



**Appunti universitari**  
**Tesi di laurea**  
**Cartoleria e cancelleria**  
**Stampa file e fotocopie**  
**Print on demand**  
**Rilegature**

**NUMERO: 2172A**

**ANNO: 2017**

# **A P P U N T I**

**STUDENTE: Zicari Alfonso**

**MATERIA: Materiali per l'industria meccanica - Prof. Doglione**

Il presente lavoro nasce dall'impegno dell'autore ed è distribuito in accordo con il Centro Appunti.

Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica o rete telematica, senza previa autorizzazione scritta dell'autore.

**ATTENZIONE: QUESTI APPUNTI SONO FATTI DA STUDENTIE NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.  
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.**

Elenco delle domande d'esame divise per argomento con annesso punteggio:

### MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO

1. rafforzamento per soluzione solida 4p
2. rafforzamento per incrudimento 4p
3. rafforzamento per precipitazione: tipo di diagramma delle fasi che è necessario (ma non sufficiente) per dare adito a tale meccanismo (fare esempi) 4p
4. trattamento termico di rafforzamento per precipitazione 6p
5. competizione fra meccanismo di Friedel e di Orowan nell'ostacolo alle dislocazioni da parte dei precipitati 6p
6. confronto fra la lath e la plate martensite 4p
7. rafforzamento per trasformazione martensitica nelle leghe Fe-C: dettagliare i singoli contributi 6p
8. rafforzamento per bordo di grano e legge di Hall-Petch 12p

### TECNOLOGIA DEI GETTI

1. descrivere la microstruttura del materiale ottenuto per colata (dendriti, fasi secondarie, composti intermetallici indesiderati, inclusioni,...) 5p
2. parametri stereologici che descrivono la microstruttura di un metallo dopo solidificazione 4p
3. particolarità dello squeeze casting e caratteristiche meccaniche dei getti prodotti 4p
4. metodologia della colata allo stato semisolido e microstruttura risultante 5p
5. confronto fra le caratteristiche dei getti ottenuti colando in sabbia o a pressione 5p

### DIFETTI NEI GETTI

1. spiegare la porosità da ritiro in una lega con intervallo di solidificazione corto 5p
2. spiegare la porosità da ritiro in una lega con intervallo di solidificazione lungo 5p
3. spiegare la porosità da idrogeno nei getti 6p
4. descrivere le condizioni in cui avviene la porosità per gas intrappolati e indicare le contromisure per combatterla 5p
5. film di ossido nei getti di leghe leggere 4p
6. indicare le cause d'insorgenza degli strappi a caldo nei getti e citare quali leghe di Al e Mg potrebbero esserne affette 5p
7. difetti superficiali nei getti 4p

### CARATTERISTICHE MECCANICHE DEI GETTI

1. differenza delle caratteristiche meccaniche dei getti (dipendenza dai

## LEGHE DI MAGNESIO

1. caratteristiche generali e campi applicativi delle leghe di Mg 5p
2. proprietà ingegneristiche peculiari (leggerezza, capacità di smorzamento, lavorabilità) delle leghe di Mg 6p
3. elementi leganti nelle leghe di Mg e loro effetto 5p
4. corrosione nelle leghe di Mg 5p
5. meccanismi di rafforzamento operanti nelle leghe di Mg 5p
6. leghe da getto Mg-Al-Zn 6p
7. leghe da getto Mg-Al-Mn o Si 5p
8. effetto delle terre rare nelle leghe di Mg da fonderia 6p
9. leghe di Mg con elementi speciali insieme alle RE: Ag, o Y, o Gd 5p

## FISICA DELLA SOLIDIFICAZIONE

1. effettuare il confronto fra solidificazione omogenea ed eterogenea e precisare quale delle due si verifica nella pratica industriale 5p
2. solidificazione dendritica 8p
3. formazione delle dendriti equiassiche 8p

Risposte alle domande:

1) Raff per sol solida (4 p.ti)

Gli elementi in soluzione solida fungono da ostacolo per il movimento delle dislocazioni, alleviano lo stato tensionale locale e fungono da ancoraggio per le dislocazioni. I campi tensionali locali si influenzano l'un l'altro entro poche distanze reticolari. Nelle leghe di Al vale che:

$$\Delta\tau = Gb\varepsilon^{3/2}\sqrt{c}$$

Con  $c$  la concentrazione,  $b$  il modulo del vettore di Burgers,  $G$  il modulo di elasticità tangenziale ed  $\varepsilon$  la deformazione. Questi sono i fattori rilevanti per valutare un rafforzamento per soluzione solida, che tipicamente si effettua con Mg in leghe di Al, con Mn e Cu in Fe e Zn in Cu. Al crescere di epsilon le dislocazioni aumentano e quindi gli atomi di soluto possono agire in più punti per cui il loro effetto di aumento di resistenza cresce, si moltiplica. Gli atomi di soluto possono occupare posizioni interstiziali se di piccole dimensioni o essere sostituzionali nel caso di atomi di dimensioni maggiori. Atomi di grosse dimensioni, come il Magnesio nelle leghe di Al, genereranno attorno a se un campo tensionale di compressione, e dunque andranno a posizionarsi nelle zone del reticolo in cui è presente uno stato tensionale di trazione. Viceversa atomi più piccoli produrranno stati tensionali di trazione e si posizioneranno nelle zone di compressione nel materiale: in entrambi i casi lo stato tensionale locale sarà alleviato. Le dislocazioni a vite producono solo

esposte è quello del diagramma Al-Cu, utilizzato in effetti per la produzione del Duralluminio. Altri esempi di leghe rafforzabili per precipitazione sono le leghe Al-Li e Mg-Y. Dal diagramma di Al-Mg sembra che anche questa lega si presti a tale rafforzamento dato che rispetta le condizioni sopraesposte, ma in realtà non è così dato che per essa non si presentano le fasi metastabili di precipitati intermedi necessarie per il rafforzamento. L'entità del rafforzamento dipende dalle dimensioni del precipitato. Per essere precisi dipende dal fatto che il precipitato sia o meno coerente, e dunque provochi un rafforzamento per meccanismo di Friedel o di Orowan, costringendo le dislocazioni a "tagliare" il precipitato o ad aggirarlo.

