuscire a beneficiare dei miglioramenti delle deformazioni plastiche (distinzione delle strutture primarie di fusione, diminuzione della grossezza del grano cristallino, aumento delle proprietà meccaniche) evitando però il formarsi di strutture fibrose.

Ultimamente sono stati raggiunti buoni progressi in questo senso agendo sia sulla preparazione strutturale del materiale con trattamenti termici appropriati, sia con deformazioni plastiche intermedie. Molto rapidamente si può dire che se una omogeneizzazione molto spinta in una lega facilita la lavorazione plastica, la precipitazione totale degli antiricristallizzanti che avviene a temperature elevate (dispersoidi di cromo) provoca la ricristallizzazione a grani orientati. Se invece la omogeneizzazione avviene a temperature più basse non più di 400°C, la precipitazione dei dispersoidi è minima per cui se è più difficile da un lato la lavorazione plastica per la incompleta dissoluzione delle segregazioni interdendritiche, dall'altro lato la ricristallizzazione successiva oltre ad essere più facile, dà origine a dei cristalli a grani poliedrici, non orientati.

Sfruttando questa condizione è possibile mettere a punto parecchi cicli di lavorazione; uno dei più completi può essere il seguente:

- Omogeneizzazione a temperatura inferiore a 400°C, deformazione plastica a caldo fino ad ottenere misure del 30% superiori al finito. Ricristallizzazione a temperatura elevata, con riscaldamento rapido, che porta alla formazione di grani piccoli e non orientati.
- Omogeneizzazione a temperatura molto elevata e per tempi lunghi per provocare la completa dissoluzione delle segregazioni interdendritiche, una uniforme distribuzione del soluto e provocare la precipitazione dei dispersoidi autoricristallizzanti che bloccano la struttura così com'è anche nei successivi trattamenti.
- Deformazione plastica a caldo per portare le misure al finito.
- Tempra di solubilizzazione.

- Invecchiamento.

Di queste combinazioni, di riscaldamento e di deformazioni per ottenere caratteristiche speciali, si parlerà ancora più avanti; ad essi si dà il nome di trattamenti termomeccanici.

RICOTTURA DI DISTENSIONE

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

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

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

b) tensioni che si generano all'interno di una stessa sezione. Per semplicità possiamo considerare la colata di un getto cilindrico: dapprima solidificherà la parte esterna che diminuendo di volume metterà in compressione la parte interna che essendo ancora liquida o molto plastica potrà subire facilmente deformazioni o adattamenti. Quando la parte esterna sarà già fredda l'interna continuerà ancora però a raffreddarsi e a diminuire di volume per cui tenderà a mettere in compressione gli strati esterni e in trazione se stessa.

Da questo sommario esame risulta evidente quindi come i getti siano in uno stato di coazione elastica e che qualora il loro equilibrio interno venga rotto per un motivo qualsiasi, nel caso più comune per una lavorazione meccanica, il getto tenderà a deformarsi in modo incontrollabile con inconvenienti facilmente immaginabili.

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

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

Nel campo delle leghe da lavorazione plastica se la ricottura di stabilizzazione ha una sua giustificazione teorica, trova in pratica ben poche applicazioni. La temperatura di distensione è infatti troppo alta per trovare applicazione su leghe bonificate al fine di eliminare le tensioni create dalla tempra all'interno dei pezzi. La perdita delle caratteristiche meccaniche sarebbe pressoché totale.

Sui materiali incruditi esistono invece trattamenti specifici che permettono di raggiungere condizioni particolari del materiale (omogeneizzazione, eterogeneizzazione, ricristallizzazione) delle quali la distensione non rappresenta che un effetto secondario, comunque ottenuto.

RICOTTURA DI STABILIZZAZIONE

Più propriamente si dovrebbe chiamare ricottura di stabilizzazione dimensionale. E' infatti tale il fine specifico di questa ricottura, anche se, come in tutti i trattamenti termici, durante la sua esecuzione intervengono anche modificazioni strutturali.

Si è già visto come scopo specifico della stabilizzazione dimensionale sia la ricottura di distensione testé vista che rappresenta un trattamento a fondo a questo effetto. La ricottura di stabilizzazione tende però a ridurre al minimo gli effetti negativi sulle caratteristiche meccaniche della ricottura di distensione.

L'applicazione più classica della ricottura di stabilizzazione è quella relativa ai pistoni di motori a scoppio. Il trattamento può essere condotto sia sui getti grezzi di conchiglia che su quelli sottoposti a bonifica e consiste in un riscaldamento per circa 4 ore ad una temperatura di circa 225°C. La temperatura dovrà comunque essere di qualche grado superiore a quella che assumerà il pezzo in esercizio. Si tratta quindi di far subire tutte le deformazioni al pezzo, sia quelle dovute a detensionamento, sia quelle dovute a trasformazioni strutturali, prima della sua messa in opera.

E' evidente come, particolarmente nel caso di leghe bonificate, ci sia un certo decadimento nella resistenza dei materiali ma tale effetto comunque si sarebbe verificato nel pezzo in opera. Sempre nel caso di leghe bonificate è addirittura possibile sostituire l'invecchiamento con la stabilizzazione saltando quella fase del ciclo.

Stato	Caratteristiche meccaniche		Dilatazione permanente (per effetto di S22.5/4) mm/mm
	R Kg/mm ²	A ₅ %	
Gc-T 50/6. A 16/18	46.0	0.6	--
Gc-T 50/6. A 16/18. S22.5/4	33.8	0.8	0.0002
Gc-T 50/6. S22.5/4	37.7	1.1	0.0013

Fig.24 Caratteristiche meccaniche e variazioni dimensionali della lega UNI 3042 - G Al Cu10 Ni Si Mg, in vari stati di trattamento termico.

TEMPRA di SOLUBILIZZAZIONE

Una definizione generica di tempra è già stata data a proposito dell'elencazione dei trattamenti.

Nel caso specifico delle leghe di alluminio è necessario per chiarezza rifarsi a quanto è già stato detto sul diagramma di stato della lega Al - Cu (vedi fig.1 pag.10).

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

La misura della massima solubilità ad ogni temperatura è data dalla curva DE per cui a 500°C circa l'alluminio è in grado di solubilizzare tutto il 4% di Cu.

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

- Alle temperature considerate la mobilità atomica è sempre relativamente modesta e quindi è difficile la diffusione del soluto attraverso il reticolo cristallino del solvente.

- Il soluto è generalmente sottoforma di aggregati di dimensioni considerevoli, dovute al tipo di raffreddamento della lega dal punto di fusione (zone interdendritiche a forti concentrazioni di soluto o, nel caso di concentrazioni di soluto che lo permettono, zone interdendritiche eutettiche).

Essendo la velocità di dissoluzione direttamente proporzionale all'area interfacciale soluto - solvente non sussistono in questo caso le condizioni per una rapida dissoluzione.

La velocità di solubilizzazione è infine proporzionalmente più lenta quanto più complessa è la composizione chimica delle fasi da sciogliere. Da questo punto di vista quindi le leghe complesse sono le più difficoltose.

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

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

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

D’altra parte però è bene non eccedere in durata oltre il tempo strettamente necessario per conseguire il massimo della solubilizzazione onde evitare inutili e dannosi ingrossamenti del grano cristallino.

Particolarmente nel caso delle leghe da lavorazione plastica il fenomeno è rilevabile agli effetti delle caratteristiche meccaniche. Infatti il grano cristallino rotto dalla lavorazione plastica tende ad ingrossarsi con la permanenza ad alta temperatura per assumere tendenzialmente la dimensione primitiva. Il decadimento delle caratteristiche meccaniche tende gradualmente ad avvicinarle a quelle delle leghe fuse. A questo proposito sono indicativi i dati ricavati da alcune prove effettuate dall’I S M L e riportate nella tabella di fig.25.

Trattamento termico (tempra da 500° con 0.5 e 5 ore di preriscaldamento e invecchiamento naturale)	R Kg/mm ²	S Kg/mm ²	A ₁₀ %
T 50 / 0.5 N	47.0	29.5	21.3
T 50 / 5 N	45.0	27.8	20.8
T 50 / 0.5 N una sola volta	47.6	29.8	21.4
T 50 / 0.5 N ripetuto 10 volte	45.7	28.4	20.9

Fig.25 Caratteristiche tensili di lamiera UNI 3583 - P Al Cu 4.5 Mg Mn temprate ed invecchiate naturalmente, con prolungamento della durata del preriscaldamento alla tempra e ripetizione dell’operazione di tempra.

Dai dati si osserva come mezz’ora di permanenza a temperatura di 500°C sia più che sufficiente per la solubilizzazione di un pezzo sottile come può essere una lamiera. Raggiunto l’optimum della solubilizzazione è necessario portare questa condizione strutturale a temperatura ambiente. Si tratta quindi temprare il pezzo raffreddandolo ad una velocità tale per cui venga soppressa la curva di equilibrio DE e si porti a temperatura ambiente, sia pure in condizioni di equilibrio metastabile, la soluzione solida ottenuta ad alta temperatura.

La velocità minima di raffreddamento che permette di ottenere a temperatura ambiente la soluzione solida senza alcun inizio di precipitazione di soluto è chiamata velocità critica di tempra del materiale. Ogni lega ha una sua velocità critica, al fine di esaminare con esattezza le trasformazioni strutturali che avvengono a velocità diverse di raffreddamento, e quindi indirettamente di determinare la velocità critica di tempra, si può ricorrere anche per le leghe di alluminio, come per gli acciai, alla costruzione di diagrammi trasformazioni – temperatura – tempo chiamati appunto TTT. I diagrammi sono ricavati adottando dei campioni con massa molto piccola, generalmente dei fili sottili, della lega da esaminare. Detti fili vengono solubilizzati alla temperatura adatta e per tempi sufficienti dopo di che vengono raffreddati a temperature stabilite, per esempio immergendoli rapidamente in bagni di sale fuso, e mantenuti a tali temperature per tempi crescenti. Trascorso il tempo stabilito vengono immersi in acqua per bloccare la struttura così ottenuta. Essendo la massa del filo irrilevante, si può considerare che la sua variazione di temperatura sia pressoché istantanea. I fili così trattati vengono poi invecchiati e le resistenze a trazione ottenute vengono registrate su di un diagramma che porta sulle ordinate le temperature e sulle ascisse i tempi.

Per concretizzare si riporta un diagramma TTT relativo alla lega tipo P Al Cu 414 Si Mn Mg - UNI 3581.

Detto diagramma è stato ottenuto solubilizzando la lega a 505°C per 30 minuti. Dopo le permanenze indicate nel diagramma alle varie temperature e successivo raffreddamento in acqua la lega è stata invecchiata per sette ore a 175°C.

Mentre nel caso dell'acciaio le linee indicano l'inizio e la fine della trasformazione di fase, in questo caso le linee indicano (indirettamente tramite la resistenza che sviluppa la lega) l'inizio, la progressione e la fine della precipitazione di tutto il soluto.

Dall'esame di queste curve appare evidente che esiste un "naso" da superare nel raffreddamento oltre il quale la velocità di raffreddamento può diminuire senza per questo pregiudicare la buona riuscita della tempra. Nel nostro caso tale naso si trova a circa 350°C ed a tale temperatura da quella di solubilizzazione, bisogna arrivare in circa 7 secondi. La velocità critica in questo caso sarà quindi all'incirca di 20°C per secondo.

Al fine di valutare esattamente la difficoltà di attuazione pratica di queste condizioni di raffreddamento si riporta un diagramma di drasticità di tempra dell'acqua a 20°C per pezzi di alluminio di sezione quadra di 250 x 250 mm con spessori crescenti da 1.6 mm fino a 25.4 mm.

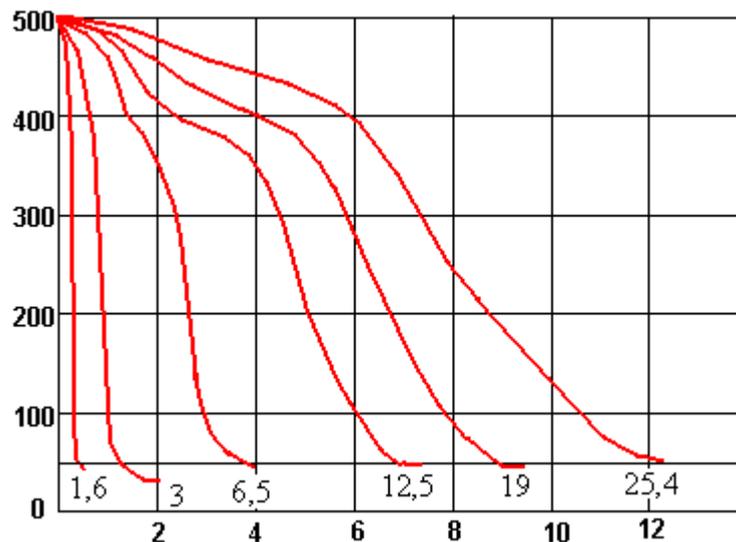


Fig.24 Curve delle velocità di raffreddamento in acqua a 20°C di provini di alluminio di mm 250x250x(spessori indicati). Le curve sono ricavate leggendo la temperatura nel baricentro dei provini.

Dal diagramma si può notare come anche i pezzi di 25,4 mm di spessore passino dai 500°C ai 350°C in meno di 7 s e che quindi, se fossero costituiti dalla lega UNI 3581, sarebbero perfettamente temprabili. Dal diagramma si nota ancora come il raffreddamento sia particolarmente lento nell'intervallo da 500° a 400°C a causa degli strati di vapore che si formano attorno al pezzo e che impediscono lo scambio veloce di calore (fenomeno di calefazione).

A detto fenomeno si può ovviare, qualora le dimensioni dei pezzi siano tali da richiederlo, con una energica agitazione dell'acqua, tale che riesca a rompere il velo di vapore.

E' stato fin qui esaminato, da un punto di vista teorico, il significato della tempra di soluzione delle leghe leggere. E' giunto il momento quindi, prima di passare all'esame degli accorgimenti per la sua attuazione pratica di sottolineare le differenze fra questa e la tempra di fase degli acciai, al fine di chiarirne ancor meglio il significato.

La tempra nel caso di leghe di alluminio, ben lungi dal creare maggiore durezza e resistenza, serve unicamente a trasportare a temperatura ambiente, in condizioni di metastabilità, una soluzione solida ottenuta ad alta temperatura. Come tutte le soluzioni solide anche queste ottenute da tempra hanno buone caratteristiche di malleabilità duttilità e scarse di durezza e resistenza.

La tempra nelle leghe di alluminio non comporta quindi alcuna variazione di fase del metallo.

Nel caso dell'acciaio invece durante il riscaldamento il ferro passa dalla forma α , cubica a corpo centrato, nella quale il carbonio è quasi insolubile, alla forma γ , cubica a facce centrate, nella quale il carbonio è solubile fino a concentrazioni del 2% circa.

Ad alta temperatura quindi il carbonio presente nell'acciaio entra in soluzione solida nel ferro γ . Durante il raffreddamento drastico di tempra il ferro γ si trasforma in ferro α ma il carbonio presente nell'acciaio data l'elevata velocità di trasformazione non ha tempo di separarsi sotto forma di particelle di carburi, e resta imprigionato nel reticolo cristallino del ferro α distorcendolo e creando grosse tensioni ed elevate durezza. Si forma così la fase chiamata martensite. Successivi riscaldi (chiamati rinvenimenti) permetteranno al carbonio di migrare, combinarsi col ferro per dare origine a carburi, liberando quindi il reticolo del ferro α che tenderà a perdere le sue caratteristiche di durezza (martensite rinvenuta). Anche nel caso dell'acciaio però velocità molto elevate di raffreddamento (ipertempra) o composizioni particolari, possono addirittura impedire la trasformazione $\gamma - \alpha$ durante il raffreddamento, per cui a temperatura ambiente si avrà una soluzione solida metastabile di C nel ferro γ che ha buone caratteristiche di malleabilità e scarsa durezza e resistenza. Un successivo riscaldamento può però provocare durante il raffreddamento la trasformazione $\gamma - \alpha$ e si avrà formazione di martensite. Vedasi come esempio la formazione di austenite negli strati ipercarburati degli acciai cementati e temprati.

La tempra dell'acciaio è quindi in ogni caso una tempra di fase, mentre quella delle leghe di alluminio è una tempra di soluzione.

La tempra di soluzione e il successivo indurimento causato dalla precipitazione del soluto nel metallo base in seguito ad un invecchiamento, ha aperto la possibilità di generare indurimenti in quasi tutti i metalli duttili di uso più corrente, ed in gran parte delle leghe da essi derivate, per semplice aggiunta di piccole quantità di elementi. Sono assoggettabili questo trattamento il Cu, Ag, Au, Pb, Ni, Pt, Zn, Sn ed anche il ferro nel caso ad esempio degli acciai maraging.

Nel caso del ferro l'effetto indurente dovuto ai fenomeni di precipitazione da soluzione soprassatura, si può integrare con l'effetto indurente dovuto alla eventuale tempra di fase come nel caso dell'acciaio 17-4-PH martensitico.

ESECUZIONE DELLA TEMpra DI SOLUBILIZZAZIONE

Dovendo, come si è visto, raggiungere temperature vicine alla linea "solidus" e quindi tali da rendere il materiale assai poco resistente meccanicamente, è necessario adottare tutti gli accorgimenti possibili perché i pezzi non debbano deformarsi all'interno del forno sia per effetto del proprio peso sia perché caricati sotto altri pezzi. Bisognerà quindi sopportare opportunamente i pezzi voluminosi o poco consistenti e distanziare con opportune attrezzature i vari strati della carica. Nella disposizione dei pezzi si dovrà ancora tenere presente la successiva immersione in acqua per la tempra. Tale immersione dovrà avvenire nel senso più simmetrico possibile, per cui ad es. un cilindro dovrà entrare in acqua nella direzione del suo asse, un parallelepipedo nella direzione del suo asse maggiore e così via. Malgrado questi accorgimenti, quando si tratta di pezzi voluminosi, sia il riscaldamento che la tempra successiva provocano delle deformazioni inaccettabili. Nel caso dei laminati e dei lavorati plastici in genere l'inconveniente è facilmente superabile facendo subire ancora un passaggio di laminazione al pezzo subito dopo la tempra, oppure lasciando l'esecuzione dell'ultima riduzione successivamente alla tempra: si provoca in questo modo un incrudimento che migliora ulteriormente le caratteristiche meccaniche dopo invecchiamento. Nel caso dei getti invece bisogna ricorrere alla raddrizzatura sotto pressa o manuale da eseguire immediatamente dopo la tempra quando il materiale è ancora al massimo dell'addolcimento.

La velocità di riscaldamento della carica, se non ha molta importanza per i getti, è essenziale per i materiali soggetti a deformazione plastica. Qualora il grado di incrudimento sia superiore a quello critico, si dovrà adottare la massima velocità consentita dalla potenza termica del forno unitamente

agli accorgimenti già visti a proposito della ricottura di ricristallizzazione (pag.39) per evitare la formazione di un grano grossolano. Qualora invece il grado di incrudimento sia solo di un 2-6%, caso frequente negli estrusi soprattutto nella zona superficiale, il riscaldamento di tempra non può che portare alla formazione di una “corteccia” a grano cristallino molto grande e quindi deleterio per le caratteristiche meccaniche, soprattutto per la plasticità.

L'inconveniente è ovviabile solo temprando direttamente i pezzi all'uscita dalla pressa con un sistema a pioggia, sfruttando la temperatura che già possiede il materiale. Con questo sistema inoltre si ottengono i migliori risultati nel caso di una successiva ossidazione anodica.

La precisione di lettura di controllo della temperatura durante il riscaldamento e la permanenza è uno dei punti più delicati di tutto il trattamento.