#### 4) Trattamento termico di rafforzamento per precipitazione (6 p.ti)

Per ottimizzare il rafforzamento si cerca di lavorare nella zona intermedia tra i meccanismi di Orowan e Friedel poiché in tale zona le dislocazioni saranno "indecise" sul metodo da seguire per il superamento dei precipitati e dunque faranno più fatica a passare. Per ottenere ciò si cerca di formare dei precipitati che siano semicoerenti. Per prima cosa si effettua una solubilizzazione portandosi fino a  $T \approx T_{\text{eutettica}}$  in modo da rendere la microstruttura più omogenea possibile e sciogliere ogni elemento di soluto nella matrice. Poi si effettua tempra in acqua fino alla RT per ottenere condizioni metastabili, ottenendo SSSS (soluzione solida sovrassatura). Utilizzo la tempra per evitare la formazione di fasi generate da lenti raffreddamenti, impedisco fenomeni diffusivi. Con invecchiamento poi, il cui effetto è funzione del tempo e della temperatura a cui viene effettuato, ottengo il massimo del rafforzamento con le fasi metastabili. In alcune leghe si ha all'inizio dell'invecchiamento la presenza di fasi di GP come precursore. La temperatura raggiunta durante l'invecchiamento è inferiore rispetto a quella di solubilizzazione, ma comunque sufficientemente alta da permettere fenomeni di diffusione. La SSSS permanendo ad alta temperatura separa gli elementi solubilizzati in eccesso: si giunge ai precipitati semicoerenti. Un superinvecchiamento riduce le caratteristiche meccaniche del pezzo ma aumenta la resistenza a corrosione, quindi viene utilizzato quando necessario: con esso si ritorna alle fasi stabili. La tempra viene eseguita in acqua alla temperatura di circa 50°C poiché la sua viscosità è minore, aumenta il numero di Reynolds e quindi lo scambio termico avviene più rapidamente, inoltre l'aumento di temperatura dell'acqua (limitato) non influisce negativamente in maniera importante sullo scambio termico.

#### 5) Competizione tra il meccanismo di Friedel e di Orowan nell'ostacolo alle dislocazioni da parte dei precipitati (6 p.ti)

La dislocazione quando si trova di fronte una particella di precipitato cercherà di superarla: a seconda del tipo di particella in questione il meccanismo seguito dalla dislocazione per sarà differente. Per precipitato costituito da particelle coerenti con il reticolo cristallino si seguirà il meccanismo di Friedel, per particelle di precipitato

La Lath martensite si forma in acciai con bassi tenori di Carbonio (<0,6%), ha alta densità di dislocazioni ( $10^9/10^{10}$  come i materiali fortemente incruditi). È costituita da blocchi di placchette che presentano numerosissime interfacce. Per la sua formazione è necessario si muovano e scorrano dislocazioni, quindi il limite elastico del materiale deve essere tendenzialmente basso. Se la percentuale di Carbonio aumenta avviene un rafforzamento per soluzione solida in Austenite il cui effetto aumenta all'aumentare della concentrazione di C: in tal caso sarà più difficile raggiungere il livello di  $\tau_c$  critica per la formazione di Lath martensite. Abbassando la temperatura il livello di  $\tau_c$  sale, per cui l'effetto ottenuto è il medesimo dell'aumento di %C. Oltre certe %C ho solo geminazione e dunque Plate martensite. Se %C sale  $M_s$  (la temperatura al di sotto della quale è necessario spingersi per dare inizio alla trasformazione martensitica) scede e aumenta il livello di Austenite residua. Vi può essere coesistenza delle due strutture martensitiche nel caso di tenori di carbonio intermedi (tra 0,5% e 1,4%): in ogni caso per la trasformazione martensitica è necessaria la somma di due movimenti relativi al piano d'abito (si ha la deformazione piana invariante), interfaccia glissile e semi-coerente che separa l'austenite dalla fase madre.

7) Raff per trasform martensit in Fe-C, dettagliare i contributi (6 p.ti)

La trasformazione martensitica ci porta da Austenite (C.F.C., cubica facce centrate) a Martensite tramite piccoli spostamenti atomici (dell'ordine di b): la struttura che si ottiene è tetragonale corpo centrato. La nucleazione avviene in tempi brevi (secondi o minuti al massimo), la successiva crescita è pressoché istantanea. I principali fattori del rafforzamento martensitico nelle leghe Fe-C sono:

-Nella Plate martensite i bordi dei geminati funzionano in analogia al rafforzamento per bordo di grano. Nella Lath martensite avviene lo stesso ma le placche qui presenti sono più grandi ed in numero minore rispetto agli aghi nella Plate. La grande quantità di dislocazioni presenti comunque genera un rafforzamento analogo al rafforzamento per incrudimento.

-Il Carbonio della Martensite produce campi elastici molto intensi nel cristallo ospitante a livello atomico, inoltre si ha un addensamento di atomi di Carbonio sulle dislocazioni ed un loro ancoraggio e si ha la formazione di cluster di C che agiscono come fasi di GP rafforzando la struttura.

-L'Ossigeno rimasto nel materiale durante l'invecchiamento forma fasi di GP che concorrono ad ostacolare il moto delle dislocazioni.