Si è già detto che la temperatura di riscaldamento oscilla, a seconda delle leghe, da 10°C a 40°C al di sotto del punto di inizio di fusione e quindi è molto facile, se il controllo pirometrico non è preciso, e se il forno non è uniforme, portare le leghe nel campo dell'inizio fusione. Normalmente la tolleranza ammessa è di $\pm 5^\circ\text{C}$ in tutti i punti del forno; cosa questa facilmente ottenibile nei forni a bagno di sale, che richiede invece una buona ventilazione nei forni convenzionali e possibilmente un senso di rotazione periodicamente invertito dei ventilatori. Inoltre i forni, se non sono elettrici a resistenze, devono essere muffolati, con circolazione all'esterno dei gas caldi; o se i gas circolano all'interno la combustione deve avvenire a parte, in apposito focolare ed i gas caldi devono essere opportunamente miscelati con i gas di ricircolo. Il prelievo della temperatura dovrà essere fatto nei punti che si presuppongono tendenzialmente più disuniformi: vicino alle aperture di caricamento, vicino alle fonti di calore, e possibilmente al centro della carica.

Il controllo delle termocoppie e dei pirometri dovrà essere periodico e frequente.

Un aspetto particolare assumono i forni continui, che seppure adatti solo per grosse serie e pezzi non eccessivamente voluminosi, permettono velocità di riscaldamento elastiche e buoni controlli di temperatura e ripetitività dei cicli.

Qualora durante il riscaldamento si dovesse superare la linea solidus della lega, questa assume un caratteristico aspetto superficiale di colore grigio scuro dovuto a fenomeni di ossidazione.

Il reticolo eutettico, o, se la composizione della lega è tale da non arrivare alla formazione dell'eutettico, il reticolo interdendritico particolarmente ricco di impurezze ed elementi di lega, comincia a fondere ed ossidandosi al contatto con l'ossigeno dell'aria, “brucia” perdendo tutte le sue caratteristiche ed annullando la resistenza intergranulare del materiale. A volte l'eutettico fuso aumentando di volume nel passaggio da solido a liquido viene spinto all'esterno del pezzo e origina delle piccole gocce.

L'aspetto di un pezzo “bruciato” è quindi un colore grigio scuro che può essere accompagnato dalla presenza di fessurazioni e gocce. Evidentemente il pezzo bruciato non è più rigenerabile e deve essere passato a rottame.

La presenza di fessurazioni e gocce è solo l'aspetto più appariscente ed ultimo della bruciatura, ma già prima della loro comparsa le proprietà meccaniche, e particolarmente la piegabilità subiscono dei cali sensibili. Parimenti la resistenza e l'allungamento diminuiscono rapidamente e la temperatura alla quale inizia questa degenerazione può essere considerata la temperatura limite del trattamento di tempra. Rappresentando in un diagramma le variazioni delle caratteristiche meccaniche di una lega al variare della temperatura di tempra, questo limite sarà rappresentato dall'apice delle curve.

La durezza, almeno inizialmente, non è invece molto sensibile ai fenomeni della bruciatura per cui non potrà costituire una prova significativa dell'avvenuto inizio dell'ossidazione intergranulare.

La bruciatura, oltreché dalle caratteristiche meccaniche è rilevabile anche dall'esame microstrutturale della lega. Se un riscaldamento a temperatura insufficiente lascia un reticolo continuo per la mancata solubilizzazione delle fasi solubili, aumentando la temperatura tale reticolo tende a perdere la sua continuità, e per permanenze molto lunghe i costituenti insolubili tendono ad assumere una forma tondeggianti. Oltre questa temperatura inizia il fenomeno di fusione con la conseguente bruciatura della lega: appare un reticolo continuo, molto fine, ai bordi dei grani,

costituito dall'eutettico fuso, mentre all'interno dei grani la forma tende ad essere nettamente sferoidale.

Se la fusione dell'eutettico è solo iniziata ed il fenomeno della sua ossidazione non è ancora sensibile, più che di bruciatura si dovrà parlare di surriscaldamento. Le caratteristiche meccaniche non saranno più ai limiti superiori ma sarà però possibile in questo caso operare una rigenerazione della struttura, scaldando nuovamente alla esatta temperatura di tempra il materiale e mantenendo un tempo sufficiente perché gli eutettici che si erano fusi possano essere riassorbiti. Evidentemente si dovrà operare con molta cautela sia nello stabilire la rigenerabilità del materiale, sia controllando accuratamente i risultati della rigenerazione dal punto di vista delle caratteristiche meccaniche e microstrutturali. Nel caso della lavorazione plastica prima ancora di arrivare alla bruciatura possono originarsi delle bolle dovute alla presenza di gas, prevalentemente idrogeno, che riesce ad espandersi vincendo la diminuita resistenza del materiale. Dette bolle sono quindi un fenomeno che interessa solo la superficie del materiale e non sono probanti della bruciatura del materiale.

Analogo fenomeno avviene al riscaldamento delle leghe pressofuse che liberano i gas imprigionati durante il processo di solidificazione sottopressione. Mentre nel caso dei semilavorati plastici se il fenomeno non è troppo appariscente con una successiva lavorazione plastica è possibile recuperare il prodotto, nel caso delle leghe pressofuse ciò non è possibile per cui questi getti non vengono sottoposti a trattamenti termici che vadano oltre le temperature di invecchiamento.

La permanenza in temperatura è strettamente dipendente dal tipo di lega, dal tipo di fusione o dalla lavorazione plastica subita, e dalle dimensioni dei pezzi.

Si è già detto che più complessa è la lega e più lungo sarà il tempo per solubilizzare gli eutettici, inoltre a parità di dimensioni dei pezzi la permanenza dovrà essere più lunga via via per i laminati, i getti colati in conchiglia e i getti in sabbia. Infine più i pezzi sono grandi e maggiore dovrà essere la permanenza per permettere alla temperatura di arrivare al cuore del pezzo.

La permanenza dovrà comunque essere tale da garantire le massime caratteristiche meccaniche ottenibili. Per ogni lega e per ogni temperatura esiste infatti un limite di tempo di permanenza oltre il quale le caratteristiche meccaniche, o alcune di esse anziché continuare ad aumentare, tendono a peggiorare o a stabilizzarsi.

Il conteggio del tempo di permanenza dovrà iniziare quando tutta la carica nel forno è raggiunta la temperatura stabilita, e nel caso di pezzi molto grandi quando la temperatura ha presumibilmente raggiunto il cuore del pezzo. A questo proposito vale quanto già detto a pag.39 sulla ricottura di ricristallizzazione.

Vale comunque ancora la pena di sottolineare come per cariche ben proporzionate e per pezzi di dimensioni normali, quindi abbastanza ridotte, i pezzi arrivano in temperatura praticamente assieme al forno.

Nel caso delle leghe da lavorazione plastica si è già detto come il tempo di permanenza debba essere abbastanza breve, normalmente varia da 0.5 a 4 ore a seconda delle leghe e delle dimensioni dei pezzi. Particolarmente breve dovrà essere nel caso di leghe placcate per evitare che per fenomeni di diffusione gli elementi della lega ricoperta vadano a modificare l'analisi dello strato ricoprente diminuendone l'efficacia protettiva.

Il più pericoloso degli elementi che possono inquinare il rivestimento è il rame, e dal diagramma appare evidente come gli spessori abbastanza esili di rivestimento (dell'ordine di decimi di millimetro) siano facilmente alterabili.

Sempre per lo stesso motivo il riscaldamento delle leghe placcate dovrà essere il più veloce possibile.

Il rifacimento del trattamento di tempra in questo caso sarà particolarmente pericoloso.

Nel caso di grossi fucinati la permanenza sarà notevolmente superiore perché dovrà permettere alla temperatura di arrivare a cuore. La lunga permanenza ha d'altra parte un effetto deleterio sul fenomeno di ricristallizzazione per cui tale trattamento comporta sempre delle grosse difficoltà.

E' tuttavia sempre possibile ricorrere alla tempra alla pressa bagnando direttamente il pezzo appena finita la fucinatura.

Nel caso dei getti in conchiglia, e ancor più di quelli in sabbia le permanenze sono notevolmente più lunghe. Da degli studi condotti dall'I.S.M.L. su alcune leghe da bonifica colate in conchiglia e successivamente trattate per tempi diversi, è stata tratta una documentazione relativa alla lega UNI 3046 presa quale campione dimostrativo.

La composizione della lega è $\text{Cu} = 3\%$; $\text{Fe} = 1.5\%$; $\text{Si} = 0.7\%$; $\text{Mg} = 0.6\%$; $\text{Ti} = 0.15\%$.

La lega è stata trattata a 530°C per tempi variabili fino a 100 ore e successivamente invecchiata per 20 ore a 160°C . I risultati delle caratteristiche meccaniche sono stati riportati in un diagramma e sono stati accompagnati dalle relative micrografie.

Osservando le micrografie si nota come in un primo tempo entrino in soluzione le fasi solubili (dapprima si scioglie il Mg_2Si e successivamente il CuAl_2); dopo 12 ore si notano solo più i composti insolubili che tendono alla coalescenza per permanenze maggiori.

L'esame delle caratteristiche meccaniche conferma la dipendenza fra queste e la microstruttura. La resistenza e lo snervamento registrano un massimo corrispondente alla solubilizzazione completa, cioè all'incirca intorno alle 12 ore di permanenza a 530°C , per poi tendere a diminuire leggermente mentre l'allungamento continua a crescere per la sferoidizzazione delle fasi insolubili.

Risulta chiaro quindi che la permanenza a temperatura di solubilizzazione per questa lega non dovrà essere inferiore a 12 ore. Notevolmente maggiore, da 24 a 48 ore, può essere la permanenza se il massimo dell'allungamento è la finalità da conseguire.

Terminato il ciclo di riscaldamento e permanenza occorre raffreddare rapidamente il materiale a temperatura ambiente. L'operazione può essere suddivisa in due fasi: estrazione della carica dal forno e immersione in acqua o in altro mezzo raffreddante.

Nella prima fase, che apparentemente può sembrare banale, riveste importanza soprattutto il tempo che si impiega da quando il materiale esce dal forno a quando entra in acqua. E' evidente che esiste un tempo massimo oltre il quale nella lega comincerà a precipitare una parte del soluto con grave danno per le successive caratteristiche meccaniche. Questo tempo è perfettamente rilevabile dai diagrammi T.T.T. già a suo tempo esaminati. Sovrapponendo a questo diagramma un secondo diagramma che riporti le curve delle velocità di raffreddamento all'aria di tondi di lega con diametri diversi, si può conoscere esattamente, per la lega cui si riferisce il diagramma TTT, il massimo tempo di attesa possibile prima dell'immersione per ogni diametro esaminato.

E' necessario ad esempio nel caso del diagramma rappresentato che il pezzo entri in acqua nel tempo e alle temperature che corrispondono alla linea di $R = 50 \text{ Kg/mm}^2$: se il pezzo viene immerso entro un quarto di minuto la sua temperatura all'atto dell'immersione può essersi abbassata fino 420°C senza che si abbia alcun danno, se viene immerso entro un minuto la sua temperatura dovrà ancora essere di almeno 460°C e così via. Da quanto riportato sul diagramma si può facilmente arguire che un tondo di $\varnothing 10 \text{ mm}$, con raffreddamento all'aria secondo la curva A, può attendere, prima di essere immerso nell'acqua dalla sua uscita dal forno, circa 30". Analogamente un tondo $\varnothing 20 \text{ mm}$ (curva B) può attendere circa 50", e un tondo $\varnothing 40 \text{ mm}$ (curva C) può attendere circa 90".

E' evidente che più la lega è temprabile e più le curve T.T.T. ad essa relative saranno spostate a destra e quindi maggiore potrà essere il tempo di attesa prima della immersione in acqua. Al limite alcune curve di raffreddamento all'aria potranno non intersecare le curve dei carichi di rottura, per cui la lega risulterà temprabile all'aria.

Un metodo molto significativo nella pratica d'officina per controllare se il tempo impiegato per l'immersione non è eccessivo consiste nel controllo della durezza dei pezzi posti all'esterno della carica, dopo averli opportunamente invecchiati.

Una prova condotta eventualmente in parallelo, con un pezzo estratto dal forno attraverso un foro spia un momento prima dell'estrazione della carica, e bagnato immediatamente, può servire a stabilire se la durezza ottenuta è veramente la massima possibile.

Quando il pezzo viene immerso nel liquido raffreddante, la sua velocità di raffreddamento deve essere tale da non permettere alcuna precipitazione dei componenti disciolti durante il riscaldamento di soluzione.

Si è già visto come l'acqua soddisfi normalmente questa condizione anche per pezzi di notevole spessore e come qualora per pezzi eccezionali non bastasse, sia possibile aumentare ancora la drasticità con una agitazione violenta.

Legati ai problemi di tempra esistono quelli delle deformazioni. Le deformazioni possono essere provocate da cattivo posizionamento dei pezzi dentro al forno e dalle tensioni che si creano all'interno dei pezzi durante il rapido raffreddamento. Le prime possono essere ovviate con opportune attrezzature.

Le deformazioni dovute a tensioni di tempra sono più difficili da eliminare. Oltre all'immersione simmetrica del pezzo è, al limite, possibile temprare il pezzo chiuso in una maschera. Ma normalmente piuttosto che quest'ultima soluzione si preferisce ricorrere alla raddrizzatura del pezzo dopo tempra.

Le tensioni che si generano nelle leghe di alluminio durante la tempra sono dovute unicamente alla diversa velocità di raffreddamento fra la superficie e il cuore, fra sezioni a spessore diverso dello stesso pezzo e alla diminuita plasticità del materiale man mano che la temperatura si abbassa. L'analisi di questi fenomeni è quindi più semplice che non nel caso dell'acciaio perché in questo caso non esistono i cambiamenti di fase che comportano variazioni di volume ed è praticamente riconducibile a quanto già detto a proposito della ricottura di distensione (vedi pag.42).

L'entità di queste tensioni sarà quindi tanto maggiore quanto più drastico è l'elemento temprante e quanto più alta è la temperatura di tempra. A parità di queste condizioni aumenta inoltre con l'aumentare del modulo elastico e del coefficiente di lavorazione del materiale e diminuirà con l'aumentare della sua conducibilità termica.

Per una data lega l'unica variabile sulla quale è dato di agire per attenuare le tensioni di tempra è perciò la drasticità del mezzo temprante. Si dovrà quindi giungere ad ottenere una velocità di tempra tale da garantire la non precipitazione del soluto, ma nello stesso tempo non eccessivamente superiore a tale valore per evitare tensioni che nel caso di alcune leghe possono condurre oltre che a delle deformazioni addirittura a delle rotture. Si è così arrivati ad adottare in alcuni casi l'acqua calda, l'acqua con aggiunta di glicoli, l'olio, l'acqua nebulizzata e l'aria soffiata. Dall'esame delle curve di raffreddamento dell'acqua calda su di un provino dello spessore di 1,6 mm (vedi diagramma) si deduce che l'acqua deve essere almeno alla temperatura di 60°C per ottenere un sensibile calo della velocità di raffreddamento.

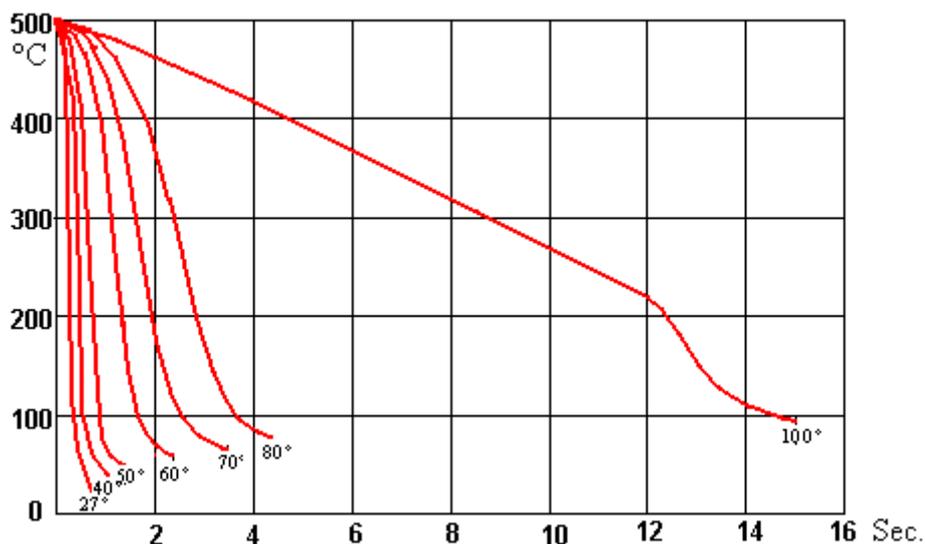


Fig.25 Velocità di raffreddamento di un provino di Al dello spessore di 1,6 mm in acqua a varie Temperature.

Con l'acqua a 100°C il raffreddamento è già lentissimo, anche se uniforme, per spessori di 1.6 mm per cui sarà difficile evitare a queste velocità la precipitazione del soluto.

L'olio dà delle curve di raffreddamento paragonabili a quelle dell'acqua calda a 60/80°C per cui, tenendo conto delle difficoltà in più che crea (inflammabilità, difficile pulizia dei pezzi) non è praticamente adottato, al suo posto si usa normalmente acqua addizionata di glicoli in concentrazioni variabili a seconda della drasticità desiderata e del tipo di glicole adottato. Le concentrazioni più comuni vanno dal 5 al 10%.

Il raffreddamento a pioggia o a nebbia seguito da immersione in acqua per i laminati sottili e delicati dà dei buoni risultati per le deformazioni ma richiede una messa a punto laboriosa. Si riducono in questo modo notevolmente le deformazioni e la necessità quindi di notevoli lavori di raddrizzatura con forte incrudimento del materiale. Trattandosi di laminati molto sottili, questo tipo di spegnimento viene accoppiato a forni con fondo mobile nei quali la carica discende dal forno nella vasca dell'acqua passando attraverso l'acqua nebulizzata. Questi forni realizzano la massima velocità nel passaggio della carica dal forno alla vasca.

L'aria soffiata costituisce il mezzo di tempra più blando e se quindi da questo punto di vista è quello che genera minori stati di coazione elastica, difficilmente riesce a mantenere in soluzione completamente i componenti attivi.

Un ultimo particolare tipo di raffreddamento specifico dei getti è quello dovuto all'effetto della forma, conchiglia o sabbia, che contiene la lega colata.

Particolarmente nel caso del raffreddamento in conchiglia si ha un abbassamento rapido di temperatura fino a 300°- 400°C che è la temperatura alla quale si estrae il getto. Rifacendoci al diagramma TTT a suo tempo esaminato si nota come da tale temperatura la velocità di raffreddamento può diminuire senza alcuna conseguenza per la riuscita della tempra.

È sufficiente quindi che i getti estratti dalla conchiglia vengano posti all'aria opportunamente distanziati in modo che il raffreddamento possa continuare con una certa velocità perché si ottenga una struttura di tempra. È pur sempre necessario, per ottenere una struttura perfetta, che la velocità del raffreddamento sia superiore alla velocità critica di tempra. Questa condizione si verifica però solo per le leghe contenenti Zn e Mg, mentre per le altre i risultati che si ottengono sono non molto soddisfacenti e soprattutto poco costanti. Anche nel caso delle leghe con Zn e Mg quando si tratta di getti particolarmente grandi e colati in sabbia, è a volte necessario rifare il trattamento di tempra. I getti colati sotto pressione presentano un fenomeno analogo, e quindi è possibile sottoporli al processo di invecchiamento tali e quali escono dallo stampo.

Non è però possibile come si è già visto rifare la tempra per il fenomeno della bollosità.

Nel caso di grossi e complicati fucinati si ricorre sovente alle tempre attenuate per evitare evidenti rischi di rotture, anche se ciò comporta l'ottenimento di caratteristiche meccaniche inferiori e strutture che portano ai bordi dei grani cristallini i costituenti della lega grossolanamente precipitati. I precipitati ai bordi dei grani cristallini quando costituiscono un reticolo continuo rappresentano un grosso pericolo per la corrosione intergranulare del materiale. Tale precipitato infatti tende a diventare anodico rispetto al corpo del grano meno ricco in tale elemento e quindi soggetto all'attacco di qualsiasi elettrolita attivo.

Classici esempi di questo comportamento sono i composti di Al_3Mg_2 (già visto a pag.38) e di $CuAl_2$ nelle rispettive leghe di alluminio.

I reticoli continui di particelle precipitate ai bordi dei grani possono formarsi oltretutto per una tempra attenuata, per una ritardata immersione della lega nel liquido di spegnimento, oppure per un invecchiamento a temperatura eccessiva.

Agli effetti quindi della corrodibilità la struttura migliore è quella ottenuta da una tempra perfetta seguita da un invecchiamento naturale che origini la minima diversità di concentrazioni fra il cuore e il bordo grano.

Le tensioni di tempra che si originano nei pezzi durante il rapido raffreddamento possono essere misurate con buona approssimazione con un metodo abbastanza semplice. Si è già visto come durante il raffreddamento di un cilindro dapprima la zona esterna eserciti una compressione su

quella interna perché è più calda, successivamente quando ormai la zona esterna ha raggiunto la temperatura ambiente, quella interna continua a raffreddarsi e a contrarsi mettendo in compressione la zona esterna. Asportando con il tornio la parte esterna di un tondo e misurando l'accorciamento che si produce, si può risalire conoscendo il modulo elastico della lega al valore delle tensioni alle quali era sottoposta.

INVECCHIAMENTO

Le trasformazioni microstrutturali che soprassedono al fenomeno dell'invecchiamento sono state per parecchi anni oggetto di supposizioni teoriche più o meno ardite, proprio perché si svolgono a livelli submicroscopici e quindi come tali non verificabili al microscopio ottico. Solo con l'esame della diffrazione dei reticoli cristallini ai raggi x e con il microscopio elettronico è stato possibile verificare e chiarire la teoria della precipitazione del soluto dalla soluzione solida soprassatura e dare quindi una interpretazione propriamente scientifica allo studio del fenomeno.

Prima di esaminare il procedere dei cambiamenti strutturali che accompagnano il fenomeno di invecchiamento sarà bene rifarsi a quanto già detto a proposito delle strutture cristalline e delle loro anomalie a pag. 18 e seguenti alle quali si rimanda.

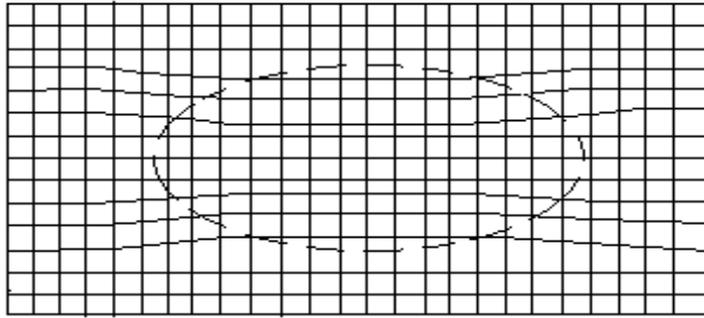
Si prenderà in considerazione, agli effetti delle analisi delle trasformazioni che avvengono durante l'invecchiamento, la lega Al – Cu, in quanto è stata la più studiata e quella della quale sono più chiari e concordi i risultati ai quali si è pervenuti.

Per le altre leghe comunque tale meccanismo di indurimento è analogo anche se variano la composizione chimica del soluto che precipita, la sua natura cristallografica e la sua collocazione nel reticolo cristallino dell'alluminio.

La soluzione solida soprassatura che si ottiene con la tempra contiene il soluto, in questo caso gli atomi di rame, uniformemente distribuiti fra gli atomi di alluminio costituenti il reticolo cristallino dei grani. Le leggi della termodinamica dicono che da ogni soluzione solida omogenea tende a precipitare una o più fasi quando questa precipitazione produce una diminuzione dell'energia libera del sistema. La fase che produce la maggior diminuzione dell'energia libera è quella più stabile mentre le altre sono metastabili. E' chiaro che per arrivare alla fase più stabile si dovrà passare attraverso un processo di nucleazione e crescita di questa fase che è condizionato più che dall'abbassamento del livello di energia, dalle possibilità che offre l'edificio cristallino con le sue imperfezioni (vacanze, dislocazioni) di permettere rapidi movimenti agli atomi di soluto.

Già fin dall'inizio della formazione della soluzione solida soprassatura per effetto della tempra si avrà quindi una tendenza degli atomi di rame a concentrarsi in zone che diventeranno quindi più ricche di tale elemento.

Tale concentrazione produce una deformazione del reticolo cristallino dell'alluminio perché le dimensioni atomiche del rame sono minori. Il reticolo cristallino tenderà quindi in queste zone a restringersi ma resterà comunque sempre perfettamente coerente con il resto dell'edificio. La forma di queste eterogeneità della soluzione solida è tendenzialmente a placche circolari, con spessori che sono solo di pochi piani atomici e diametri dell'ordine di 50 Å quando si formano a temperatura ambiente, mentre aumentando a 80 ÷ 100 Å quando si formano a 110° ÷ 130°C tali placchette sono parallele alla direzione degli atomi del reticolo cubico di alluminio, per cui da un punto di vista cristallografico si dice che tali placchette sono parallele ai piani {100} della matrice.



La zona tratteggiata delimita la concentrazione del Cu nel reticolo di Al e corrisponde alla zona G.P.

Fig.38 Schematizzazione delle zone di Guiner - Preston.

Queste zone sono la causa del primo indurimento della lega dopo tempra e sono state osservate per la prima volta da Guinier e Preston a mezzo di radiazione x monocromatica. Per questo motivo sono chiamate zone G.P. E' stato successivamente possibile evidenziarle anche al microscopio elettronico anche se dato il particolare tipo di osservazione cui si deve ricorrere (replica di ossido anodico) i puntini bianchi che si vedono non corrispondono esattamente alla forma delle zone e sono più grandi del reale.

Per le zone di G.P. non è ancora possibile parlare di un reticolo cristallino specifico, trattandosi più che altro di addensamenti di atomi di rame in queste zone e quindi di difetti reticolari.

Se non si eleva la temperatura oltre i valori ambiente, non è possibile ottenere ulteriori trasformazioni di queste zone che hanno una velocità di formazione assai rapida nelle prime ore successive alla tempra ma poi rallentano gradualmente.

Se si eleva la temperatura a valori superiori a 110°C , oltre ad ottenere una formazione più rapida ed una dimensione maggiore delle zone G.P., inizia la separazione di una vera e propria fase chiamata θ'' . La sua forma è sempre placchettiforme, con diametri variabili da 100 a 200 Å e spessore di circa 10 Å. Il suo reticolo è tetragonale anziché cubico come quello della fase α con a e $b = 4.04$ Å e $C = 7.9$ Å.

Il reticolo elementare di θ'' è quindi dimensionalmente simile a quello di due reticoli elementari di Al. La direzione delle placche parallela ai piani $\{100\}$ ed è ancora perfettamente coerente con il reticolo delle matrici.

Così come per effetto dell'innalzamento della temperatura di invecchiamento le placchette delle zone G.P. tendono ad ingrossarsi per arrivare a formare le placchette più grandi costituenti la fase θ'' , anche queste placchette tendono ad ingrossarsi per effetto della temperatura e della permanenza sino ad arrivare a diametri di 300-600 Å e spessore fino 100 Å. La fase θ'' determina il massimo dell'indurimento nella lega ed appare al microscopio elettronico sottoforma di bastoncini o punti allineati.

La fase θ'' è metastabile, e rappresenta un ulteriore passaggio degli atomi di rame verso la fase stabile θ a composizione CuAl_2 .

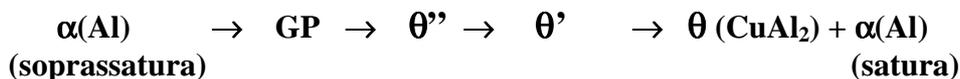
Quando l'invecchiamento avviene a temperature dell'ordine di $130 - 190^{\circ}\text{C}$ si forma in quantità proporzionalmente crescente con l'aumentare della temperatura e della permanenza, una fase chiamata θ' , morfologicamente simile alla θ'' , metastabile, tetragonale con $a = b = 4.04$ Å e $C = 5.8$ Å, formata da placchette parallele ai piani $\{100\}$ del reticolo di α (Al) con misure che possono variare da 900 a 6000 Å di diametro e 100 - 150 Å di spessore. Tali dimensioni creano dei campi di

tensione intorno alle placchette che difficilmente il reticolo cristallino della matrice può totalmente assorbire come deformazione elastica. Si possono quindi creare delle dislocazioni e cessa la perfetta coerenza fra matrice e placchette di θ' . In questo caso comincia a diminuire l'effetto indurente della fase sulla matrice.

Analizzando la formazione delle varie fasi durante un invecchiamento a 190°C di una lega Al-Cu, si può notare all'inizio la presenza, sempre più consistente col passare del tempo, della fase θ'' che predomina fino al raggiungimento del massimo della durezza. Sempre all'inizio si noteranno piccole quantità di fase θ' che arriverà sino ad una concentrazione del 10% della quantità massima possibile di θ' quando la lega presenta la maggiore durezza. La sua presenza sarà ancora più grande quando la lega comincerà ad essere iperinvecchiata peggiorando in parte le sue caratteristiche meccaniche. In questo stadio compare inoltre la fase θ stabile che essendo totalmente incoerente con la matrice provocherà ulteriori diminuzioni della durezza.

La fase θ è anch'essa tetragonale con $a=b=6.06 \text{ \AA}$ e $c = 4.87 \text{ \AA}$. La sua incoerenza con la matrice fa sì che i cristalli di CuAl_2 si comportino come delle vere e proprie inclusioni che non hanno quindi alcuna sensibile influenza sulla mobilità delle dislocazioni.

La sequenza delle trasformazioni della soluzione solida soprassatura α (Al) durante il processo di invecchiamento può quindi essere così schematizzata:



Si è parlato fin qui della temperatura come unica causa influenzante la velocità di precipitazione delle fasi dalla soluzione soprassatura. Come si è già accennato a pag.18 e seguenti, esistono però altre variabili che possono influire il fenomeno. La soprassaturazione aumenta la velocità di precipitazione al suo aumentare. La presenza di vacanze accelera lo spostamento degli atomi di soluto all'interno del reticolo di alluminio favorendo la formazione delle nuove fasi.

Le dislocazioni provocate sia dalle tensioni di tempra, che da eventuali incrudimenti successivi, accelerano anch'esse i fenomeni legati all'invecchiamento. Gli atomi di soluto tendono a concentrarsi nelle zone di tensione elastica create dalle dislocazioni. Non sempre però tale precipitazione crea vantaggi nelle caratteristiche meccaniche in quanto per certe leghe, avviene in forme troppo grossolane.

La presenza di elementi alleganti infine può esercitare delle influenze diverse:

- l'aggiunta da esempio di Cu-Ag-Ca-Be in determinate concentrazioni, in leghe di Al-Zn-Mg possono portare alla formazione di zone di GP di quegli elementi, le quali possono agire come ulteriori nuclei.
- L'aggiunta di piccole percentuali di Cd-In-Sn nelle leghe Al-Cu annullano praticamente l'invecchiamento a temperatura ambiente.

3) ESECUZIONE DELL' INVECCHIAMENTO

L'invecchiamento è l'indispensabile completamento dell'operazione di tempra che, se fine a se stessa, non avrebbe rilevante utilità pratica.

Da quanto fin qui esposto appare chiaro come l'invecchiamento, nelle leghe a composizione chimica adatta, produca delle trasformazioni strutturali che hanno come conseguenza diretta un aumento della resistenza meccanica del materiale e come la struttura e la resistenza siano strettamente interdipendenti. Da un punto di vista metallurgico l'invecchiamento è condizionato da alcuni parametri fondamentali che sarà bene esaminare in dettaglio: velocità di tempra- temperatura e tempo di invecchiamento- tempo di attesa fra tempra ed invecchiamento artificiale- deformazioni plastiche dopo tempra.

Velocità di tempra

Questo aspetto è già stato esaminato nel capitolo della tempra di solubilizzazione sia dal punto di vista delle caratteristiche meccaniche che da quello della corrodibilità finale della lega.

Non tutte le leghe sono però ugualmente sensibili ad una velocità di tempra insufficiente o ad una immersione ritardata.

In ordine di sensibilità crescente si possono elencare le leghe: Al-Zn-Mg; Al-Mg-Si; Al-Cu; Al-Cu-Mg; ed infine la Al-Zn-Mg-Cu, la più sensibile di tutte.

Temperatura e tempo di invecchiamento

Le leghe possono essere invecchiabili a temperatura ambiente (< di 50°C) o a temperature comprese fra 125 e 200°C. Nel primo caso si parla di leghe ad invecchiamento naturale, che può essere accelerato riscaldando i pezzi in stufa a 40-50°C specialmente nei mesi invernali; nel secondo caso di invecchiamento artificiale.

Normalmente nelle leghe da fonderia si adotta l'invecchiamento artificiale mentre nel caso delle leghe da lavorazione plastica si adotta anche l'invecchiamento naturale che può durare a volte parecchi mesi. E' evidente come nel caso dell'invecchiamento artificiale non esistano pericoli di bruciature, né tantomeno problemi di deformazioni dei pezzi. Solo nel caso di aumenti anomali di temperatura si possono verificare fenomeni di iperinvecchiamento con degradazione delle caratteristiche meccaniche. In questo caso il materiale si potrà recuperare ripetendo la tempra di solubilizzazione.

Qualora si desideri evitare l'inizio dell'invecchiamento (che avviene subito dopo tempra) per motivi disparati quali ad es. la necessità di procedere alla raddrizzatura dei pezzi temprati dopo un certo numero di ore o di giorni, si possono raffreddare i pezzi a temperature sotto lo 0°C.

A -15°C si blocca per 150 ore una lega di Al-Cu-Mg. A -5°C la si blocca per 50 ore.

La durata ottimale dell'invecchiamento è strettamente legata alla temperatura. E' comunque regola generale che i trattamenti alle temperature più basse, per tempi sufficienti, generino proprietà meccaniche, particolarmente l'allungamento, migliori che non invecchiamenti più spinti e di durate più brevi.

Nel caso poi della pratica industriale vi è un fattore in più che gioca a favore delle lunghe permanenze: le cariche nei forni difficilmente arrivano in temperatura contemporaneamente a cuore e all'esterno, per cui se le permanenze sono brevi si corre il rischio di iperinvecchiare le parti esterne e di non invecchiare a sufficienza i pezzi posti nel cuore della carica.

Al termine dell'invecchiamento inoltre è bene estrarre i pezzi all'aria anziché lasciarli raffreddare nel forno perché, particolarmente nel caso di forni con notevole inerzia termica, ciò corrisponde ad un allungamento incontrollato della durata dell'invecchiamento.

Si è detto che l'allungamento è migliore a parità di durezza se la lega è invecchiata a temperatura più bassa. L'andamento generale delle caratteristiche meccaniche è però quello schematizzato nel diagramma per cui nel procedere dell'invecchiamento ad un aumento della durezza e dello snervamento corrisponde una diminuzione dell'allungamento.

Tempo di attesa fra tempra ed invecchiamento

La permanenza a temperatura ambiente di una lega temprata in attesa di essere invecchiata corrisponde in pratica ad un invecchiamento naturale. Inizia la formazione più o meno accentuata di zone G.P. e quindi un conseguente indurimento della lega che al successivo invecchiamento artificiale può rispondere in modo diverso e dare differenti caratteristiche meccaniche. Le reazioni sono specifiche per ogni singola lega e possono essere positive per le leghe Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-

Cu, negative per le leghe Al-Mg-Si e Al-Cu-Ni-Si-Mg ed infine praticamente nulle per le leghe Al-Cu. In queste ultime le zone G.P. formatesi a temperatura ambiente sono oggetto di reversione alla temperatura di invecchiamento per cui le caratteristiche meccaniche finali non cambiano.

Le leghe Al-Mg-Si dovranno essere invecchiate invece entro due ore dalla tempra pena un decadimento delle caratteristiche meccaniche che può arrivare fino al 15%.

Le prime due leghe traggono beneficio da un preinvecchiamento a temperatura ambiente. Queste constatazioni hanno determinato la messa a punto per queste leghe di un processo di invecchiamento “a gradini” che permette di ottenere migliori proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione. Tale invecchiamento viene chiamato di isotermico.

Deformazioni plastiche

Evidentemente quest’ultimo argomento non riguarda le leghe da fonderia ma esclusivamente quella da lavorazione plastica.

L’effetto delle deformazioni plastiche su di una lega è dipendente dalle variazioni strutturali che genera nel reticolo atomico.

Le deformazioni provocano infatti delle dislocazioni che bloccando i piani di scorrimento dei cristalli aumentano la resistenza meccanica della lega rendendola “incrudita” (vedi pag.18).

Anche il fenomeno dell’invecchiamento, con la precipitazione di nuclei di soluto da una soluzione solida soprassatura che bloccano il movimento dei piani di scorrimento produce un aumento di durezza.

L’invecchiamento, si è già visto, è accelerato dalle dislocazioni create e dalle deformazioni plastiche.

L’accoppiamento del trattamento di invecchiamento, naturale o artificiale, ad un trattamento di deformazione plastica al fine di migliorare le caratteristiche meccaniche finali della lega va sotto il nome di trattamento termomeccanico, le modalità di tale trattamento variano per ogni tipo di lega.

Nel caso delle leghe Al Zn Mg si è già visto come un invecchiamento naturale seguito da un invecchiamento artificiale produca miglioramenti notevoli nelle caratteristiche finali.

La stessa lega, se viene sottoposta ad incrudimento per valori maggiori del 10% fra l’invecchiamento naturale e l’invecchiamento artificiale, migliora ancora le sue caratteristiche di resistenza (vedi tabella).

TRATTAMENTO	R Kg/mm ²	Rp (0.2) Kg/mm ²	A %
T A ₁ A ₂ (tradizionale)	44.5	38.4	15.5
T A ₁ H A ₂ (termomeccanico)	48.8	45.0	11.0
T = tempra in acqua da 460° C con 2 ore di permanenza. A ₁ = invecchiamento a meno di 100°C. A ₂ = invecchiamento artificiale a più di 100°C. H = incrudimento per laminazione a freddo > 10%			

Fig.39 Tabella delle variazioni delle caratteristiche meccaniche in una lega Al Zn Mg sottoposta ad incrudimento prima dell’invecchiamento.

Per le leghe Al Si Mg l’incrudimento viene invece effettuato dopo il trattamento completo di bonifica con una deformazione a freddo del 20%. L’aumento della durezza è di circa il 10%, la resistenza aumenta del 15% e l’allungamento diminuisce a circa un terzo del valore originale.

Le leghe Al Cu Mg sono quelle maggiormente sottoposte a trattamenti di incrudimento. La deformazione avviene subito dopo tempra, generalmente sotto forma di raddrizzatura dei pezzi, ed è seguita da invecchiamento naturale.

Dal diagramma ricavato riportando le curve di durezza rilevate durante l'invecchiamento naturale della lega P Al Cu 4.5 Mg Mn sottoposta, 6 ore dopo la tempra in acqua, ad incrudimenti del 2 – 5 – 10 – 15 %, si nota come l'aumento di durezza dovuto alla precipitazione del soluto durante l'invecchiamento è proporzionalmente minore quanto maggiore è l'incrudimento. Per un incrudimento del 15% si ha addirittura una tendenza alla diminuzione della durezza durante l'invecchiamento anche se in assoluto il valore di durezza raggiunto è il maggiore di tutti. Il fenomeno trova spiegazione in quanto già accennato: se la precipitazione di nuclei di soluto durante l'invecchiamento avviene su piani già "bloccati" dalle dislocazioni prodotte dall'incrudimento questi non possono provocare ulteriore aumento di durezza.