Vale che:  $f_v = 1 - e^{\beta(M_s - T)}$  (relazione di Koisten-Marburger) con  $f_v$  la frazione in volume di Martensite,  $\beta$  una costante (-0,011),  $M_s$  la temperatura sotto la quale è necessario spingersi per avere trasformazione martensitica e T la temperatura

$L \propto d$ , la distanza scala con la dimensione del grano) che  $\sigma > \sigma_0 + \left(\frac{C_2 E b \sigma^*}{L}\right)^{0,5} = \sigma_0 + \left(\frac{k}{d}\right)^{0,5}$ , che è l'usuale scrittura della legge di Hall-Petch.

#### 9) Descrivere la microstruttura del materiale ottenuto per colata (5 p.ti)

Le leghe industriali e gli acciai da getto a differenza dei metalli puri hanno meccanismo di solidificazione di tipo dendritico. Più dendriti formano un cristallo e sono strutturate secondo bracci primari e secondari. La grandezza del braccio secondario delle dendriti da informazioni sulle caratteristiche meccaniche del materiale (duttilità e resistenza). La microstruttura del getto prevede 3 zone: la prima, la zona esterna a contatto con le pareti, è la Chill Zone ove si formano grani equiassici fini. La seconda (zona colonnare) è protagonista della crescita colonnare dovuta al  $\Delta T$  tra parete solida e liquido. La terza invece è caratterizzata dalla nucleazione eterogenea equiassica con formazioni di dendriti equiassiche, ed è la zona che per ultima solidifica. Se si effettua una colata molto calda, tra contenitore e liquido è presente un forte gradiente termico. In tal caso si avrà sviluppo di dendriti colonnari per cui il fronte del solidus sarà vicino alle punte delle dendriti. Al contrario, per grandi dimensioni del getto si avrà un gradiente termico per unità di volume contenuto, per cui si avrà ritardo nella crescita delle dendriti colonnari e sviluppo di dendriti centrali equiassiche. Leghe come acciai inossidabili austeno-ferritici hanno 2 fasi duttili,  $\alpha + \gamma$ . Secondarie fasi fragili possono essere desiderate (costituzionali) e si formano a causa dell'aggiunta di elementi come Si, Cu, Mg, C... o possono essere non desiderate (inclusioni) ad esempio nelle leghe di Al, Fe e Si danno  $FeSiAl_5$ . Le seconde fasi fragili possono essere classificate in base alle dimensioni: micrometriche (ad esempio fasi di equilibrio derivanti da solidificazione lenta) e nanometriche (ad esempio derivanti da T6, danno il picco di durezza). Le inclusioni possono ridurre le caratteristiche meccaniche del getto. Sono endogene non metalliche (ad esempio ossidi che reagiscono con l'ambiente locale) distribuite nel getto, metalliche come le fasi intermetalliche di Fe in Al o quantità eccessive di  $TiB_2$ , o esogene (come particelle di scorie provenienti dalle forme in sabbia).

#### 10) Parametri stereologici che descrivono la microstruttura di un metallo dopo la solidificazione (4 p.ti)

I parametri atti a descrivere la microstruttura di un metallo dopo la solidificazione sono:

-Il Diametro equivalente  $D_{eq} = \left(\frac{4A}{\pi}\right)^{0,5}$  dove A rappresenta l'area del cristallo. Si tratta di un parametro che si basa sull'approssimazione della forma del cristallo considerandolo di forma circolare. L'area del cristallo è dipendente dalle dimensioni

metodologia si spezzano le strutture dendritiche presenti per agitazione meccanica o elettromagnetica, così da garantire buona fluidità fino al 60% di volume solido. Si ottiene così un fluido chiamato "Slurry" (o fango) con caratteristiche non newtoniane, normalmente Tixotropico, cioè che reagisce con elevata fluidità alle azioni da taglio. I bracci rotti delle dendriti sono germi di nucleazione di dendriti equiassiche che generano struttura detta non dendritica e fine. Con il Rheocasting si fa avvenire parte della solidificazione, si spezzano le dendriti tramite agitazione e si inietta lo slurry nella forma. Con il Thixocasting invece si parte da billette di materiale con struttura già non dendritica, si scalda in campo semisolido e si inietta successivamente. I vantaggi sono risparmio energetico (si scalda il materiale ad una temperatura minore di quella di liquidus), scarsa presenza di contaminazioni data la T inferiore, di scarti (materozze, bocconi e pezzi difettosi), bassa porosità in quanto il liquidus che fluisce è in percentuale attorno al 50% del materiale, poco ritiro e bassa presenza di strappi a caldo poiché la frazione di materiale che deve ancora solidificare e che normalmente è interessata da tali fenomeni è ridotta. È inoltre possibile sfruttare questa tecnologia per produrre materiali compositi in quanto è più facile con un fluido non Newtoniano disperdere una terza fase. In generale si ottengono caratteristiche meccaniche elevate.