TRATTAMENTI TERMOMECCANICI

A proposito delle deformazioni plastiche associate all'invecchiamento a pag.56 si è già parlato dei trattamenti "termomeccanici" chiamati finali.

In questi ultimi tempi si sono andati sviluppando dei processi, che riguardano naturalmente solo le leghe da lavorazione plastica, nei quali a determinati trattamenti termici vengono associate deformazioni plastiche in quei materiali che devono garantire particolari qualità meccaniche e di isotropia.

Si parla in questo caso di trattamenti termomeccanici intermedi e riguardano particolarmente le leghe ad alta resistenza meccanica quali l'Al – Zn – Mg – Cu addizionate di elementi antiricristallizzanti quali il Cr – Mg ecc.

Lo scopo di questi trattamenti è quello di ottenere che le elevate caratteristiche meccaniche e di tensocorrosione che si riscontrano nei materiali nelle direzioni longitudinali rispetto al senso di laminazione, e che decadono bruscamente nella direzione trasversale, possono invece essere rese il più possibile isotrope e vicine ai valori massimi della direzione longitudinale.

I controlli accurati per ottenere leghe il più possibile esenti da eterogeneità hanno introdotto miglioramenti nell' "effetto di traverso". Non si era ancora riusciti però, malgrado le omogeneizzazioni più spinte, a distruggere i contorni dei grani con le loro eterogeneità di origine interdendritica che costituiscono la struttura fibrosa dei laminati e concorrono all' "effetto di traverso".

Questa trasformazione è resa possibile ora con un effetto combinato di riscaldi e deformazioni a caldo. Si tratta di omogeneizzare a temperature intorno ai 400°C la lega in modo da evitare la precipitazione dei dispersoidi di Cr antiricristallizzanti. A questa omogeneizzazione si fa seguire una deformazione plastica che rompe i contorni dei grani e li suddivide in sottograni di forma allungata. Facendo seguire a questa deformazione un rapido riscaldamento a temperatura elevata, la ricristallizzazione avviene in modo equiassico con formazione cioè di grani poliedrici anziché orientati nel senso di laminazione.

Si ottiene così una struttura con grani cristallini più piccoli e non orientati che si dovrà "fissare" facendo precipitare i dispersoidi antiricristallizzanti contenenti Cr. Si riscalda perciò il materiale a temperature molto alte (480°C) in modo da far precipitare i dispersoidi e omogeneizzare la lega a fondo, sciogliendo tutte le fasi eutettiche che non si erano ancora sciolte col primo riscaldamento.

Dopo questo ciclo si potrà procedere alla deformazione a caldo per ottenere le dimensioni finali volute e quindi sottoporre la lega al trattamento termico di bonifica.

4) SIMBOLEGGIATURA DEI TRATTAMENTI TERMICI (secondo le norme UNI)

Si è già visto (pag.5) come è possibile indicare con simboli una lega di alluminio e specificare la elaborazione subita dai pezzi. Facendo seguire a queste sigle altri segni convenzionali è possibile anche specificare la sequenza dei trattamenti termici effettuati.

La seguente tabella indica tali simboli specificandone il significato

T = tempra di soluzione con raffreddamento in acqua a 10 – 30°C.

Ts = tempra di soluzione dipendente dal raffreddamento del getto nella forma di sabbia.

Tc = tempra di soluzione dipendente dal raffreddamento nella forma di metallo (effetto conchiglia)

Tb = tempra di soluzione con raffreddamento in acqua bollente (60 – 100°C).

To = tempra di soluzione con raffreddamento in olio.

Ta = tempra di soluzione con raffreddamento in aria soffiata.

N = invecchiamento naturale, dopo tempra di soluzione comunque ottenuta.

A = invecchiamento artificiale, a temperatura maggiore di 50°C dopo tempra di soluzione comunque ottenuta.

S = stabilizzazione dimensionale.

R = ricottura.

B = bonifica, ossia tempra di soluzione seguita da invecchiamento naturale od artificiale (indicazione generica).

La simboleggiatura completa delle temperature e dei tempi di trattamento la si ottiene facendo seguire al simbolo una frazione al cui numeratore viene segnata la temperatura del trattamento termico espressa in °C divisa per 10, ed al denominatore la durata del trattamento espressa in ore.

Esempi:

T 53 / 4 tempra da 530°C, dopo preriscaldamento per 4 ore a regime e raffreddato in acqua a 10 – 30°C.

T 53 / 4 A 16/12 tempra come sopra, seguita da invecchiamento artificiale a 160°C per 12 ore.

Tc S 23 / 4 getto temprato per effetto di conchiglia metallica e stabilizzato a 230°C per 4 ore a regime.

T 50 / 4 N tempra da 500°C dopo preriscaldamento per 4 ore a regime e raffreddamento in acqua a 10 – 30°C seguito da invecchiamento naturale.

Tb 50 / 4 A10/2 tempra da 500°C in acqua bollente dopo preriscaldamento per 4 ore a regime, seguito da invecchiamento artificiale a 100°C per 2 ore.

To 50 / 8 S 30/5 tempra in olio da 500°C dopo preriscaldamento per 8 ore a regime, seguito da stabilizzazione a 300°C per 5 ore a regime.

R 35 / 6 ricottura per 6 ore di regime a 350°C.

Esempi di simboleggiatura completa di una lega:

G c Al Cu 10 Fe Mg UNI 3041 T 50/8 A 16/8.

P Al Cu 4,5 Mg Mn UNI 3583.

5) CARATTERISTICHE MECCANICHE dell'ALLUMINIO e sue LEGHE

Le caratteristiche meccaniche sono valori convenzionali che si ottengono da prove specifiche aventi caratteristiche particolari e ben definite.

Lo scopo di queste prove è quello di fornire dei dati che rispecchino il più fedelmente possibile le prestazioni del materiale nelle condizioni di pratico impiego, e possono essere assunti a base dei calcoli di progettazione.

Le prove meccaniche possono essere raggruppate, in base alla rapidità con la quale vengono applicate le sollecitazioni, in statiche e dinamiche.

Entrambe i gruppi di prova rispondono a precise necessità di valutazione dei materiali nelle diverse condizioni di esercizio cui vengono assoggettati nella loro utilizzazione.

Appartengono al primo gruppo le prove di durezza e resistenza alla trazione ed allo scorrimento a caldo. Al secondo gruppo appartengono invece la resilienza e le prove di fatica.

Durezza

La prova di durezza è la più semplice e la più comune. Per le leghe di alluminio, non ha molto valore, ma serve ad orientare nella valutazione di altri parametri, primo fra tutti la resistenza alla trazione della lega.

La prova più comunemente eseguita è quella secondo il metodo Brinell, anche se è possibile eseguire prove di durezza secondo il metodo Vickers e Rockwell. La durezza Brinell si determina nell'alluminio e sue leghe con i carichi e le sfere indicate nella tabella seguente:

Ø sfera in mm	Carico applicato in Kg per 30 min
10	1000 - 500
5	250
2.5	62.5 – 31.2

In ogni caso è da tenere presente che per ottenere risultati attendibili occorre che il rapporto fra diametro dell'impronta e quello della sfera sia il più vicino possibile a 0.375 e che comunque deve risultare compreso fra 0.2 e 0.5.

I carichi inferiori con le sfere più piccole si adottano per i pezzi sottili o delicati che non sopporterebbero carichi elevati. Lo spessore del pezzo deve essere almeno 10 volte la profondità dell'impronta e il centro di quest'ultima deve distare almeno due volte il suo diametro dal bordo del pezzo ed almeno tre volte dal bordo di un'altra impronta.

Più il carico e la sfera sono piccoli e più la superficie dovrà essere preparata con cura al fine di evitare errori di lettura del diametro dell'impronta. Così per impronte con carichi di 62.5 Kg sarà necessario una preparazione molto accurata.

Meno comunemente adottata nella pratica di officina e la prova Vickers seppure dia maggiori garanzie per la scarsa influenza del valore del carico.

Con la prova Vickers quindi, usata prevalentemente in laboratorio, i carichi più comunemente usati per l'alluminio saranno da 5 Kg a 15 Kg; si arriva a 1 Kg per spessori sottili.

Scarsamente usata è la prova Rockwell.

Qualora i pezzi da controllare siano molto pesanti o ingombranti il controllo della durezza si attua con apparecchi portatili che possono essere di due tipi fondamentali:

- a) di confronto, con una barretta a durezza nota (metodo Poldi e simili).
- b) Apparecchi a molle o viti che applicano una pressione nota sulla sfera appoggiata al pezzo.

Il primo metodo è estremamente semplice e non soggetto ad errori dovuti a staratura di molle. Si tratta di esercitare una pressione, con un semplice colpo di martello, su una sfera posta fra il pezzo da controllare e una barretta a durezza nota.

I valori dei diametri delle due impronte ottenute sono in rapporto ai valori delle durezza. Apposite tabelle di carico dell'apparecchio danno immediatamente il valore di durezza cercato conoscendo la durezza della barretta. Gli altri apparecchi sono di svariate costruzioni; devono essere frequentemente tarati soprattutto se la pressione viene esercitata sfruttando l'elasticità di qualche materiale e non sono mai comunque di applicazione così universale come il Poldi.

Il concetto di durezza, come inteso in queste prove, è direttamente legato alla resistenza meccanica del materiale alla deformazione. E' quindi intuibile un nesso di proporzionalità fra il valore della durezza di un materiale e il valore della sua resistenza a trazione. Ma mentre per l'acciaio tale rapporto varia entro limiti abbastanza ristretti da lega a lega e per le diverse strutture di una stessa lega al punto di poter adottare un fattore di conversione generale più o meno approssimato, per le leghe di alluminio tale rapporto è molto dispersivo variando entro limiti assai vasti. Il fattore di proporzionalità è quindi peculiare di ogni singola lega e nell'ambito di tale lega può ancora variare con le condizioni microstrutturali.

Resistenza alla trazione

Dalla prova alla trazione si ricavano tutta una serie di dati che riguardano le caratteristiche tensili della lega.

Il classico diagramma "carichi - deformazioni" relativo alle leghe di alluminio da immediatamente la percezione della diversità del comportamento di questi materiali rispetto all'acciaio per la mancanza del punto di snervamento.

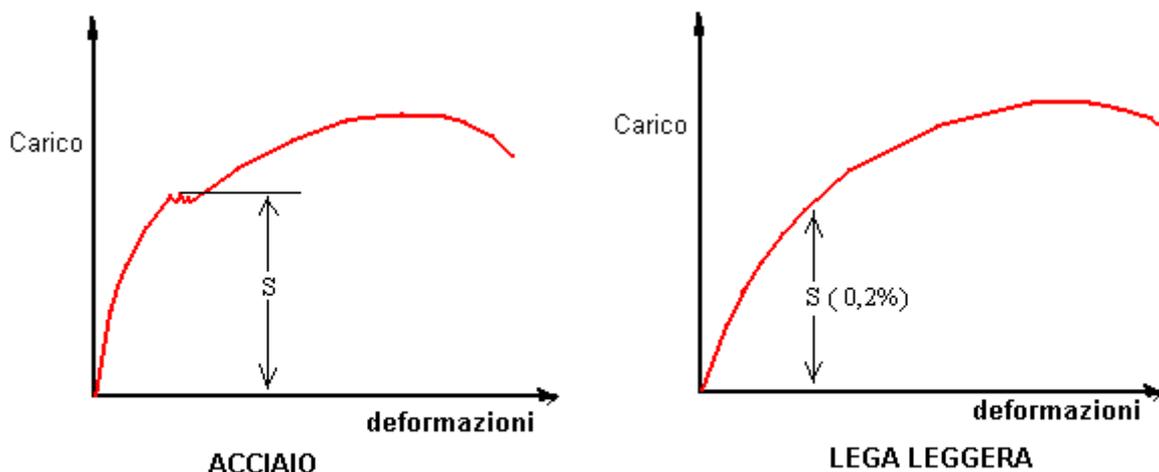


Fig.39 Differenza fra il diagramma di trazione di un provino di acciaio ed uno di lega leggera di alluminio.

Si assume quindi, convenzionalmente come limite di snervamento il valore del carico per Kg/mm^2 che produce un allungamento permanente del 0.2%.

Gli altri valori che si possono ricavare dalla prova di trazione sono:

- il carico di rottura R in Kg/mm^2 riferito alla sezione primitiva;

- l'allungamento a rottura A in % riferito alla lunghezza fissata a priori (generalmente 5 volte il Ø);
- la strizione S in % riferita alla sezione primitiva.

Si assume ancora convenzionalmente come valore di limite di proporzionalità fra carichi e deformazioni, il carico in Kg/mm² che produce una deformazione permanente dello 0.02%. I valori di carico al di sotto dei limiti di proporzionalità producono deformazioni elastiche che rispondono quindi alla legge di Hooke di proporzionalità diretta fra carico e deformazione. Il rapporto fra i due esprime il modulo di elasticità o di Young secondo la formula:

$$E = \frac{\delta}{\epsilon}$$

E = modulo di elasticità in Kg/mm²

δ = carico in Kg/mm² applicato ad una barretta lunga 1 m.

ε = deformazione espressa in metri della barretta lunga 1 m.

Il modulo elastico sarà quindi tanto più alto quanto più piccola sarà la deformazione provocata dall'applicazione del carico unitario.

Se ad es. l'alluminio ha un modulo elastico di 6700 Kg/mm², vuol dire che

$$\epsilon = \frac{\delta}{E} = \frac{1}{6700} = 0.0001492 \text{ mt.}$$

Un carico di 1 Kg/mm² applicato ad una barra di alluminio lunga 1 metro provoca un allungamento della barra di 0.1492 mm.

Se il modulo elastico è più alto la deformazione diminuisce.

La determinazione sperimentale del modulo elastico richiede un'accurata preparazione di ogni particolare ed apparecchiature di grande precisione che permettano l'esatta costruzione per punti del diagramma di trazione, Il modulo di elasticità dell'alluminio e delle sue leghe è scarsamente variabile, sia in funzione degli elementi aggiunti sia della microstruttura, rispetto agli altri valori della prova di trazione e della durezza. Questi ultimi invece aumentano sia con l'affinamento del grano cristallino dovuto ai metodi di elaborazione della forma (nell'ordine: getti in sabbia, getti in conchiglia, pezzo formato per deformazione plastica) sia per il miglioramento della microstruttura dovuto a trattamenti termici (soprattutto la bonifica), sia infine per l'aggiunta di elementi leganti.

Scorrimento a caldo

Qualora i materiali vengano impiegati a temperature superiori a quello ambiente la prova di trazione classica non è più sufficiente a stabilire valori rispondenti e completi. Oltre certe temperature infatti i materiali si comportano come se fossero vischiosi, e sotto un carico costante continuano a deformarsi nel tempo.

Nel caso delle leghe di alluminio questa temperatura è per alcune di esse, molto vicina alla temperatura ambiente per cui ne è particolarmente importante la determinazione: qualora infatti a temperatura prossima a quella ambiente, per carichi inferiori a quelli di snervamento si verificasse nel tempo una deformazione costante, perderebbe ogni significato il valore dello snervamento medesimo.

La prova di scorrimento si effettua sottoponendo il materiale, mantenuto ad una temperatura costante, ad un carico costante e rilevandone le deformazioni nel tempo. Tale prova può essere condotta per durate fino a 10000 ore; solo in caso di necessità di rapido orientamento può essere limitata a 45 ore. La durata e la temperatura della prova devono essere il più possibile vicine alle condizioni di pratico impiego. Il diagramma sotto riportato riguarda quattro prove di scorrimento

condotte sulla lega UNI 3046 (particolarmente indicata per utilizzazioni a elevate temperature) a temperatura di 200°C con carichi crescenti.

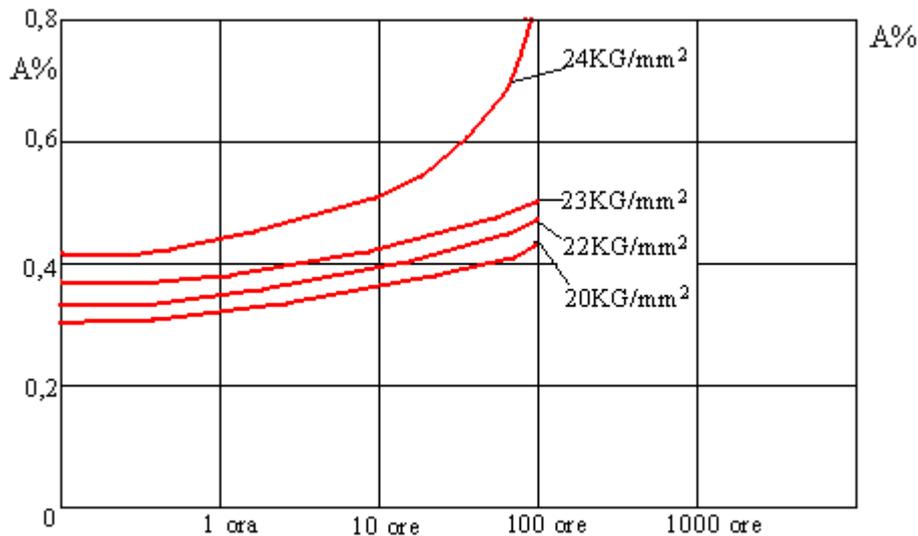


Fig.40 Prove di scorrimento a caldo, condotte a 200°C su di una lega UNI 3046.

Resilienza

La resilienza è una prova dinamica che serve a verificare la resistenza all'urto dei materiali. L'applicazione della sollecitazione meccanica infatti è effettuata a velocità particolarmente elevate per cui tende a provocare rotture fragili o per distacco. L'intaglio che viene creato nella provetta serve ad accentuare ancor più la tendenza alla rottura fragile.

L'applicazione della prova al collaudo degli acciai è ormai acquisita da anni, e, sempre nel campo degli acciai, si sono ormai chiariti anche da un punto di vista strutturale i comportamenti a questa sollecitazione. Fra i fattori che giocano a migliorare la resilienza negli acciai possiamo elencare:

- La finezza del grano cristallino.
- Il trattamento termico (in quanto può affinare il grano cristallino).

Fra i motivi invece che la fanno peggiorare:

- La diminuzione della temperatura (negli acciai al carbonio si hanno cadute improvvise anche a soli pochi gradi sotto 0°C).
- L'incrudimento della struttura.
- L'aumento di velocità di prova.
- L'aumento della profondità e dell'acutezza dell'intaglio.

Nel caso delle leghe di alluminio da lavorazione plastica ed ancor più nelle leghe da fonderia, il significato della prova di resilienza ha valore scarsamente chiarificatore al fine del comportamento pratico delle leghe stesse, e l'adozione della prova nei capitoli di collaudo è avvenuta per inerte estensione di una normativa in uso per gli acciai.

E' abbastanza normale che le leghe di alluminio con bassi valori di resilienza resistano ad urti violenti accidentali senza rompersi nelle pratiche applicazioni. Le leghe leggere hanno inoltre a volte comportamento opposto delle leghe ferrose: la variazione della velocità d'urto non ha sensibile influenza, anzi coll'aumentare cresce leggermente anche la resilienza; la variazione di temperatura, anche a valori notevoli sotto lo 0°C, non crea grosse variazioni e tanto meno brusche

cadute. Quest'ultima caratteristica, unita ad un aumento notevole della resistenza costituisce un ottimo vantaggio delle leghe leggere sugli acciai per la costruzione di macchine e recipienti che devono operare a bassissime temperature. Infine la sensibilità all'intaglio delle leghe leggere è notevolmente inferiore a quella dell'acciaio, infatti il valore della resilienza di prove eseguite con barretta con intaglio e senza intaglio aumenta da 1.5 a 5 volte, mentre nel caso dell'acciaio tale aumento va da 6 a 20 volte.

Prove di fatica

Anche nel caso del comportamento alla fatica le leghe di alluminio hanno delle diversità nei confronti di alcune regole ormai normalmente acquisite per gli acciai. Una di queste è la tendenza delle leghe leggere a presentare il limite di fatica solo dopo un elevatissimo numero di cicli, o, addirittura, a non presentarlo affatto per cui nel diagramma che rappresenta la curva di fatica di queste leghe manca il tratto finale ad andamento asintotico (parallelo all'asse delle ascisse).

Normalmente, mentre per gli acciai il limite di fatica si presenta in prossimità di 10^6 cicli, nelle leghe di alluminio tale limite è riscontrabile generalmente solo a $500 \cdot 10^6$ cicli.

Un'altra diversità delle leghe leggere rispetto agli acciai consiste nel più elevato grado di dispersione dei risultati sperimentali per cui è necessario operare su un numero assai alto di provette al fine di rendere meno incerta la valutazione della curva media di fatica. Questo aspetto ha inoltre un riflesso tecnologico immediato nella valutazione dei limiti di sicurezza del materiale da parte dei progettisti, perché dovranno essere adottati dei margini molto più ampi.

Non esiste infine una differenza molto sensibile fra limiti di fatica di leghe colate in getti e leghe da lavorazione plastica. A tale scopo si osservi il diagramma sotto riportato nel quale la stessa lega, G Al Cu 3Fe Mg Ni ; UNI 3046 allo stato di getto in conchiglia bonificato (T.A.) ed allo stato di tondo estruso, presenta curve di fatica a flessione rotante non molto dissimili fra loro.

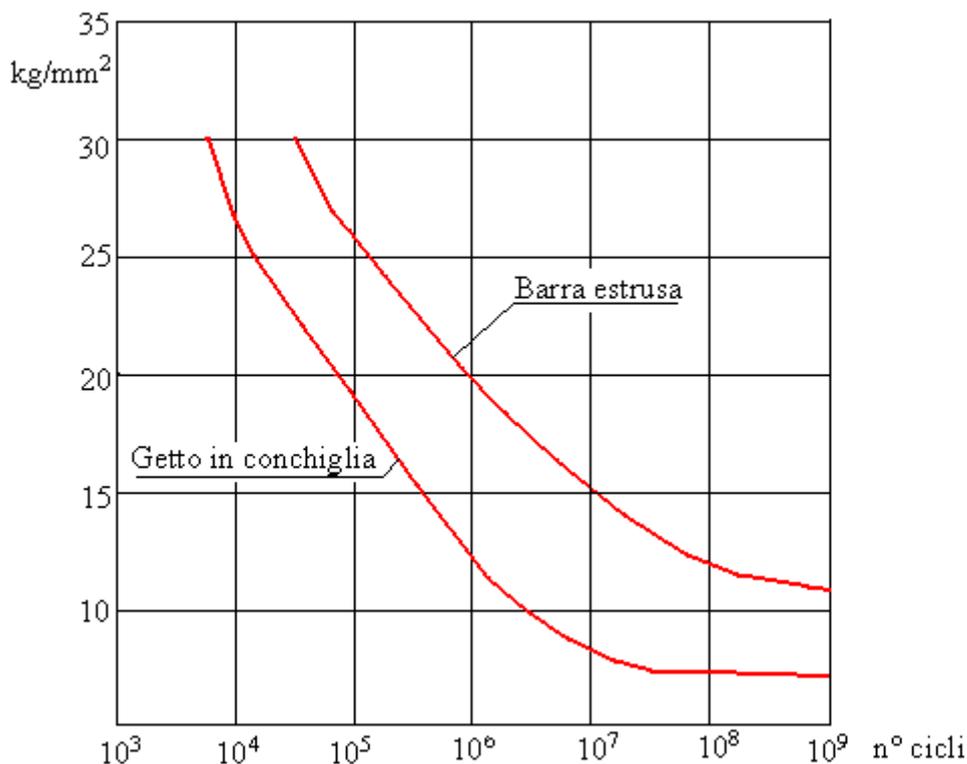


Fig.41 Diagramma di resistenza a fatica della lega UNI 3046 elaborata in due differenti modi.

Anche nel caso delle leghe leggere è essenziale, nel caso di pezzi che debbano resistere a fatica, la preparazione superficiale, che deve essere spinta fino alla lucidatura a specchio nei casi più impegnativi.

La presenza di difetti o semplicemente di rigature dovute all'utensile durante la lavorazione meccanica, fanno decadere rapidamente la resistenza.

La presenza di fori od intagli sono fattori di concentrazione degli sforzi che possono condurre ad una diminuzione sino al 50% del valore di limite di fatica. Ugualmente nefasta è la presenza di un ambiente corrosivo, particolarmente quando è coagente agli sforzi alternati. In questo caso anche il trattamento termico, che può servire a diminuire la corrodibilità della lega, ha scarsa influenza.

Caratteristiche meccaniche a bassa temperatura

L'alluminio e sue leghe hanno un comportamento opposto a molti materiali metallici quando sono utilizzati a temperature sotto lo 0°C.

Anche a temperature bassissime presentano un aumento delle caratteristiche meccaniche quale resistenza, duttilità, resilienza.

E' possibile utilizzare l'alluminio a purezza commerciale e particolarmente le leghe Al Mg da incrudimento per la costruzione di parti di impianto che debbano lavorare a bassissime temperature (Es. impianti criogenici)

Le leghe da incrudimento presentano miglioramenti sia allo stato ricotto che incrudito.

Le leghe da bonifica se sono ricotte hanno comportamento analogo, mentre allo stato bonificato ad un aumento del carico di rottura e dello snervamento, corrisponde un allungamento stazionario, se non in lieve diminuzione.

Nel caso delle leghe bonificate si raggiungono i più alti valori di resistenza che possono permettere le leghe leggere (la lega P Al Zn 7.8 Mg 2.5 Cu UNI 3737 T.A. a -200°C ha dato un valore di R prossimo a 100Kg/mm²).

Normalmente l'aumento della resistenza delle leghe a -200°C varia dal 30% in più per quelle bonificate, fino al 60% in più per quelle ricotte. L'allungamento può aumentare fino al 100% in più per le leghe ricotte mentre può diminuire fino al 50% per le bonificate.

La resilienza, si è già visto, non presenta alle basse temperature decadimenti improvvisi, anzi in genere a -50° - -100°C presentano dei massimi che possono arrivare fino al 60% dei valori riscontrati a temperatura ambiente.

Per le leghe bonificate invece la resilienza presenta un leggero decadimento alle basse temperature, ma sempre contenuto in percentuali modeste.

Il limite di fatica subisce notevoli incrementi e per temperature di -200°C si può parlare di aumenti del 100%. Non solo, ma anche quelle leghe che presentano una curva con un limite non ben definito a temperatura ambiente (es: UNI 3579 P Al Cu 4 Mg Mn e UNI 3737 P Al Zn 7.8 Mg 2.5 Cu) a bassa temperatura assumono un andamento asintotico con limiti ben definiti.

6) LEGHE PER CONDUTTORI ELETTRICI

L'elevata conducibilità elettrica dell'alluminio unitamente al suo basso peso specifico hanno favorito la sua applicazione nella costruzione di conduttori elettrici in sostituzione di quelli di rame. La densità dell'alluminio è di circa un terzo di quella del rame mentre la conducibilità è approssimativamente uguale al 60%. Per cui a parità di conducibilità elettrica le linee di alluminio pesano solo la metà rispetto a quelle di rame.

I vantaggi economici sono evidenti sia dal punto di vista del peso delle linee, sia da quello della possibilità di distanziare maggiormente i tralicci di sostegno. Per contro però la resistenza meccanica dell'alluminio è di circa la metà di quella del rame per cui è necessario o ricorrere a

leghe di alluminio che dopo bonifica diano resistenze meccaniche sufficienti, oppure rinforzare le linee con un'anima di acciaio zincato ad alta resistenza ($R = 130 \text{ Kg/mm}^2$).

Numerose sono le leghe messe a punto per questo compito specifico e tutte devono rispondere ai requisiti di una conducibilità elettrica prossima a quella dell'alluminio puro, e di una resistenza meccanica elevata ottenuta con trattamenti termomeccanici.

In Italia la lega unificata per tale scopo è la UNI 3570 P Al Si 0.5 Mg che corrisponde alla lega Aldrey messa a punto in Svizzera ed adottata anche dalla Germania, ed alla lega Almèlec adottata soprattutto in Francia.

La composizione chimica percentuale media è la seguente:

Mg 0.5 ; Si 0.5 ; Fe 0.3 ; impurità globali escluso Fe = 0.08.

Per la tempra le matasse vengono scaldate a $500 - 520^\circ\text{C}$ con permanenza di $1 \div 2$ ore a regime temprate in acqua a $10 \div 30^\circ\text{C}$.

Si fa seguire una trafilatura a freddo che generi un incrudimento $\geq H50$.

Tale incrudimento porta ad un aumento della resistenza fino a $40/42 \text{ Kg/mm}^2$ ma l'allungamento discende a $1 \div 1.5\%$ e la resistività aumenta a $3.3 \div 3.4 \mu\Omega \text{ cm}$.

Per ottenere la massima sicurezza si fa seguire all'incrudimento un rinvenimento di addolcimento a $155 \div 165^\circ\text{C}$ per $6 \div 12$ ore che riduce la resistenza a $30 \div 35 \text{ Kg / mm}^2$ aumenta l'allungamento a $4 \div 9\%$ e diminuisce la resistività a $3.2 \mu\Omega \text{ cm}$.

Questo rinvenimento permette di poter di nuovo arrotolare il filo su se stesso e di potergli far subire 10 o 12 flessioni alternate prima della rottura.

7) FORNI DA TRATTAMENTO TERMICO

I forni per il trattamento termico dell'alluminio e delle sue leghe devono essere concepiti per soddisfare essenzialmente a due cicli fondamentali: il riscaldamento di omogeneizzazione generalmente precedente la tempra e l'invecchiamento.

Oltre che a questa divisione i forni possono essere assoggettati ad una classificazione rispondente alle loro caratteristiche tecnologiche e costruttive; si avranno quindi forni a bagno di sale; forni muffolati a circolazione d'aria (elettrici o a gas) e forni continui.

I forni a bagno di sale sono stati praticamente abbandonati per l'alto costo di esercizio e per il continuo pericolo di esplosioni che presentano. Sono costituiti da crogioli di ferro, riscaldati a mezzo di resistenze elettriche poste all'esterno, contenenti miscele di sali che fondono a temperature dell'ordine di $150 \div 200^\circ\text{C}$; generalmente si tratta di miscele di nitriti e nitrati di sodio e potassio.

E' possibile sostituire, più economicamente, il riscaldamento elettrico con quello a combustione di metano. Il forno a bagno di sale ha due grossi vantaggi:

- uniformità eccellente di temperatura.
- Velocità di riscaldamento elevatissima.

Particolarmente quest'ultima caratteristica lo rende il forno più adatto per i trattamenti di ricristallizzazione delle leghe da lavorazione plastica e per i trattamenti delle leghe placcate. Da questo punto di vista non ha invece interesse per il trattamento di leghe da fonderia dove la velocità di riscaldamento è meno importante mentre le permanenze in temperatura sono generalmente molto lunghe.

Naturalmente il forno a bagno di sali non si usa per i trattamenti di invecchiamento.

I forni muffolati, riscaldati elettricamente o a metano sono ormai universalmente adottati ed hanno praticamente soppiantato i bagni di sale. Nei forni elettrici è essenziale la uniforme distribuzione delle resistenze ed una ventilazione intensa all'interno della camera al fine di ottenere la massima uniformità di temperatura; anzi a tale scopo si adotta una rotazione a senso alternato, ad intervalli di

alcuni minuti, per le ventole. Nelle migliori costruzioni la carica non è all'esposizione diretta delle radiazioni delle resistenze, ma si colloca all'interno di una camicia di ferro o di acciaio inossidabile ed i gruppi di ventilazione inducono un moto dell'atmosfera tale che i pezzi vengono solo investiti dall'aria calda che è passata sulle resistenze (vedi schema 1).

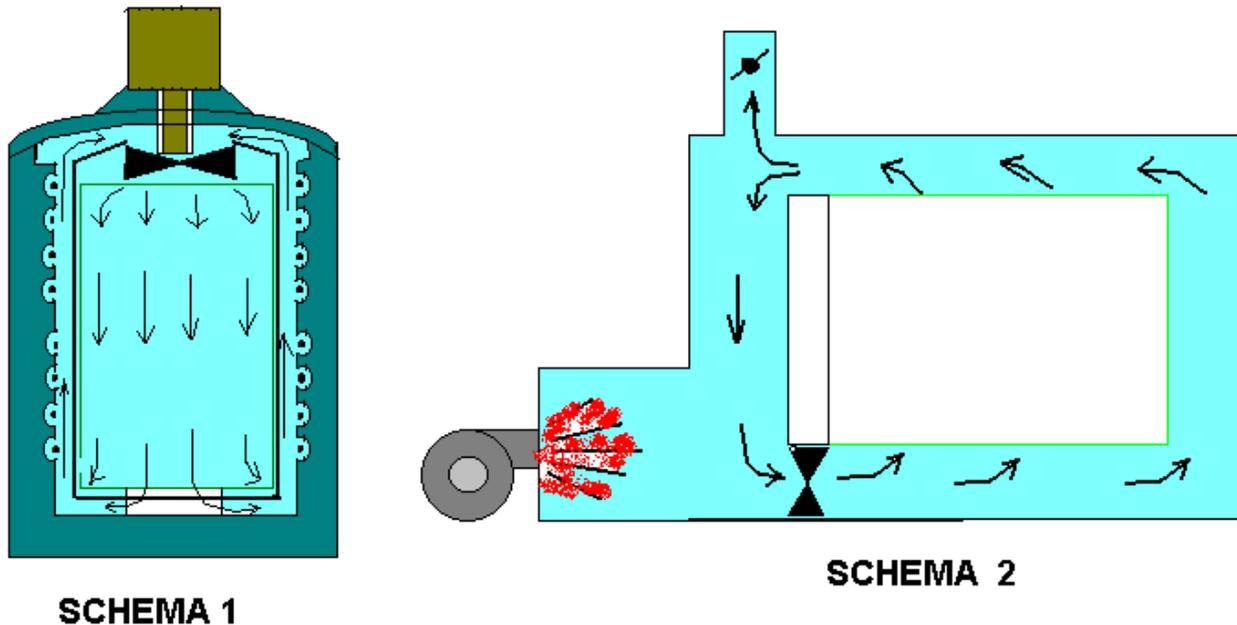


Fig.42 Schemi di funzionamento di un forno elettrico a pozzo (schema 1) e di un forno a metano a muffola (schema 2) per il trattamento termico delle leghe di alluminio.

Nei forni riscaldati a gas la soluzione più corrente è quella che fa bruciare il gas in un'apposita camera di combustione posta la di fuori del contatto con il materiale da riscaldare. I gas caldi di combustione vengono avviati con una o più grosse ventole alla camera di riscaldamento del materiale previa miscelazione con i gas di ritorno dalla stessa camera (vedi schema 2).

Risultati migliori agli effetti della precisione della temperatura si ottengono anziché con l'invio diretto dei gas di combustione nella camera di riscaldamento, adottando degli opportuni scambiatori di calore di acciaio inossidabile fra gas combusti e gas della camera di riscaldamento.

Esistono ancora molte soluzioni dettate da necessità contingenti di produzioni particolari o di versatilità di impianti, tutte valide purché rispondano ai requisiti particolari che richiedono i trattamenti delle leghe leggere.

Per grosse produzioni di serie di pezzi non molto ingombranti sono particolarmente convenienti per la rapidità di riscaldamento, la precisione della temperatura e la omogeneità dei risultati, i forni continui. Si tratta di lunghi tunnel all'interno dei quali vengono fatti passare a velocità regolabile i pezzi da trattare appoggiati su appositi nastri o catene o altri sistemi atti a contenerli e a traslarli. Il riscaldamento è generalmente elettrico, regolabile a zone, ma può anche essere a gas, adottando opportuni accorgimenti. All'interno del tunnel, regolando opportunamente velocità di avanzamento, e temperature si possono realizzare tutti i cicli possibili. Intercalando una vasca di tempra si possono avere all'uscita i pezzi bonificati. La caratteristica specifica di questi forni è la costanza dei risultati dovuta alla mancanza di cariche voluminose ed al passaggio obbligato di tutti i pezzi attraverso le stesse zone. I forni non continui infatti, non permettono ai pezzi di arrivare in temperatura contemporaneamente e di raffreddarsi alla stessa velocità durante la tempra, non possono dare quindi pezzi rigorosamente uniformi.

8) REQUISITI DEI FORNI DA TRATTAMENTO TERMICO

I forni da trattamento termico per le leghe di alluminio devono rispondere a particolari requisiti che sono già emersi durante la descrizione dei fenomeni che avvengono nelle trasformazioni strutturali delle leghe dovute ai trattamenti stessi. Il primo di tali requisiti è la perfetta regolazione della temperatura che deve essere mantenuta nei limiti di $\pm 5^{\circ}\text{C}$. Tale necessità comporta un triplice ordine di problemi:

- 1) Modalità e posizione del prelievo della temperatura;
- 2) Taratura della termocoppia;
- 3) Prontezza d'intervento della strumentazione.

Il prelievo della temperatura dovrà essere il più vicino possibile alla carica in modo da rilevarne esattamente il momento di arrivo in temperatura e tutte le eventuali oscillazioni; a questo scopo sarà bene che il pirometro sia anche registratore al fine di avere una immediata ed esatta percezione di tutte le variazioni. Nel caso di forni elettrici sarà bene avere un prelievo e relativa termoregolazione, anche nelle vicinanze delle resistenze elettriche. Una tale regolazione, effettuata in parallelo con la T.C. situata presso la carica, eviterà pericolose oscillazioni di temperatura dovute all'inerzia termica del forno e della carica.

Nel caso di forni riscaldati a gas con riscaldamento dei gas combusti tale controllo potrà essere fatto all'uscita dei gas dalle camere di miscelazione. Tenendo conto dell'attuale tendenza alla costruzione di forni sempre più grandi, ugualmente importante è la distribuzione delle termocoppie all'interno del forno per garantire una perfetta uniformità di temperatura in ogni punto della camera del forno e della carica. In questa disposizione si dovrà tenere conto di tutte le possibili zone di dispersione del calore (porte, camini) e dei punti di eventuale concentrazione del calore (punti di entrata dei fumi caldi, zona di maggior densità delle resistenze elettriche). Sarà bene in questi casi suddividere la termoregolazione del forno in tante zone indipendenti in modo da avere erogazione di calore solo nelle zone che sono in difetto di temperatura. Particolare cura, data la precisione necessaria, dovrà essere dedicata all'efficienza degli strumenti di termoregolazione, alle termocoppie ed alla loro taratura.

Di tutti i possibili metodi di controllo della loro efficienza il più efficace è senz'altro quello di avere una termocoppia campione, collegata ad un potenziometro, che si possa infilare a fianco, o addirittura nello stesso foro della termocoppia da controllare nel periodo in cui il forno è in termoregolazione. Altrettanto importante è la prontezza d'intervento degli strumenti per chiedere aumento o diminuzione di erogazione di energia al forno al fine di evitare, soprattutto per l'inerzia termica del forno stesso, pericolosi sbalzi di temperatura.

Nel caso dei forni elettrici, oltre a disporre di pirometri elettronici, sarà utile poter diminuire la potenza del forno una volta giunto in temperatura, usufruendo per esempio di collegamenti stella-triangolo delle resistenze, o di regolatori SCR.