### 13) Confronto tra le caratteristiche dei getti colando in sabbia o a pressione (5 p.ti)

Nelle colate in sabbia ho grande libertà nello scegliere la forma dei getti, posso avere forme complesse con inserti (in sabbia) e di grandi dimensioni. La finitura superficiale che si ottiene è scadente, così come l'accuratezza dimensionale. Il calore sarà scambiato lentamente, quindi la struttura sarà dendritica e grossolana, conferendo caratteristiche meccaniche basse al getto. C'è bassa porosità ma forte sensibilità al ritiro. La resistenza a fatica ottenuta è comunque buona. Si sceglie questo tipo di colata normalmente per produzioni di piccoli numeri di getti dato anche il basso costo iniziale che non richiede ammortamenti particolarmente complessi, ma comunque è ideale per pezzi particolarmente intricati. Nella colata a pressione la massa dei getti è medio/piccola, le tolleranze sono ristrette, la finitura superficiale è elevata. Gli spessori minimi sono attorno ad 1 mm (1/4 dello spessore minimo dei getti colati in sabbia). Si effettua con pressione a partire dai 2 MPa, con elevata velocità di raffreddamento che conferisce elevate caratteristiche meccaniche al getto, con microstruttura finissima in superficie. Eventuali inserti sono in acciaio, devono essere semplici e dritti, per essere di facile estrazione. La porosità può risultare problematica, per cui è sconsigliato effettuare lavorazioni per asportazione di truciolo (se non molto superficiali) per evitare l'affiorare in superficie di cavità che farebbero crollare la resistenza a fatica (altrimenti eccellente). Il ritiro viene contrastato dall'alto livello di pressione che spinge il materiale ad occupare gli spazi liberi della forma. Si evitano operazioni di saldatura e T4 o T6 per pericolo di blistering. Si sceglie questo tipo di colata per produzioni di grossi lotti, e ciò poiché



La solidificazione direzionale perde efficacia poiché il fronte del solido si trova a grande distanza dagli apici delle dendriti o sono presenti dendriti equiassiche isolate disposte ovunque nel liquido. La zona di fine solidificazione non è circoscritta poiché la mushy zone è di ampie dimensioni. Ci si ritrova con porosità diffusa ovunque e di conseguenza non è possibile sfruttare le materozze per ovviare al problema del ritiro e della porosità ad esso connessa. Per tanto, lavorando con leghe ad ampio intervallo di solidificazione sarà necessario mettere in conto problematiche legate ad una diffusa porosità interna.

#### 16) Spiegare la porosità da Idrogeno nei getti (6 p.ti)

L'Idrogeno è solubile in tutti i metalli liquidi, ed anche in Al e Mg. In questi allo stato solido la sua solubilità è però circa nulla. Ne consegue che durante la solidificazione di Al e Mg esso viene espulso dal metallo in solidificazione e genera porosità che appare come vuoti nel getto. L'Idrogeno penetra nel materiale per più vie: a causa di riciclo di bocchame umido, a causa dell'umidità presente nella forma ed a causa delle reazioni dell'acqua nell'ambiente se viene disturbata l'azione protettiva degli ossidi superficiali del liquido (ad esempio a causa di turbolenze durante la colata). In Al avviene:  $2Al+3H_2O \Rightarrow Al_2O_3+6H$ , con Idrogeno disciolto nel liquido e formazione di ossido superficiale. Se presente poco Idrogeno si presenta come porosità in bolle nell'ultima parte che solidifica, altrimenti da porosità diffusa nelle zone interdendritiche. Per evitare la porosità da Idrogeno si può ricorrere a flussaggio di gas inerti, ad esempio il Cloro, Azoto o Argon, che si legano all'Idrogeno per equilibrio di ripartizione e lo rimuovono, o si può effettuare solidificazione rapida e mantenerlo in SSSS come nelle pressocolate.

#### 17) descrivere le condizioni nei getti in cui avviene porosità per gas intrappolati e indicare le contromisure per combatterla (5 p.ti)

Nelle colate in pressione il liquido in entrata nella forma comprime i gas presenti o li assorbe come bolle compresse. Si parla soprattutto di aria (in misura minore vapore e gas derivanti dalla combustione del lubrificante impiegato) e tali bolle possono ridurre le caratteristiche meccaniche del getto ed impedire trattamenti termici ad alte temperature per il pericolo di blistering in cui si può incorrere. Per ovviare al problema si possono predisporre canali di sfiato per favorire l'evacuazione del gas presente nella forma (procedimento che richiede grande esperienza del progettista), si può predisporre attrezzatura per mettere a bassa pressione la forma e risucchiare l'aria prima della colata in un accumulatore (metodo più costoso). Si può lavare la forma con soffiaggi di Ossigeno che resta l'unico gas presente nella forma, e che sarà poi eliminato come ossido nato dalla interazione con il metallo (metodo valido solo se la velocità di colata non è molto elevata). Altro metodo è predisporre una camera di sfogo per l'ultimo liquido in solidificazione e per favorire l'uscita dei gas. Le dimensioni della camera devono essere importanti poiché in essa sarà presente materiale da scartare, quindi è implicato un costo del materiale in essa contenuto.

presenta se la solidificazione è troppo rapida e dunque il liquido già troppo freddo al momento del contatto ed ha perso fluidità. Si devono curare i canali di alimentazione e la temperatura della forma che non deve essere troppo bassa: ecco i modi per prevenire questa problematica, importante specie nei processi di presso colata.

Si può formare un reticolo di bave (heat check fins) a causa della presenza di cricche nello stampo allargate per fatica termica e riprodotte come bave in negativo sulla superficie del getto. Soprattutto le presso colate sono affette da questo problema: il materiale si infiltra nelle cricche dello stampo, solidifica e rimane attaccato al pezzo anche quando questo viene estratto. È necessario un processo di sbavatura in questi casi.