Nel caso dei forni a gas l'uso di pirometri elettronici a banda proporzionale sarà sufficiente a garantire una rapida salita in temperatura ed una termoregolazione molto fine quando il forno è giunto in temperatura. Con questi termoregolatori la richiesta di fiamma è massima quando la temperatura da raggiungere è ancora molto lontana e diminuisce proporzionalmente via via che la temperatura del forno si avvicina a quella prestabilita fino a chiudere completamente la fiamma quando il forno ha raggiunto la temperatura voluta.

E' evidente come una tale regolazione sia enormemente più lineare che non una regolazione tutto-niente.

Il secondo requisito importante dei forni per il trattamento delle leghe leggere che riguarda però particolarmente le leghe di lavorazione plastica è la velocità di riscaldamento del materiale.

Dei vantaggi del bagno di sale a questo proposito è già stato detto.

Nei forni a muffola questo problema oltre che riguardare la potenza del forno, sia esso a gas o elettrico, riguarda anche il modo di come poter trasmettere rapidamente il calore dal forno alla carica. Si tratta di impiegare grossi ventilatori centrifughi i cui motori possono arrivare ad assorbire

un decimo della potenza del forno. Il calore viene prevalentemente trasmesso per convezione e le velocità di riscaldamento sono notevolmente aumentate.

Nel caso dei forni continui, trattandosi di pezzi uniformi, è possibile giocare sul surriscaldamento del forno e sulla velocità di passaggio del pezzo. Si può arrivare a mantenere temperature nel forno di 700°C con velocità di passaggio tali da permettere al pezzo di raggiungere la temperatura voluta prima che esca dal tunnel. Si realizzano in questo modo velocità di riscaldamento che arrivano anche a $600^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

L'uniformità di temperatura è il terzo requisito e la ventilazione spinta è anche in questo caso la soluzione migliore. Non si devono comunque trascurare altre cause influenzanti quali la non uniforme distribuzione delle resistenze elettriche, la creazione di zone di ristagno nella circolazione dell'aria, cariche non perfettamente equilibrate nella disposizione e nel peso. Per i forni molto grandi vale la suddivisione in zone termoregolate in modo indipendente come è già stato detto a proposito del controllo della temperatura.

Ultimo requisito è velocità di estrazione e di immersione nel liquido di tempra della carica. Si è già visto come questa operazione in linea teorica debba essere eseguita in tempo dell'ordine di minuti secondi.

Nel caso di piccole infornate e di pezzi di piccole dimensioni non esistono grossi problemi; da questo punto di vista il forno a pozzo è il migliore per produzioni non continue, mentre per lavorazioni di grosse serie il forno a tunnel è quello che offre soluzioni più razionali.

Il problema diventa arduo quando si debbano temprare pezzi di dimensione dell'ordine di parecchi metri con spessori dell'ordine di pochi mm. quali possono essere ad esempio parti di aereo. A tutt'oggi la soluzione più razionale è risultata l'adozione di un forno a suola apribile con possibilità di discesa a velocità controllata della carica in una vasca sottostante (vedi fig.43).

Il passaggio dal forno alla vasca avviene attraverso una zona intermedia nella quale è possibile assoggettare la carica calda ad un primo raffreddamento in acqua nebulizzata. Tale tipo di raffreddamento serve a diminuire le deformazioni del materiale. Parimenti gli arresti nelle varie posizioni della carica non sono bruschi ma addolciti da un particolare sistema di frenatura. Con tale tipo di impianto il tempo che occorre per portare la carica dal forno alla vasca dell'acqua, compreso il tempo per l'apertura della suola è minore di 7 minuti secondi.

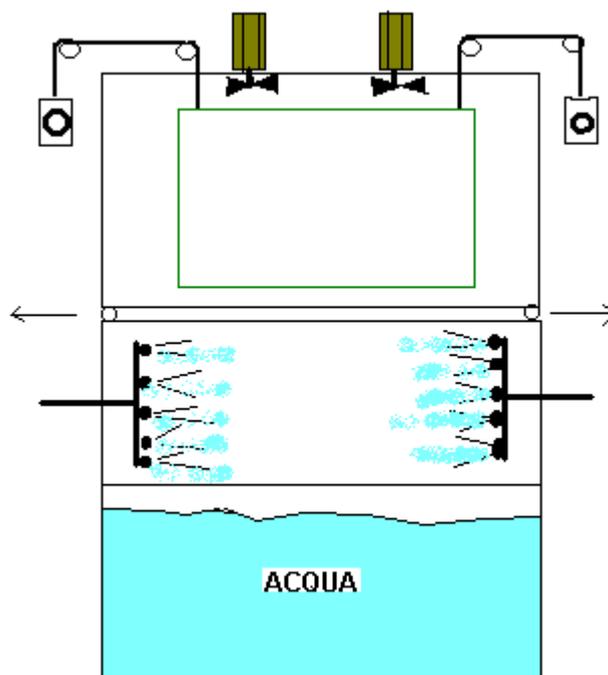


Fig.43 Schema di forno per la solubilizzazione delle leghe di Al con tempra in acqua nebulizzata.

9) ATMOSFERE DEI FORNI

Nel caso delle leghe ferrose il problema delle atmosfere dei forni è un fatto strettamente connesso con la loro metallurgia.

Le atmosfere oltre che costituire il mezzo ormai più comune per preservare la superficie degli acciai, sono alla base di importanti processi termochimici che vanno sotto il nome di cementazione. Per quanto riguarda l'alluminio e sue leghe, è solo da alcuni anni che si è presa in considerazione l'influenza che può esercitare il fluido riscaldante sulle loro caratteristiche strutturali e quindi meccaniche. Ancora una volta i bagni di sale sono i risultati i migliori, la loro azione infatti è assolutamente neutra nei confronti delle leghe leggere anche per contatti molto lunghi. Restano gli aspetti negativi già a suo tempo menzionati, sull'utilizzazione di questi forni. Per questi motivi il bagno di sale, pur essendo stato quasi abbandonato nella pratica industriale, viene utilizzato come mezzo riscaldante in laboratorio per effettuare prove di confronto con altri forni ad atmosfera più o meno corrosiva. Si è già visto come i forni muffolati possano essere riscaldati elettricamente o a gas. Nel forno elettrico il fluido riscaldante è l'aria che viene agitata violentemente da appositi ventilatori. Nel forno a gas è possibile che il mezzo riscaldante sia solo aria nel caso che esista uno scambiatore di calore con la camera di combustione, mentre quando non esiste lo scambiatore sono i fumi stessi della combustione che riscaldano il materiale. E' evidente lo svantaggio di quest'ultima soluzione, che può portare a contatto dei pezzi dei fumi ricchi di prodotti di zolfo e con elevato tenore di umidità, per cui si tende ad adottarla solo per quei trattamenti che avvengono a temperature basse. Negli altri forni, oltre all'ossigeno dell'aria, che provoca per prolungate permanenze ad alta temperatura effetti di ossidazione superficiale, possono entrare nell'atmosfera del forno prodotti di evaporazione e combustione di oli che quasi sempre contengono zolfo usati per la lavorazione meccanica dei pezzi e vapore acqueo soprattutto quando la vasca di spegnimento è posta al di sotto del forno. L'umidità e i prodotti contenenti zolfo sono le sostanze più deleterie per le leghe leggere. In loro presenza una permanenza molto lunga a temperatura di omogeneizzazione e solubilizzazione può portare addirittura alla formazione di bolle sulla superficie della lega del tutto simili a quelle che si formerebbero per un contenuto elevato di gas incluso durante la colata oppure si possono, più normalmente, formare delle microcavità superficiali che tendono col tempo a penetrare a cuore attraverso vie preferenziali che sono costituite da aggregati cristallini di composti intermetallici.

La tabella sotto riportata, ricavata da esperienze di Stroup su di una lega corrispondente alla UNI 3583 P Al Cu 4.5 Mg Mn, temprata da 500°C dopo una permanenza in temperatura di circa 20 ore ed invecchiata naturalmente per 4 giorni, dà un'idea comparativa della nocività di certe atmosfere sulle leghe leggere. Lo stesso ricercatore ha rilevato come il massimo grado di umidità presente nell'aria durante la stagione estiva è già sufficiente, per permanenze molto lunghe in temperatura, a creare delle alterazioni sulla superficie dei pezzi.

Lo ISML, operando sempre su di una lega UNI3583 P Al Cu4,5 Mg Mn, temprata da 500°C dopo una permanenza di 4 ore in temperatura, in ambienti ad umidità crescente, ha riscontrato le variazioni delle caratteristiche meccaniche riportate nel diagramma. Si nota come con tenori superiori a 0.07 g/l di acqua, non si hanno ulteriori peggioramenti nelle caratteristiche meccaniche. Il comportamento è specifico per ogni lega.

Nell'alluminio puro commerciale si è notato come il ferro ed il silicio aumentino sensibilità alla formazione di bolle, mentre tenori di 0,003% di berillio la ostacolano.

Per contrastare il fenomeno, oltre ad eliminare al massimo eventuali fonti di inquinamento, è possibile fare delle aggiunte nel forno di sostanze protettive nei confronti dell'umidità. Aggiunte di sali a base di fluoruri (NH_4HF_2 ; NH_4BF_4) nell'ordine di 3-4 g/m³ sono utili allo scopo. Questi sali al contatto del calore del forno sublimano e si depositano sui pezzi proteggendoli. La protezione non è efficace per atmosfere particolarmente aggressive, inoltre vi è da tenere presente che tali sali presentano una discreta tossicità per cui è necessaria una buona aerazione dei locali nel caso in cui si usino.

ATMOSFERA	DECREMENTO %	
	Carico di rottura	Allungamento
Elio in bombole	0	0
Idrogeno in bombole	0	0
Gas naturale (CH ₄)	0	0
Ossigeno secco	0	0
Azoto secco	0	0
Azoto umido	0	0
Aria secca	0	0
CO ₂ umida	0	0
Aria umida con 26% CO ₂	0	0
Aria secca con 0.0002% SO ₂	3	27
Aria con 0.8% di vapore acqueo	8	40
Aria secca con 0.0007% SO ₂	15	68
SO ₂	20	64
Aria con 3.4% di vapore d'acqua	25	77
O ₂ umido	29	82
NH ₃	29	82
Vapore d'acqua (100% vapore surriscaldato)	60	95

Fig.44 Influenza dell'atmosfera del forno sulle caratteristiche meccaniche della lega UNI 3583 bonificata (Stroup).

10) INFLUENZA DEI TRATTAMENTI TERMICI SULLA CORROSIONE

Tutte le teorie sulla corrosione tendono a spiegare il fenomeno da un punto di vista elettrochimico. Due metalli diversi collegati fra loro elettricamente (anche per semplice contatto reciproco) immersi in un elettrolita (cioè di un liquido in grado di trasportare ioni) creano una pila. Infatti ogni metallo tende a mandare in soluzione nell'elettrolita dei suoi atomi che si ionizzano secondo la reazione reversibile:



gli elettroni che si liberano restano nel metallo che quindi si elettrizza. La tendenza a mandare atomi in soluzione è diversa da metallo a metallo e per ogni metallo è diversa a seconda dell'elettrolita nel quale è immerso.

Questa tendenza crea quindi un potenziale elettrico nel metallo immerso in un elettrolita ben definito e costante (vedi fig. 45).

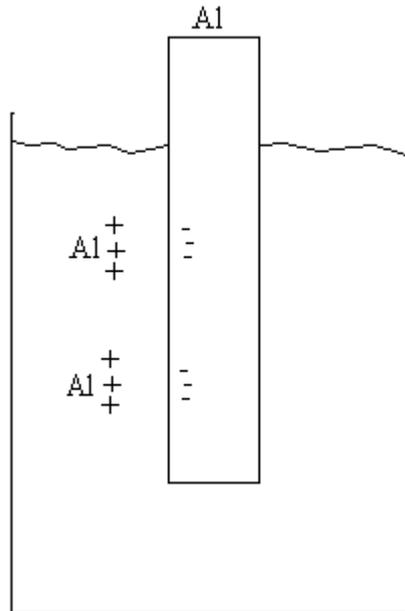


Fig.45 Polarizzazione di un metallo immerso in un elettrolita.

Tale comportamento è valevole anche per le leghe, i composti metallici e tutte le sostanze ionizzabili. Se si prende come campione il potenziale elettrico creato da un elettrodo di calomelano ($\text{Hg}_2 \text{Cl}_2$) immerso in una soluzione 0.1 N di KCl, si può misurare per confronto con un voltmetro, i potenziali elettrici generati da altri materiali in elettroliti diversi. Più la tendenza ad entrare in soluzione sotto forma di ioni sarà grande e più negativo risulterà il potenziale del materiale considerato. Si può in questo modo creare una “scala” o “serie” elettrochimica degli elementi o delle leghe unifasi che dà una misura diretta della tendenza del materiale ad entrare in soluzione nell’elettrolita considerato (vedi tabella fig.46)

Se in un elettrolita si immergono quindi due metalli diversi si creeranno due potenziali elettrici diversi, per cui collegandoli elettricamente si avrà un passaggio di elettroni da quello meno nobile (che tende cioè a mandare più ioni metallici in soluzione) a quello più nobile. Nel caso della fig. l’elettrodo di Al tenderà a mandare elettroni all’elettrodo di Cu per cui nel rame la reazione



per azione di massa verrà spostata verso sinistra ed il rame sarà impedito ad entrare in soluzione nell’elettrolita proprio per l’azione elettrica esercitata dall’alluminio.

Viceversa, per l’alluminio l’impoverimento in elettroni dell’elettrodo sposterà la reazione



sempre per azione di massa verso destra e l’alluminio sarà spinto ad entrare in soluzione.

Come si vede i due metalli si condizionano reciprocamente, ed uno non si scioglie per la presenza ed a sacrificio dell’altro.

L’elettrodo che si scioglie sarà l’anodo, l’altro il catodo.

Nel caso specifico dell’alluminio interviene poi una reazione chimica a spingere l’equilibrio della reazione nella direzione della dissociazione, infatti gli ioni Al^{+++} tendono a combinarsi con gli ioni OH^- dell’acqua per dare il composto $\text{Al}(\text{OH})_3$ insolubile che precipita e quindi elimina dalla

seconda parte della reazione l'Al⁺⁺⁺. Per azione di massa anche in questo caso la reazione è spostata a destra.

ELEMENTO O LEGA O COMPOSTO	Potenziale elettrolitico in Volts
Magnesio	-1.73
Mg ₂ Al ₃	-1.07
Soluzione solida Al - 4%MgZn ₂	-1.07
Mg Zn ₂	-1.04
Soluzione solida Al - 4%Zn	-1.02
Zinco	-1.00
Soluzione solida Al - 1%Zn	-0.96
Soluzione solida Al - 4%Mg	-0.87
Mn Al ₆	-0.85
Al 99.95%	-0.85
Soluzione solida Al - 1%Mg ₂ Si	-0.83
Soluzione solida Al - 1%Si	-0.81
Soluzione solida Al - 4%Cu	-0.69
Fe Al ₃	-0.56
Fe	-0.55
Cu Al ₂	-0.53
Pb	-0.55
Sn	-0.49
Si	-0.26
Cu	-0.20
Bi	-0.18
Acciaio inox	-0.09
Ag	-0.08
Ni	-0.07

Fig.46 Potenziale di dissoluzione di vari metalli e leghe in una soluzione salina (53 g/l NaCl + 3 g/l H₂O₂) rispetto ad un elettrodo 0.1 N di calomelano.

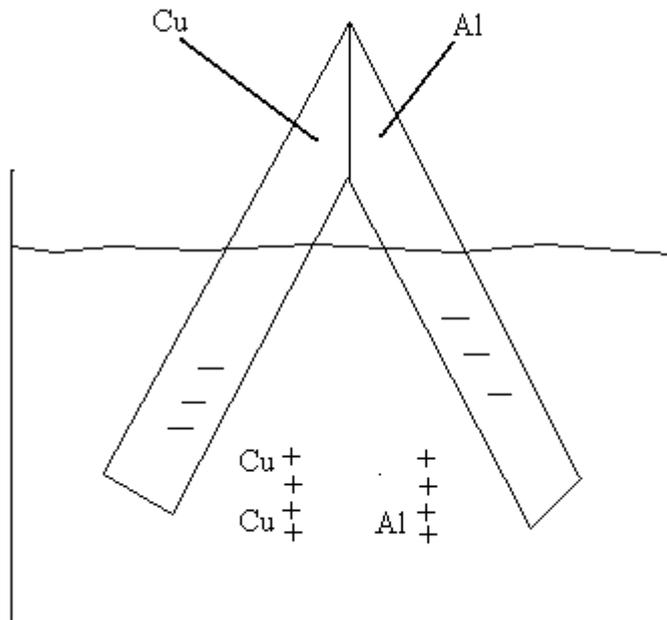


Fig.47 Esempio di pila Cu-Al.

Lo stesso fenomeno si verifica se i due elettrodi sono dello stesso metallo, ma immersi in due elettroliti diversi, siano A e B due elettroliti diversi:

- A Soluzione di NaCl arricchita in O_2
- B Stessa soluzione di Na Cl ma pura

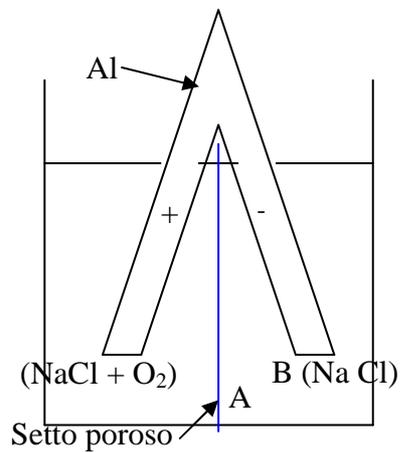


Fig.48 Pila creata con lo stesso metallo immerso in due elettroliti diversi.

La tendenza alla dissoluzione dell'Al è in questo caso maggiore nella zona non aerata, per cui gli elettroni tenderanno a passare verso l'Al della zona aerata e ne impediranno, per azione di massa, la reazione di dissoluzione.

La reazione $Al \leftrightarrow Al^{+++} + 3e^-$ sarà quindi spostata a destra nella zona non aerata per la migrazione di elettroni, e sarà spostata verso sinistra nella zona aerata per l'arrivo di elettroni. Anche in questo caso nella zona non aerata l' Al^{+++} entrato in soluzione tenderà a combinarsi con l' OH^- dell'acqua per precipitare come $Al(OH)_3$ spostando ulteriormente la reazione di dissoluzione a destra.

In conclusione in un elettrolita un metallo più elettronegativo si corroderà prima di un metallo meno elettronegativo se sono chiusi in contatto elettrico.

Un metallo immerso in un elettrolita si corroderà prima dalla parte dell'elettrolita non aerato (corrosione per aerazione differenziata).

Nel caso delle leghe di alluminio possono verificarsi varie situazioni a questo riguardo. Innanzitutto le leghe possono essere eterogenee od omogenee (monofasi).

Le leghe eterogenee sono quelle soggette al tipo di corrosione per diverso potenziale di soluzione di composti diversi in uno stesso elettrolita. Osservando la tabella si possono subito classificare i composti a comportamento anodico e quelli a comportamento catodico rispetto all'alluminio. Si potrà così chiaramente capire il comportamento alla corrosione delle varie leghe di alluminio.

LEGHE Al – Cu

Consideriamo per maggior chiarezza una lega Al-Cu col 4% di Cu. Se si riesce ad ottenere con una tempra di solubilizzazione perfetta, una struttura completamente omogenea di soluzione solida, verranno a mancare i presupposti perché si inizi la corrosione quando la lega si trova in ambiente umido o a contatto di elettroliti (come può essere ad es. l'acqua del mare).

Se però si fa seguire alla tempra un leggero invecchiamento artificiale di 2 ore a 190°C, cominceranno a precipitare, dapprima ai bordi dei grani cristallini, dei germi di cristallizzazione di $CuAl_2$ intorno ai quali si creeranno delle piccole aureole di soluzione solida depauperata di Cu. Cominceranno a formarsi 3 diverse fasi: particelle di $CuAl_2$ più elettropositive, zone di alluminio depauperato in Cu con il maggior potenziale di soluzione e zone di soluzione solida non ancora trasformata al centro del grano, con potenziale di soluzione intermedio fra i due. Non avendo ancora una continuità delle zone depauperate in Cu, per la lega non vi è il pericolo di una corrosione che possa penetrare fra grano e grano fino a cuore del materiale.

Prolungando l'invecchiamento a 8 ore di permanenza a 190°C le ulteriori particelle di $CuAl_2$ che precipitano formano un reticolo continuo ai bordi dei grani, e di conseguenza si forma ai lati questo, un secondo reticolo continuo di soluzione solida di Al ulteriormente impoverita di Cu. Anche nel cuore dei grani comincia a precipitare il $CuAl_2$ ma in quantità minore che non ai bordi, per cui i potenziali di dissoluzione fra bordi e cuore sono diversi. In definitiva si avrà un reticolo di $CuAl_2$, una zona di soluzione solida a cuore dei grani, ed un reticolo di soluzione solida povera di Cu ai lati del reticolo di $CuAl_2$, con potenziali di dissoluzione decrescenti.

La corrosione, passando attraverso il reticolo a potenziale più negativo, può arrivare fino a cuore del materiale sgretolandolo.

Continuando ancora l'invecchiamento fino a precipitazione completa del rame come $CuAl_2$ anche nel centro dei grani cristallini la soluzione solida di Cu in Al diventerà omogenea e la differenza di potenziale esisterà esclusivamente fra $CuAl_2$ precipitato e soluzione solida. In questo caso la lega sarà attaccata su tutta la superficie e non preferenzialmente ai bordi dei grani, anzi in questo caso essendo costituiti i bordi dei grani dal precipitato $CuAl_2$ meno elettronegativo saranno salvaguardati dall'attacco.

Se all'invecchiamento artificiale della lega si sostituisce l'invecchiamento naturale, la precipitazione di $CuAl_2$ sarà più fine ed omogenea, con minime diversità di concentrazione fra

bordi e cuore dei grani, tanto che le diversità di potenziale non saranno rilevanti e la lega risulterà poco sensibile alla corrosione intercrystallina (vedi fig.49).

LEGHE Al Mg

Le leghe Al Mg costituiscono un'altra categoria di leghe dal comportamento interessante agli effetti della corrosione.

Allo stato di solubilizzazione completa (tempra di solubilizzazione) non esistono eterogeneità strutturali o chimiche per cui la lega risulta non corrodibile. Particolarmente nel caso di leghe con tenori di Mg <5% un invecchiamento dopo solubilizzazione a temperatura di 150°C per 4 ore (che potrebbe essere effettuato come trattamento di stabilizzazione) può condurre alla precipitazione in velli continui intergranulari di Mg_2Al_3 . Tale precipitato continuo risulta nettamente anodico rispetto alla lega per cui può dare origine a corrosione intergranulare. Nella pratica di laboratorio tale trattamento è addirittura denominato "sensibilizzazione".

Aumentando la temperatura di invecchiamento il precipitato di Mg_2Al_3 tende a coagulare perdendo la continuità, per cui viene scongiurato il pericolo della penetrazione intergranulare della corrosione (vedi fig.50).

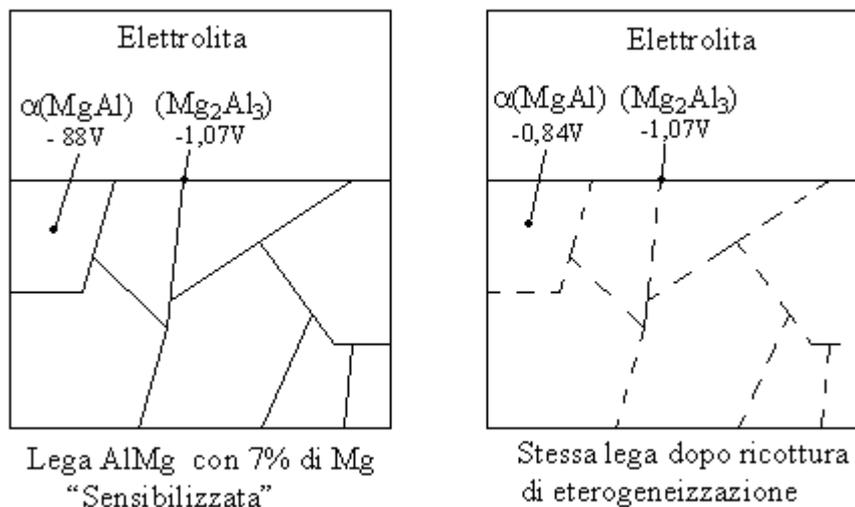


Fig.50 Rappresentazione schematica del comportamento alla corrosione elettrolitica di una lega al Mg sensibilizzata e successivamente eterogeneizzata.

Le leghe omogenee sono immuni dalla corrosione per diverso potenziale di soluzione dei componenti nell'elettrolita. Può verificarsi tuttavia, per queste leghe, una corrosione dovuta alla presenza di due diversi elettroliti. Tipica in questo caso, è la corrosione per aerazione differenziale. Può essere il caso di due lamiere accostate (per es. chiodate) immerse in acqua di mare. Se il contatto fra le due lamiere non è perfetto è possibile che l'acqua marina penetri fra le fessure, e ad un aumento del contenuto di ossigeno dell'acqua all'esterno si crea una differenza di tensione di soluzione, per cui l'elettrolita meno aerato tenderà a sciogliere la lega formando delle cavità fra le due lamiere.

E' evidente come in questo caso di corrosione i trattamenti termici non possano avere alcuna influenza (vedi fig.51).

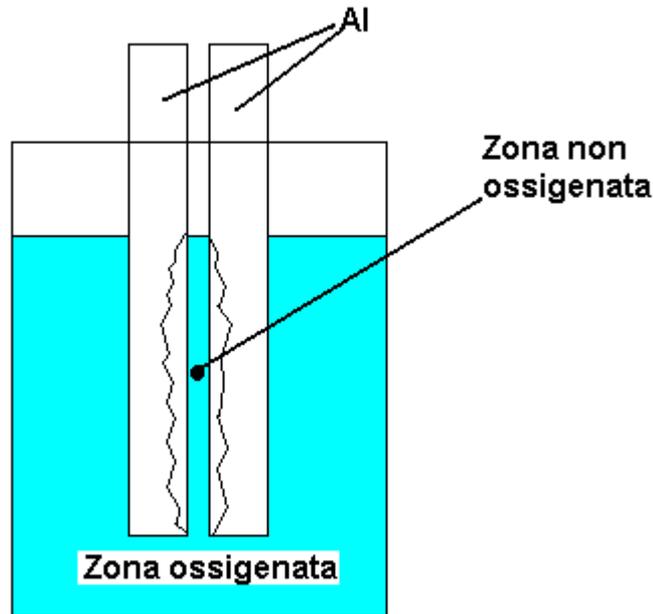


Fig.51 Schematizzazione di corrosione elettrolitica dovuta a differenza di concentrazione di ossigeno nell'elettrolita.

11) PASSIVAZIONE

La passivazione è la tendenza di un metallo o di una lega, a ricoprirsi, a contatto dell'aria, di una pellicola di ossido che li preserva a sua volta da ulteriore ossidazione. Tale pellicola, a seconda della sua natura chimica, può anche contribuire ad aumentare la resistenza alla corrosione da parte di sostanze acide o basiche. Classico, nel campo degli acciai, è il comportamento del cromo che se presente in concentrazioni sufficienti riesce, ossidandosi, a formare una pellicola continua di ossidi di cromo tale da rendere l'acciaio non più soggetto al fenomeno della ruggine e perciò inossidabile. La continuità e la compattezza della pellicola è essenziale agli effetti della passivazione, anche il ferro infatti, si ossida al contatto con l'aria, ma la porosità di tale ossido è tale da non impedire la penetrazione di altro ossigeno negli strati via via più interni fino alla completa trasformazione e conseguente disgregazione del materiale.

L'alluminio è sempre ricoperto di uno strato di ossido sottoforma di pellicola sottilissima, dallo spessore di circa $0.05 \div 0.1 \mu\text{m}$, particolarmente compatta, che esercita una forte azione protettiva. E' così spiegabile la buona resistenza alla corrosione che l'alluminio presenta in pratica e che potrebbe sembrare in contrasto con la particolare reattività che la serie elettrochimica degli elementi invece evidenzia.

Tale fenomeno interessa anche le leghe leggere e permette inoltre di spiegare certi fenomeni di particolare resistenza alla ossidazione a caldo di leghe che contengono alluminio solo in piccole concentrazioni. E' il caso per es. dei bronzi di alluminio e degli ottoni all'alluminio che contengono questo elemento in proporzioni del 10%.

12) OSSIDAZIONE ANODICA - INFLUENZA DEI TRATTAMENTI TERMICI

Le ottime caratteristiche di resistenza alla corrosione indotte dalla presenza di una pellicola compatta di ossido di alluminio sulle leghe leggere e sull'alluminio puro, sono inficiate dalla esiguità e dalla conseguente scarsa resistenza meccanica di tale pellicola.

Con l'ossidazione chimica, e con l'ossidazione anodica si ovvia a tale inconveniente aumentando gli spessori della pellicola rispettivamente a $0.001 \div 0.002$ mm a $0.005 \div 0.030$ mm.

L'ossidazione chimica produce degli strati di ossidi più teneri e meno resistenti alla corrosione di quelli anodici e costituiscono un ottimo sottofondo per la verniciatura.

Viene ottenuta per immersione dei pezzi da trattare in apposite vasche contenenti soluzioni acquose di sali ossidanti. La composizione e i rapporti di detti sali costituiscono a volte oggetto di brevetti (es, processo "Bonder" della Montecatini).

L'ossidazione anodica è ottenuta ponendo all'anodo di una cella elettrolitica i pezzi da ossidare. La natura chimico-fisica dell'alluminio è tale che anziché sciogliersi come farebbero gli altri metalli, si combina con l'ossigeno nascente che si forma all'anodo formando uno strato di ossido duro, compatto, aderente, che cresce verso l'interno grazie ad una serie di pori che restano aperti nella pellicola. A processo terminato si devono chiudere i pori con un trattamento di fissaggio.

Sia l'ossidazione anodica che quella chimica, quando sono eseguite su di un materiale strutturalmente omogeneo, danno delle superfici e degli spessori uniformi.

Nel caso però di leghe leggere le disuniformità dovute alla presenza di eutettici nelle zone interdendritiche, alle inclusioni insolubili, alle diversità di cristallizzazione del materiale, creano degli strati di ossido a spessore incostante e dall'aspetto non uniforme e brillante. E' necessario in questo caso portare le leghe al massimo grado di omogeneizzazione possibile con delle tempre di solubilizzazione a temperature molto spinte. I risultati che così si ottengono sono più che accettabili.

13) SALDATURA DELLE LEGHE E SUCCESSIVO TRATTAMENTO TERMICO

L'alluminio e quasi tutte le sue leghe sono saldabili anche se alcune fra esse necessitano di particolari accorgimenti. L'ostacolo maggiore della saldabilità delle leghe di alluminio è costituito dalla pellicola superficiale di Al_2O_3 che è sempre presente, e che alla temperatura della operazione di saldatura diventa particolarmente consistente.

L' Al_2O_3 è particolarmente refrattario (temperatura di fusione $2050^\circ C$) e di peso specifico superiore alle leghe leggere per cui tende a restare inglobato nella saldatura creando zone non omogenee a minor resistenza meccanica. Si ovvia all'inconveniente adottando dei disossidanti a base di fluoruri che combinandosi con l' Al_2O_3 originano composti che hanno il punto di fusione inferiore a quello dell'alluminio e che galleggiano sul bagno fuso avendo peso specifico inferiore.

I mezzi di riscaldamento sono i tradizionali: fiamma ossiacetilenica, arco elettrico (anche in atmosfera inerte), riscaldamento elettrico per resistenza, ecc. In tutti i casi però, anche se con il disossidante o l'atmosfera inerte si riesce ad evitare il fenomeno della bruciatura, si ha al termine dell'operazione una configurazione microstrutturale della zona saldata ben diversa dalle zone non interessate dal riscaldamento.

Se si tratta di una lega da bonifica sarà bene eseguire il trattamento termico dopo la saldatura al fine di garantire una buona omogeneità strutturale con affinamento del grano surriscaldato nella zona della saldatura e nelle parti adiacenti.

Nel caso che non sia possibile eseguire il trattamento dopo saldatura (strutture molto grandi) è necessario adottare un sistema di riscaldamento che dia la maggior garanzia di rapidità di riscaldamento al fine di contenere al massimo la zona interessata dal surriscaldamento.

Nelle leghe non da bonifica sarà bene far seguire alla saldatura una ricottura di omogeneizzazione per i motivi già detti, o, sempre nel caso che questo non sia possibile, evitare al massimo il surriscaldamento della zona da saldare adottando gli accorgimenti già detti.

14) TABELLE DELLE TEMPERATURE e dei TEMPI di TRATTAMENTO TERMICO delle LEGHE per GETTI .

LEGHE DI ALLUMINIO PER GETTI – TAB. DELLE TEMPERATURE E DEI TEMPI DI TRATTAMENTO TERMICO FERIOLI & GIANOTTI Trattamenti Termici dei Metalli																	
N° Tabella Sigla UNI	TEMPRA			INVECCHIAMENTO		RICOTTURA		STABILIZZAZIONE		DUREZZA IN HD (KG/mm ²) MINIMA E MASSIMA ALLO STATO:							NOTE
	TEMP °C	MEZZO DI TMP	ORE A REG	TEMP °C	ORE A REG.	TEMP. °C	ORE A REG.	TEMP. °C	ORE A REG.	GREZZO IN SABB. (GS).	GREZZO IN CONCH. (GC)	G S + TEMP+ INVECCH		GC+TEMP+ INVECCH		DIVERSI	
												ART.	NAT.	ART.	NAT.		
UNI 3040 G AlCu12	500	Acqua 60-100°	8-12	150-175	4- 8	300-320	4- 8	230	4	65-85	70-90	-	-	-	-	GS+T+S 100-110 GC+T+S 110-125	Lega particolarmente usata per pistoni in conchiglia .
UNI 3041 G AlCu10 Fe Mg	500-515	Acqua	8-12	150-175	2- 8	300-320	4-8	-	-	75-85	75-90	110-120	85-95	-	125-150		Per pistoni e testate
UNI 3042 G AlCu10 Ni Si Mg	500-510	Acqua 60-100°	3-8	160	1-8	300-360	4-8	225	4	95-110	85-110	135-160	-	135-170	-	GC+T+S 115-140	Per pistoni e testate
UNI 3043 G AlCu8	-	-	-	-	-	300-320	4-8	-	-	50-60	55-70	-	-	-	-	-	Usi generali , getti in sabbia .
UNI 3044 G AlCu4,5	510-520	Acqua Calda o fredda	10-15	150-160	8-20	300-370	4-8	-	-	50-60	-	75-95	55-60	-	-	-	Buona lavorabilità meccanica
UNI 3045 G AlCu4 Ni Mg	500-520	Acqua 60-100°	3-24	150-225	1-6	300-350	4-8	-	-	-	70-90	90-100	-	95-115	95-110	-	Pistoni e teste cilindro
UNI 3046 G AlCu3 Fe Mg Ni	520-530	Acqua 60-100°	4-18	150-175	8-20	320-360	4-8	230	2	80-90	80-90	115-135	80-100	115-150	90-110	GC+T+S 95-130	Buone caratt. Meccaniche anche ad alta temperatura
UNI 3047 (SOST. DA UNI 4514)																	
UNI 3048 G AlSi13 Cu Mn	-	-	-	-	-	350-390	4-8	-	-	50-65	50-80	-	-	-	-	Presso fuso 60-80 grezzo	Getti a pareti sottili con buone caratt. meccaniche.
UNI 3049 G AlSi12 Mn Mg	510-530	Acqua 60-100°	3-6	150-175	3-20	350-390	4-8	-	-	-	-	80-100	-	80-110	-	-	Getti a pareti sottili con buone caratt. meccaniche.
UNI 3050 G AlSi10 Cu Mg Ni	495-505	Acqua 60-100°	2-4	125-150	12-20	350-390	4-8	-	-	-	-	100-120	-	95-125	-	-	Per pistoni
UNI 3051 G AlSi9 Mn Mg	510-530	Acqua	2-4	150-175	8-20	350-390	4-8	-	-	-	60-75	80-90	-	80-95	-	-	Usi generali getti anche complicati .
UNI 3052 G AlSi5,5 Cu	490-510	Acqua	2-4	150-175	8-20	350-390	4-8	-	-	-	50-75	-	-	-	-	Presso fuso 55-75 grezzo	Usi generali (sost. da UNI 3600).
UNI 3055 G AlSi2 Mn Mg	520-540	Acqua	2-4	155-165	8-12	330-370	4-8	-	-	-	-	80-100	-	90-105	-	-	Come sopra

LEGHE DI ALLUMINIO PER GETTI – TAB. DELLE TEMPERATURE E DEI TEMPI DI TRATTAMENTO TERMICO FERIOLI & GIANOTTI Trattamenti Termici dei Metalli

N° Tabella Sigla UNI	TEMPRA			INVECCHIAMENTO		RICOTTURA		STABILIZZAZIONE		DUREZZA IN HD (KG/mm ²) MINIMA E MASSIMA ALLO STATO:						NOTE	
	TEMP °C	MEZZO DI TMP	ORE A REG	TEMP °C	ORE A REG.	TEMP. °C	ORE A REG.	TEMP. °C	ORE A REG.	GREZZO IN SABB. (GS).	GREZZO IN CONCH. (GC)	G S + TEMP+ INVECCH		GC+TEMP+ INVECCH			DIVERSI
												ART.	NAT.	ART.	NAT.		
UNI 3599 G Al Si 7 Mg Mn	530-550	Acqua	8-12	150-160	3-5	350-390	4-8	-	-	55-70	65-80	70-90	-	90-110	-	-	-
UNI 3600 G AISi5 Cu Mg	510-530	Acqua	3-6	155-165	4-8-16	350-390	4-8	-	-	65-85	70-95	95-110 INV.A. 8h 85-100 INV.A. 4h		110-140 IN.A. 16h 100-130 INV.A.4h		-	-
UNI 3601 G AISi8,5 Cu	SOSTITUITA DA UNI 5075			-	-	-	-									Presso fuso 80-100 grezzo	Sostituita da UNI 5075
UNI 4513 G Al Si 12 Cu Mn	-	-	-	-	-	350-390	4-8	-	-	55-70	55-85	-	-	-	-	-	-
UNI 4514 G AISi13						360-400	4-8	230	4	50-60	55-65						
UNI 6250-68 G AISi12,7 Ni Mg Cu	510-520	Acqua	8-20	165-175	12-20	350-390	4-8	225	8	-	85-110			120-130		G c + A 100-110 G c + S 105-120	Elevate caratt. Meccaniche a caldo (pistoni).
UNI 6251-68 G AISi21Cr Ni Mn Mg Co	500-510	Acqua 80°C	6	200-210	8			180 220 320	15 4-6 2-4							G c + S 90-120	Elevate caratt. Meccaniche a caldo Come sopra
UNI 3056 G Al Mg 10	400-430	Acqua	4-8	ambiente	240	330-380	4-8			65-80	70-85		75-85			Pressofuso grezzo 70-80	Resistente alla corrosione marina
UNI 3057 G Al Mg 7	400-460	Acqua	4-8	ambiente	240	330-380	4-8			65-70	65-75		70-80		70-80	Pressofuso grezzo 60-80	Come sopra
UNI 3058 G Al Mg 5						330-380	4-8			55-70	60-80						Come sopra
UNI 3059 G Al Mg 3						330-380	4-8			40-50	45-55						Come sopra
UNI 3602 G Al Zn 5 Mg Fe				100-120 eventuale	30								85 100		90-105		autotemperante
UNI 6252/68 G Al Sn 6 Si Cu								160-200	2-6	40-50	45-55					Gs + S 40-50 Gc + S 45-55	Per cuscinetti monoblocco
UNI 6253/68 G Al Ni 2 Mn 2						350-400	4-8				50-65					Gp 50 - 65	