21) differenza delle caratteristiche meccaniche dei getti (dipendenza dai parametri di fabbricazione e microstruttura che ne deriva) rispetto alle caratteristiche dei semilavorati ottenuto per deformazione plastica (piastre, lamiere, barre,...) (5 p.ti)

[I pezzi prodotti per colata possiedono vantaggi rispetto a quelli prodotti per deformazione plastica: i pezzi complessi, difficilmente realizzabili per deformazione plastica, sono ottenibili ad un costo relativamente contenuto in colata. I getti ottenuti possiedono proprietà isotrope a differenza di quelli prodotti per deformazione plastica in quanto in questi le grosse deformazioni presenti implicano grandi stress locali e caratteristiche del materiale che variano molto lungo il volume. Va tenuto conto però che le velocità di raffreddamento nelle operazioni di colata variano molto e da esse dipendono le caratteristiche meccaniche del getto. Si esalta in colata la velocità di prototipazione e si può progettare per funzionalità, evitando problematiche legate all'assemblaggio. Quando le geometrie sono complesse con la fonderia posso realizzare un minor numero di pezzi, risparmio massa e tempi di montaggio, inoltre si possono evitare lavorazioni di asportazione di truciolo e deformazione plastica, e tutto questo con evidenti vantaggi economici. ]

Esiste un'ampia varietà di leghe utilizzabili per la fonderia, e le caratteristiche del getto non dipendono esclusivamente dalla composizione della lega ma dipendono fortemente dai processi di produzione seguiti. Si deve inoltre tenere conto del fatto che le caratteristiche dei materiali tabellate sono valori medi, che possono differire dalle proprietà del materiale utilizzato. I parametri rilevanti per descrivere la microstruttura sono il diametro equivalente, il fattore di forma medio e la dimensione della cella dendritica. Il diametro equivalente è  $D_{eq} = \left(\frac{4A}{\pi}\right)^{0,5}$  dove A rappresenta l'area del cristallo. Si tratta di un parametro che approssima la forma del cristallo considerandolo di forma circolare. L'area del cristallo è dipendente dalle dimensioni delle dendriti, che nello stesso cristallo presentano tutte la stessa orientazione cristallografica. Il fattore di forma medio  $f$  delle particelle di seconda fase,  $f = S_x/S_y$ , è di necessaria definizione in quanto la forma dei grani è normalmente non circolare. Per  $f=1$  la forma del grano è circolare. La dimensione della cella dendritica  $L$  è infine approssimabile dai valori di DAS o SDAS: DAS è il

### 23) Effetti di scala (influenza del volume) nelle proprietà meccaniche dei getti (7 p.ti)

L'influenza del volume nelle proprietà meccaniche dei getti prende il nome di effetto di scala ed affligge tutte le colate effettuate con materiali fragili. Dalla legge di Chvorinov e dalla equazione che descrive il comportamento della dimensione della cella dendritica in funzione di  $V$  comprendiamo come il valore del volume del getto sia rilevante per le caratteristiche meccaniche del pezzo. Infatti si dimostra che  $L = k_3(V/A)^{2q}$  ed  $A\% = e^{(k_4 - k_5 L)^{(2/n+1)} - 1}$ . L'andamento di  $A\%$  al crescere di  $L$  è decrescente, e per l'espressione scritta di  $L$  sappiamo che questa cresce con una potenza del valore del volume, di conseguenza al crescere del volume c'è una forte decrescita della duttilità del pezzo. Inoltre, mentre il valore di snervamento del detto sembra essere costante al variare di  $L$ , l'andamento della resistenza a trazione è decrescente all'aumentare di  $L$ , e di conseguenza anche in questo caso l'aumento di volume fa fortemente scendere i valori della resistenza a trazione del getto. Grossi valori di volume rendono il raffreddamento per unità di volume del pezzo più lento, da ciò deriva una microstruttura più grossolana e segue dunque una presenza di difetti molto più probabile in ogni parte del materiale: porosità da ritiro, porosità da Idrogeno, inclusioni endogene, film di ossido, inglobamento di aria, strappi a caldo, giunzioni fredde. Le curve di probabilità di rottura del pezzo indicano chiaramente che al crescere del volume la probabilità che il pezzo si rompa crescono a parità di stress applicato, e tale effetto è ancora più marcato nelle operazioni di colata in sabbia. È necessario parlare di probabilità di rottura dei pezzi in quanto due getti, per quanto delle stesse dimensioni e leghe, colata allo stesso modo ed a parità di tutti i parametri controllabili non saranno mai identici, avranno distribuzioni di difetti differente e caratteristiche meccaniche diverse: si romperanno a livelli di stress differenti. Di conseguenza non si può parlare di un valore di rottura per un determinato lotto di getti, anche se tutti prodotti allo stesso modo, ma di una probabilità di rottura ottenuta da campagna sperimentali e modelli matematici statistici.

### 24) dispersione delle caratteristiche meccaniche dei getti e statistica di Weibull (8 p.ti)

Le caratteristiche di un getto sono dipendenti dalla distribuzione di difetti nel suo volume, caratteristica peculiare che varia per ogni pezzo colato. Utilizzare quindi valori medi dai manuali sarebbe poco aderente alla realtà. Basarsi su andamenti gaussiani delle caratteristiche tramite studi statistici è fattibile solo in certi casi e per materiali duttili, ed anche se si può migliorare correggere l'incertezza delle gaussiane con i casting factors resta il fatto che tali andamenti non tengono conto della variazione delle velocità di solidificazione da sezione a sezione. Si utilizza per tanto la legge di Weibull, relazione statistica che indica la probabilità di rottura di un

equazioni viste, in quanto esse sovrastimano la resistenza a fatica dei pezzi nel caso in cui i difetti presenti siano troppo piccoli. C'è inoltre da considerare il fatto che se i difetti hanno dimensioni al di sotto di un valore limite essi non tendono a propagarsi, per cui è come se non esistessero. In presenza di difetti delle dimensioni limite, i valori di resistenza a fatica in assenza di difetti collidono con la resistenza in presenza di difetti fornita dalle equazioni. Per sfruttare le leggi di Murakami-Ueno è necessario comunque effettuare delle misurazioni su pezzi che presentano difetti (misure effettuabili anche con controlli non distruttivi) per ottenere i valori di area dei difetti, ed inoltre è necessario misurare il valore della durezza Vickers.