15) TABELLE DELLE TEMPERATURE e dei TEMPI di TRATTAMENTO TERMICO delle LEGHE da LAVORAZIONE PLASTICA

**LEGHE DI ALLUMINIO DA LAVORAZIONE PLASTICA
TABELLE DELLE TEMPERATURE E DEI TEMPI DI TRATTAMENTO TERMICO
FERIOLI & GIANOTTI Trattamenti Termici dei Metalli**

N°Tab. e sigla UNI	BONIFICA					INCRUDIMENTO			RICOTTURA				NOTE	
	TEMPRA			INVECCHIAMENTO		DUREZZ. HD	DOPO TEMPRA	DOPO INVECCH.	DUREZZ. FINALE	COMPLETA		PARZIALE		DIMINUZ. INCRUDIM. DOPO RICOTT. PARZ.
	TEMP °C	MEZZO DI TMP	ORE A REG.	TEMP °C	ORE A REG.					TEMP °C	ORE A REG.	TEMP °C	ORE A REG.	
UNI 3567/66 PAL P 99,0										360-400	2-4			Durezza allo stato ricotto HD 20-27
UNI 3568/66 PAL Mn 1,2										450-500	1-2	200-220	4-6	H 50 →H 25 Durezza allo stato ricotto HD 25-35
UNI 6361/68 P AL Mn1,2 Mg 1										430-450	2-3	220-250	2-4	H 60 →H 25-40 Durezza allo stato ricotto HD 40-50
UNI 3570 P Al Si0,5 Mg0,5	500-520	acqua	1-2	155-165	6-12	→	≥ H 50		R 30-35	360-400	2-4			Lega per conduttori elettrici; è utilizzata solo con incrudimento dopo tempra ≥ H 50
UNI 3571 P Al Si 1 Mg Mn Sostituita con UNI 9006	530-545 530-545 530-545	Acqua Acqua Acqua	0,5-2 0,5-2 0,5-2	Naturale 135-145 155-165	96 2-4 8-12	50-60 70-90 90-120	→	H 20	HB 100-130					
UNI 3572 P AlSi12 Mg Cu Ni	510-520	Acqua anche calda	4	165-175	6-10					400-430	2			
UNI 3573 P Al Mg 1,5										370-410	2-4	200-230	4-6	H 50 →H 20 ~
UNI 3574 P Al Mg 2,5										370-410	2-4	200-230	4-6	H 40 →H 20 ~
UNI 3575 P Al Mg 3,5										360-400	2-4	200-230	6-8	H 35 →H 20 ~
UNI 3576 P Al Mg5										300-320	4-6			
UNI 3569/66 P Al Si 0,4 Mg	500-530 500-530 500-530 500-530	Acqua Acqua Acqua Acqua	0,5-2 0,5-2 0,5-2 0,5-2	Amb. 155-165 155-165 155-165	96 8-12 8-12 8-12	40-50 70-90 → → → → N60-80	→	≥ H 50 H 20 H 25	R 30-35 HB 80-90 R 34-38	360-400	2-4			
UNI 4510														

**LEGHE DI ALLUMINIO DA LAVORAZIONE PLASTICA
TABELLE DELLE TEMPERATURE E DEI TEMPI DI TRATTAMENTO TERMICO
FERIOLI & GIANOTTI Trattamenti Termici dei Metalli**

N°Tab. e sigla UNI	BONIFICA						INCRUDIMENTO			RICOTTURA				NOTE	
	TEMPRA			INVECCHIAMENTO		DUREZZ. HD	DOPO TEMPRA	DOPO INVECCH.	DUREZZ. FINALE	COMPLETA		PARZIALE			DIMINUZ. INCRUDIM. DOPO RICOTT. PARZ.
	TEMP °C	MEZZO DI TMP	ORE A REG.	TEMP °C	ORE A REG.					TEMP °C	ORE A REG.	TEMP °C	ORE A REG.		
P Al Mg 0,9										320-380	3-6	200-280	4-6		
UNI 4511 P Al Mg 2										320-380	3-6	200-280	4-6	Durezza allo stato ricotto	
UNI 4512 P Al Mg 0,5										320-380	3-6	200-280	4-6	Durezza allo stato ricotto Hd 20-30	
UNI 5452/ 64 P Al Mg 4,4										300-320	4-6			Durezza allo stato ricotto Hd 60-75	
UNI 5764/ 66 P Al Mg 0,8										370-410	2-4	200-230	4-6	Durezza allo stato ricotto Hd 30-40 H 60 → H 25	
UNI 6359/ 68 P Al Mg 0,5 Si Cu	490-510	Aria (pressa)		Ambiente 135-145 155-165	5 gg. 3-5 8-12	40-55 55-65 60-80									
UNI 6360/ 68 P Al Mg 0,9 Cu										330-360 430-460	1-2 0,5-1	250	3	H 80 → H 25	
UNI 6170 / 68 P Al Mg 1Si Cu Cr	530-545	Acqua	0,5-2	Ambiente 155-165	96 8-12	50-60 90-120	→	H 20		360-400	4-8				
UNI 3577 P Al Cu 2,5 Mg Si	485-505	Acqua	0,5-1	Ambiente	120	80-90				390-420	2-4				
UNI 3578 P AlCu3,5FeMgNi	525-535	Acqua calda	2-8	155-165	20	120-140				360-400	4-8				
UNI 3579 P Al Cu 4 Mg Mn Sostituita con UNI 9002	485-505	Acqua	0,5-1	Ambiente	48-96			H lieve	100-125	390-420	2-4				
UNI 3580 P Al Cu 4 Mg Mn placcata	485-505	Acqua	0,5-1	Ambiente	48-96			H lieve	R 37-42	390-420	2-4			La placcatura è costituita da Al P 99,5 UNI 3566	
UNI 3581 P Al Cu 4,4 Si Mg Mn	490-505 490-505	Acqua Acqua	0,5-1 0,5-1	Ambiente 165-185	48-96 8-12	105-120 125-140									
UNI 3582 P Al Cu 4,4 Si Mn Mg placcata	490-505 490-505	Acqua Acqua	0,5-1 0,5-1	Ambiente 165-185	48-96 8-12	R 44-53		H lieve	R 38-44	390-420	2-4			La placcatura è costituita da P Al Si 1Mg Mn UNI 3571	
UNI 3583															



**LEGHE DI ALLUMINIO DA LAVORAZIONE PLASTICA
TABELLE DELLE TEMPERATURE E DEI TEMPI DI TRATTAMENTO TERMICO
FERIOLI & GIANOTTI Trattamenti Termici dei Metalli**

N°Tab. e sigla UNI	BONIFICA						INCRUDIMENTO			RICOTTURA				NOTE	
	TEMPRA			INVECCHIAMENTO		DUREZZ. HD	DOPO TEMPRA	DOPO INVECCH.	DUREZZ. FINALE	COMPLETA		PARZIALE			DIMINUZ. INCRUDIM. DOPO RICOTT. PARZ.
	TEMP °C	MEZZO DI TMP	ORE A REG.	TEMP °C	ORE A REG.					TEMP °C	ORE A REG.	TEMP °C	ORE A REG.		
PAICu 4,5 Mg Mn	485-500 485-500	Acqua Acqua	0,5-1 0,5-1	185-195 Ambiente	8-12 48-96	115-135	H lieve H 0,6		110-125 110-125						
UNI 3584 P Al Cu 4,5 Mg Mn placcata	485-500 485-500	Acqua Acqua	0,5-1 0,5-1	185-195 Ambiente	8-12 48-96		H lieve H 0,6		R 41-48 R 43-52	390-420	2-4			La placcatura è costituita da Al P 99,5 UNI 3566	
UNI 6362 P Al Cu 5,5 Pb Bi	500-510	Acqua	1-2	155-165	12-16	100-130	H + N H + A		95-125 105-135						
UNI 3735 P Al Zn 5,8 MgCu Sostituita con UNI 9007	455-475	Acqua	0,5-4	120-130	24	145-170				370-430	4-8				
UNI 3736 P Al Zn 5,8 Mg Cu	455-475	Acqua	0,5-2	120-130	24	R 49-63				370-430	4-8			Lega placcata composizione teorica: Zn 1% , Al resto	
UNI 3737 P Al Zn 7,8 Mg Cu	455-475	Acqua	0,5-4	120-130	24	155-180				370-430	4-8				
UNI 3738 P Al Zn 7,8 Mg Cu	455-475	Acqua	0,5-2	120-130	24	R 52-66				370-430	4-8			Lega placcata composizione teorica: Zn 1% Al resto	

LEGHE DI ALLUMINIO DA FONDERIA

CORRISPONDENZA SIGLE UNI CON SIGLE COMMERCIALI ITALIANE E SIGLE STRANIERE.

Simbolo UNI	Nomi commerciali Italiani	Canada C.S.A.	Francia NF-A.57702	Germania DIN 725 Blatt 2	Inghilterra B.S. 1490	Svizzera V.S.M.	U.S.A: ASTM - SAE
UNI 3040 G Al Cu 12	Termafond C12 T ; Alcufont 12	-	-	-	-	-	109
UNI 3041 G Al Cu 10 Fe Mg	Termafond C10 ; Al cufont 10	C G 100	A - U 10 G	-	L M 12	-	122 ; ASTM C G 100 A ; SAE 34
UNI 3042 G Al Cu 10 Ni Si Mg	Termafond C46 ; A CN 10	-	-	-	-	-	-
UNI 3043 G Al Cu 8	Inafond C 8 ; Al cufont 8	-	-	-	-	-	-
UNI 3044 G Al Cu 4,5	Inafond C 41 ; Al cufont 4,5	-	-	-	L M 11	-	195 ; ASTM C 4 A ; SAE 38
UNI 3045 G Al Cu 4 Ni Mg	Termafond Y (Y T) ; lega Y (Y Ti)	CN 42	A - U 4 NT	-	L M 14	-	142 ; ASTM CN42 A ; SAE 39
UNI 3046 G Al Cu 3 Fe Mg Ni	Termafond C3 ; A CN 3	-	-	-	-	-	-
UNI 3048 G Al Si 13 Cu Mn	Inafond S 131 ; Silafont Cupro	-	-	G Al Si 12 (Cu)	-	G Al 12 Si Cu VSM 10855 Silafont 4	-
UNI 3049 G Al Si 12 Mn Mg	Inafond S 12 ; Silafont beta	-	-	G Al Si Mg	L M 9	G Al 12 Mg VSM 10856 B1 2 Silafont 2	-
UNI 3050 G Al Si 10 Cu Mg Ni	Termafond S 10 ; A S 10	-	-	-	-	-	0132 ; ASTM SC 102 A ; SAE 332
UNI 3051 G Al Si 9 Mn Mg	Inafond S 9 ; Silafont Mn	-	AS 10 G	G Al Si 10 Mg	-	G Al 10 Si Mn Mg VSM 10856 Silafont 3	360 ; ASTM S G 100 B ; SAE 309
UNI 3052 G Al Si 5,5 Cu	Pressofond S 5 C ; Alsifont 5 C	S C 53	-	G Al Si 6 Cu 4	L M 4	-	A 108 ; ASTM S C 64 A ; SAE 330
UNI 3054 G Al Si 4,5 Mn Mg	Corrofond S 45 ; Anticorodal 15	-	AS 4 G	G Al Si 5 Mg	L M 8	G Al 5 Si Mg VSM 10856 Anticorodal 5 Si	-
UNI 3055 G Al Si 2 Mn Mg	Corrofond S 2 ; Anticorodal G	-	-	-	-	-	-
UNI 3599 G Al Si 7 Mg Mn	Inafond S 7	S G 70	-	-	-	-	356 ; ASTM S G 70 A ; SAE 323
UNI 3600 G Al Si 5 Cu Mg	Inafond S 52 ; A S 5	S C 51	-	G Al Si 5 Cu 1	L M 16	-	355 ; ASTM S C 51A ; SAE 322
UNI 3601 G Al Si 8,5 Cu	Pressofond S 9 C	S C 84	-	G D Al Si 6 Cu 3	L M 24	-	380 ; ASTM S C 84B ; SAE 306 (308)
UNI 4513 G Al Si 13 Cu 2 Mn	Inafond S 132 ; Cu prosilafont	-	-	-	-	-	-
UNI 4514 G Al Si 13	Inafond S 13 ; Silafont normale	S 12 N	A S 13	G Al Si 12	L M 6	G Al 12 Si VSM 10855 Silafont 1	A13 ; ASTM S 12 B ; SAE 305
UNI 3056 G Al Mg 10	Corrofond M10 ; Peraluman 10	G 10	A G 11	G Al Mg 10	L M 10	-	220 ; ASTM G10 A ; SAE 324
UNI 3057 G Al Mg 7	Corrofond M7 ; Peraluman 7	-	-	-	-	-	ASTM G M 70 B
UNI 3058 G Al Mg 5	Corrofond M5 ; Peraluman 5	G 4	A G 6	G Al Mg 5	L M 5	Peraluman 50G	-
UNI 3059 G Al Mg 3	Corrofond M3 ; Peraluman 3	-	A G 3 T	G Al Mg 3	-	G Al 3 Mg VSM 10854 Peraluman 30 G	214 ; ASTM G 4 A ; SAE 320
UNI 3602 G Al Zn 5 Mg Fe	Inafond Z 5 F	ZG 61	AZ 5 G	-	-	-	40 E ; ASTM Z G 61 A ; SAE 310

LEGHE DI ALLUMINIO DA LAVORAZIONE PLASTICA

CORRISPONDENZA SIGLE UNI CON SIGLE COMMERCIALI ITALIANE E SIGLE STRANIERE.

Simbolo UNI	Designazione numerica sec. UNI	Nomi commerciali Italiani	U.S.A.	Regno Unito	Germania Norme DIN	Francia norme AFNOR	Svizzera Norme V.S.M.
UNI 3568 P Al Mn 1,2	3103	Aluman 30 ; F 15	3003	N 3	Al Mn	A - M1	Al - Mn ; VSM 10848
UNI 3570 P Al Si 0,5 Mg	6101	Aldrey 14 ; F 54 ; Almelec	6101	E 91E	E Al Mg Si	A-G S/L	E - Al Mg Si ; VSM 10851
UNI 3571 P Al Si 1 Mg Mn (SOSTITUITA CON UNI 9006 .)	6082	Anticorodal 11 ; F 177	6351	H30	Al Mg Si 1	A-S G	Al Si Mg ; VSM 10850
UNI 3572 P Al Si 12 Mg Cu Ni		Termanal 12	4032	DTD 324 A	-	AS 12 UN	
UNI 3573 P Al Mg 1,5	5050	Peraluman 15 ; FM 13 ; Itallumag 15	5050	-	-	A G 1	Al 1,5 Mg ; VSM 10849
UNI 3574 P Al Mg 2,5	5052	Peraluman 25 ; FM 24 ; Itallumag 25	5052	N 4	-	-	-
UNI 3575 P Al Mg 3,5	5154B	Paraluman 35 ; FM 3 ; Itallumag 35	5154	N 5	-	A G 3	Al 3 Mg ; VSM 10849
UNI 3576 P Al Mg 5	505GA	Paraluman 50 ; FM 5 ; Itallumag 50	5056	N 6	Al Mg 5	A G 5	Al 5 Mg ; VSM 10849
UNI 3569/66 P Al Mg Si	6060	Anticorodal 63 ; F 63 ; 63 S	6063	H 9	Al Mg Si 0,5	A G 5	Al Mg Si
UNI 4510 / P Al Mg 0,9		Anoxidal 0,9 ; FB 10	-	-	Al 99 Mg 1	A9 G I	-
UNI 4511 P Al Mg 2		Reflectal 20 ; FB 20	5009	-	Al R Mg 2	-	R Al 2 Mg ; VSM 10843
UNI 4512 P Al Mg 0,5		Reflectal 05 ; H Y 0,5	5007	BT4	Al R Mg 0,5	-	R Al 0,5 Mg ; VSM 10843
UNI 5452 P Al Mg 4,4	5086	Peraluman 44 ; FM 44 ; Itallumag 44	5036	N 8	-	AG 4	Al 4 Mg ; VSM 10849
UNI 5764 P Al Mg 0,8	5005	Peraluman 0,8	5005	-	Al Mg 1	AG 0,6	Al 1 Mg ; VSM 10849
UNI 3577 P Al Cu 2,5 Mg Si	2117	Avional 21 ; FDA 17	2117	-	Al Mg 0,5	AU 2 G	-
UNI 3578 P Al Cu 3,5 Fe Mg Ni		Duralite 35	-	-	-	-	-
UNI 3579 P Al Cu 4 Mg Mn (SOSTITUITA CON UNI 9002 .)	2017 A	Avional 22 ; FD 17 ; 17 S ; Duralluminio	2017	H 14	Al Cu Mg 1	AU 4 G	Al 3,5 Cu 0,5 Mg ; VSM 10852 ; Blatt 1.
UNI 3580 P Al Cu 4 Mg Mn Placcato		Chitonal 22 ; FD 17 P	-	H 14 clad	Al Cu Mg 1pl	AU 4 Mg 1 plaquè	Al 3,5 Cu 0,5 Mg platt; VSM10852;Blatt 2.
UNI 3581 P Al Cu 4,4 Si Mn Mg	2014	Avional 14 ; FD 14 ; 14 S	2014	H15	-	AU 4 S G	Al 4 Cu 1 Mg ; VSM 10852 ; Blatt 1.
UNI 3582 P Al Cu 4,4 Si Mn Mg placc.		Chitonal 14 ; FD 14 P	Alclad 2014	H 15 clad	-	AU 4 S G plaquè	Al 4 Cu 0,5 Mg ; VSM 10852; Blatt 2.
UNI 3583 P Al Cu 4,5 Si Mg Mn		Avional 24;FD 4; 24 S ;Super duralluminio o	2024	DTD 5090	Al Cu Mg 2	A U 4 G 1	
UNI 3584 P Al Cu 4,5 Mg Mn placcato	2024	Chitonal 24 ; FD 24 P ;	Alclad 2014	DTD 5090 clad	Al Cu Mg 2 pl.	A U 4 G 1plaquè	
UNI 3735 Al Zn 5,8 Mg Cu . (SOSTITUITA CON UNI 9007 .)	7075	Ergal 55	7075	DTD 5050 B	Al Zn Mg Cu 1,5	A Z 5 G U	Al Zn Mg Cu ; VSM 10858
UNI 3736 Al Zn 5,8 Mg Cu placcato	7075	Ergal platt 55	Alclad 7075	DTD 5050 B	Al Zn Mg Cu 1,5 pl	A Z 5 G U plaquè	Al Zn Mg Cu platt; VSM 10858
UNI 3737 Al Zn 7,8 Mg Cu		Ergal 65	-	-	-	A Z 8 G U	-
UNI 3738 Al Zn 7,8 Mg Cu placcato		Ergalplat 65	-	-	-	A Z 8 G U plaquè	-
UNI 6170/68 Al Mg1 Si Cu Cr	6061	Anticorodal 61	6061	HZO			
UNI 6362 Al Cu 5,5Pb Bi	2011	Recidal 11 , 115	2011		Al Cu Mg Pb		Al Cu Pb Si
UNI 7791 P. Al Zn 4,5 Mg Mn	7020						