26) Vantaggi e svantaggi dell'uso di Alluminio da fonderia nel settore trasporti, applicazioni conseguenti (6 p.ti)

L'utilizzo dell'Alluminio in fonderia deriva dal fatto che esso presenta innumerevoli vantaggi: ha una bassa temperatura di fusione ( $660^{\circ}\text{C}$  il metallo puro, più bassa nelle leghe), ha buona fluidità (caratteristica fondamentale nelle colate), presenta la possibilità di realizzare ottima finitura superficiale e inoltre risponde bene ai trattamenti termici (fatta eccezione per le leghe Al-Si che non danno precipitati metastabili e tutte le leghe soggette a blistering per le quali è necessario prestare particolare attenzione). Presenta però un forte ritiro volumetrico di solidificazione pari al 6% nel metallo puro, e l'unico elemento che mitiga tale difetto è il Silicio. C'è poi da considerare nel Silicio la tipica difettologia da colata: strappi a caldo, tensioni residue, pericolo di distorsioni in caso di ricottura, blistering che impedisce trattamenti termici nelle presse colate (se non T5). Leghe come Al-Cu e Al-Mg sono suscettibili di strappi a caldo anche se con l'aggiunta di Silicio tale rischio si riduce data la grande fluidità conferita da Si alla lega. Nel settore automobilistico, nel quale le leghe di Al sono presenti specie nelle classi elevate, tipiche applicazioni delle leghe di Al sono: blocco motor, cilindri, pistoni, supporti motore e alternatore, collettore, pulegge, parti di smorzatori, carcassa e alloggiamenti trasmissione, ruote, braccetti di sospensione. In Europa si superano i 200 kg di Alluminio per vettura. Le proprietà meccaniche, inferiori a quelle dei semilavorati, sono molto variabili e dunque è necessario prestare attenzione quando ci si basa su dati derivanti da provini, in quanto il materiale potrebbe discostarsi fortemente da tali valori. La fornitura prevista è di lingotti primari nei quali Al è quasi puro, lingotti secondari che utilizzano Al riciclato e possono contenere elevati livelli di impurità ma sono convenienti economicamente, fornitura diretta di fuso e riciclaggio interno di scarti. Talvolta si rendono necessari per il riutilizzo processi di degasaggio e filtraggio del liquido in fonderia.

27) leghe di Al da fonderia trattabili termicamente; finalità dei trattamenti e caratteristiche ottenibili (6 p.ti)

## 29) Composizione, microstruttura e proprietà delle leghe Al-Si binarie (6 p.ti)

Le leghe binarie di Alluminio Silicio ipoeutettiche presentano valori discreti di duttilità ma la percentuale di Ferro nelle leghe colabili in sabbia e in conchiglia deve essere inferiore allo 0,2% poiché altrimenti si forma il composto beta-Al<sub>5</sub>FeSi aghiforme, che conferisce grande fragilità alla lega. L'aggiunta di Manganese migliora la situazione poiché si passa a composti alpha-Al<sub>5</sub>FeSi a scrittura cinese, che conferiscono maggiore duttilità. Nelle leghe da pressocolata, che presentano alte velocità di raffreddamento ed alto tenore di Silicio, si immette Ferro tra 1% e 2% per prevenire fenomeni di "hot tearing". Se le percentuali di Si fossero basse (ipoeutettiche) la presenza di Ferro renderebbe fragile la struttura come descritto, ma per composizioni eutettiche o ipereutettiche l'alta percentuale di Silicio rende già reso la struttura poco duttile e dunque la presenza del Ferro non è più di tanto deleteria. Conviene quindi utilizzarlo per prevenire strappi a caldo. Le leghe eutettiche presentano alte concentrazioni di Silicio, di conseguenza sono molto fluide, si prestano a rafforzamento per dispersione di Si, presentano poco ritiro di solidificazione, sono ideali per applicazioni in cui è da evitare la porosità interna ma le caratteristiche di resistenza meccanica necessarie non sono elevatissime. Sono leghe soprattutto colate in conchiglia o a pressione dal momento che la presenza del solo Silicio in Al (e dunque assenza di Cu e Mg, negativi da questo punto di vista) dà grande fluidità e alla lega la capacità di riempire facilmente forme complesse.

## 30) Composizione, microstruttura e proprietà delle leghe Al-Si-Mg da fonderia (6 p.ti)

Sono leghe molto usate per colate in sabbia o a pressione. La presenza del Magnesio permette di effettuare il trattamento T6 che, rispetto a leghe binarie a pari Si, raddoppia (almeno) il limite elastico. In queste leghe è possibile effettuare rafforzamento per dispersione di particelle di Si e per precipitazione di Mg<sub>2</sub>Si. Data l'elevata resistenza e la migliore duttilità delle leghe Al da fonderia, sono molto utilizzate nei campi della meccanica e dell'aeronautica. Si producono con esse ad esempio: supporti motore aeronautici ed automobilistici, ruote, teste dei cilindri, ipersostentatori, braccetti di sospensione delle ruote. La duttilità a trazione dipende dalla rottura di particelle di Silicio, con il T6 che le frammenta ed arrotonda nelle leghe modificate ma che non ha rilevanti effetti benefici nelle normali, e dalla fragilità conferita dal Ferro. Per contrastare l'effetto del Ferro si può contenere la sua percentuale al di sotto di 0,2% (meglio se 0,1% come nella Premium Quality), oppure si può introdurre del Manganese che contrasta l'effetto di beta-Al<sub>5</sub>FeSi in favore di alpha-Al<sub>5</sub>FeSi a scrittura cinese, più duttile. Nelle leghe da deformazione plastica il trattamento T6 aumenta anche la resistenza a trazione, ma in questo caso capita che le curve di Woehler siano poco sensibili al trattamento. Ciò è motivato dal fatto che se i difetti presenti nel pezzo sono superficiali o centrali ma in alto numero fungono da nucleatori di cricche o aumentano la sollecitazione a pari stress apparente applicato: in questo caso il T6 non aumenta apprezzabilmente la resistenza a fatica, cosa che accade se i difetti presenti sono in piccolo numero e non in zone superficiali.

è importante la resistenza del materiale. La presenza del Rame a questo scopo è di fondamentale importanza. Normalmente è presente anche una percentuale di Mg inferiore ad 1%. Cu e Mg danno rafforzamento per soluzione solida, inoltre tramite T5 e T6 danno rafforzamento per dispersione di particelle di fasi di equilibrio e per precipitazione di fasi metastabili: tali trattamenti aumentano la resistenza della lega. Per il T6 è necessario comunque il livello di porosità sia basso per non incorrere in blistering. Il Cu migliora la lavorabilità all'utensile, peggiora la duttilità e la resistenza a corrosione, e come il Mg favorisce le cricche a caldo e peggiora la colabilità.

### 33) Modificazione dell'eutettico nelle leghe di Al contenenti Si (leghe ipoeutettiche e ipereutettiche) (8 p.ti)

Nelle leghe Al-Si la struttura del Silicio influenza fortemente le caratteristiche meccaniche del pezzo. Se Si è presente sotto forma di aghi sottili conferisce fragilità alla struttura. Al contrario, se presenta particelle più piccole e fibrose da duttilità, resistenza e tenacità al pezzo. Questo secondo caso si ha normalmente in presenza di un rapido raffreddamento dopo la colata del pezzo. Si può però ottenere un effetto analogo tramite una modificazione chimica all'eutettico della lega. Introducendo Na si ottengono più effetti: all'eutettico si ha un sottoraffreddamento di circa 10°C, la nucleazione di Si all'eutettico viene ritardata, ma raggiunta la temperatura del sottoraffreddamento la velocità di nucleazione di Si cresce notevolmente e con bassa crescita dei nuclei di Si. In presenza di Fosforo P si forma AIP che causa nucleazione di Si favorendone la crescita in particelle grosse che danno fragilità. Na reagisce con P formando NaP, che neutralizza l'effetto di P: ciò comporta però una perdita di efficacia della modifica eutettica, dato che parte di Na viene "sprecato" per contrastare l'effetto del Fosforo (sottomodifica). Si può allora aumentare la percentuale di Na per tener conto di tale fenomeno. Se c'è troppo Na però si ha la sovramodifica, si forma AlNaSi che è nucleatore di Si che cresce in grosse placche che danno fragilità. In genere Na, se presente poco P, non supera le 5 ppm in leghe modificate. Na oltre ai pericoli di sovramodifica e sottomodifica riduce la fluidità del liquido, presenta una concentrazione non facilmente controllabile dato che in parte si perde durante le operazioni di colata: di conseguenza se si rifonde il metallo gli effetti della modificazione sono persi. Al posto di Na si può utilizzare lo Stronzio o l'Antimonio: per Sr il problema delle perdite di elemento durante le operazioni non sussiste, le caratteristiche meccaniche sono simili a quelle di Na, la sovra modifica è scarsa, affina l'eutettico ed è necessario per circa 200 ppm. Sb è parimenti una valida alternativa ma è meno efficace perché nel suo caso Si ha struttura lamellare e non fibrosa, con evidente inferiorità di caratteristiche meccaniche. Per le leghe ipereutettiche si procede con inoculazione di P (circa 150 ppm) che forma AIP, nucleatore di cristalli di Si: si ottiene un affinamento dei cristalli di Si, diversamente presente sotto forma di grosse placche fragili. Nelle leghe ipoeutettiche si può effettuare un affinamento di grano con conseguenti vantaggi di incremento delle caratteristiche meccaniche del pezzo e riduzione del rischio di strappi a caldo: per far ciò si possono aggiungere al bagno delle leghe contenenti dispersione di particelle come il Boruro di Titanio, che fungeranno da germi di nucleazione di Al

### 36) compattazione delle polveri: materiali utilizzati e loro effetto nella produzione, caratteristiche delle particelle e caratteristiche ottenute del verde (6 p.ti)

Quasi tutti i materiali sono ottenibili sotto forma di polveri e quasi tutti quindi sono utilizzabili nella Powder Metallurgy: le polveri provengono quasi sempre da materiale riciclato. I materiali utilizzati vanno da quelli più comuni come Ferro, Nickel e Rame a quelli meno comuni come Tungsteno, Molibdeno, Cobalto, Niobio, Tantalio... Ad esempio per produrre utensili da taglio si ricorre al Carburo di Tungsteno (molto duro) su materiale duttile (Ni o Co) per ottenere resistenza all'usura. La forma e le dimensioni delle particelle utilizzate sono molto importanti per la produzione: nel processo di "press and sinter" si utilizzano particelle di forma irregolare e dimensioni varie per assicurare resistenza al verde. Nel processo HIP e nel processo MIM si ricorre a particelle sferiche, piccole in particolare per il secondo caso. La pressione cui sono sottoposte le polveri ne provoca la compattazione andando a generare il "verde", oggetto di scarsa resistenza e con una densità che, in relazione al compatto, varia tra il 60% ed il 90% in dipendenza dal materiale utilizzato. Normalmente si unisce ai materiali una piccola percentuale in massa di legante, che agisce come una colla per le particelle e si rimuove facilmente per pirolisi durante le successive fasi di sinterizzazione. Inoltre si utilizza anche un lubrificante, che contrasta le forze di attrito fra le polveri e lo strumento di formatura e rende più agevole la sformatura del verde, riducendo al contempo il pericolo di difetti. Più le particelle sono irregolari più sarà semplice compattarle e ridurre gli spazi vuoti tra esse. Le particelle dure rendono il materiale meno comprimibile e dunque se presenti danno maggiori difficoltà nel raggiungere alti livelli di densità nel verde. Nel caso di polveri miste inoltre, le particelle dure possono influenzare negativamente tutto il materiale da questo punto di vista andando a formare uno scheletro incomprimibile.

### 37) I 3 stadi della sinterizzazione (5 p.ti)

Durante la sinterizzazione, che si svolge in 3 fasi, le particelle si saldano lungo la loro interfaccia per diffusione, che normalmente avviene allo stato solido. L'aumento di temperatura aumenta la velocità dei processi di sinterizzazione. Per la conservazione della massa vale che:

$$\rho_s = \rho_g / \left(1 - \frac{\Delta L}{L_0}\right)^{\frac{1}{3}}$$

dove  $\rho_s$  è la densità del sinterizzato,  $\rho_g$  è la densità del verde,  $L_0$  è una lunghezza caratteristica iniziale del verde,  $\Delta L$  corrisponde alla variazione di tale lunghezza. Prima di giungere alla temperatura di sinterizzazione si verifica la pirolisi di leganti e lubrificanti, che avviene tra i 300 ed i 500°C, al di sotto della T di sinterizzazione. Nella prima fase la contrazione volumetrica è limitata a valori di circa il 3%. La spinta termodinamica del processo, che è data dalla diminuzione di energia superficiale, si consuma rapidamente. Vi sono inoltre fattori cinetici legati alla diffusione solida, che agiscono e che trasportano metallo verso le zone di contatto ingrandendole. Nella seconda fase, quella intermedia, la coalescenza delle

che si avvicini alla piena, e si realizza tramite combinazione di pressioni e temperature. Si utilizza in applicazioni nelle quali sono richieste caratteristiche meccaniche (o fisiche) particolarmente elevate. L'eliminazione della porosità interna richiede elevati livelli di pressioni e temperature, con annessi costi elevati. Un vantaggio di questa tecnica rispetto alle convenzionali lavorazioni non di metallurgia delle polveri è quello della isotropia delle caratteristiche del pezzo. Si svolge un consolidamento a caldo che previene l'incrudimento delle particelle durante la compattazione. Per ottenere tali vantaggi è necessario che la temperatura raggiunta sia almeno pari alla metà di quella di fusione del materiale. Per frazioni di densità maggiori ro di 0,9 rispetto alla piena densità vale la relazione:

$$\rho = 1 - e^{-\frac{3Pa}{2R_{0,2}}}$$

dove con Pa indico la pressione di compattazione, con  $R_{0,2}$  il limite di snervamento del materiale che compone le polveri. L'alto livello di temperatura imposta fa calare il valore del limite elastico, e dalla formula notiamo infatti che se ciò non avvenisse sarebbero necessari valori elevatissimi di pressione per raggiungere densità frazionarie vicine all'unità. Inoltre ad alte temperature la compattazione è pressoché immediata.

Una possibilità operativa è la pressatura della polvere a caldo, metodo però che richiede tempi dell'ordine dell'ora (dunque non adatto a grossi lotti di produzione), rischia in più di facilitare la formazione di ossidi contaminando le polveri ad alta temperatura a causa del contatto prolungato con l'aria. Si può eseguire il processo a vuoto, ma ciò implica costi importanti. Altra alternativa percorribile è quella della forgiatura, che si differenzia dalla normale pressatura poiché in questo caso si comprime del materiale già sinterizzato, e inoltre non si dà piena costrizione al materiale durante il suo schiacciamento, con le deformazioni laterali non impedito dallo stampo. È necessario in questo caso prestare attenzione alla lubrificazione dello stampo per evitare densità non omogenee ed anche alla geometria del pezzo per evitare cricche laterali, fenomeni da carico di punta e densità disomogenea. La fase di forgiatura avviene in range precisi di temperatura, che ad esempio per le leghe ferrose si attesta tra i 1200°C ed i 1280°C. Il processo di forgiatura rispetto al caso di denso normale è più rapido, economico e da meno bave e scarti. In sunto dopo aver ottenuto il verde, con densità tra il 75% ed il 90% si sinterizza per ottenere il verde, quindi lo si forgia ottenendo le caratteristiche e la densità desiderate.

#### 41) produzione di componenti da metallurgia delle polveri mediante Metal Injection Molding (4 p.ti)

Il MIM, anche detto "stampaggio per iniezione", simile ai metodi di produzione della plastica, è una tecnica a basso costo ed alta produttività di pezzi dalla forma complessa. Si mescolano alle polveri alte percentuali di polimeri termoplastici che fungono da legante, le cui funzioni sono: riempire gli interstizi fra le particelle metalliche (per ottenere precisione di forma e rispetto di tolleranze), dare bassa viscosità per facilitare le iniezioni in forme complesse, lubrificare per facilitare il moto delle particelle durante l'iniezione. Si aggiungono anche tensioattivi e lubrificanti per aiutare la dispersione del metallo nel legante. Per favorire la sinterizzabilità è necessario il metallo sia formato da piccolissime particelle sferiche



p.ti)

Si producono miscelando polveri di Fe, C, Ni e talvolta Cu. La percentuale di Nickel inserita è tra il 2% ed il 4%. Nel materiale sarà presente Ni in grosse quantità ma in zone circoscritte, a macchia di leopardo, poiché esso diffonde poco alla temperatura di sinterizzazione (1120°C). Il Nickel, specie dopo bonifica, conferisce tenacità, ed è questa la ragione per cui si inserisce in lega: gli acciai al Ni vengono utilizzati in quelle applicazioni per i cui scopi è richiesta buona resistenza meccanica, tenacità e resistenza all'usura. Per la classificazione, basata sulla composizione, abbiamo:

FN-0200, con Ni tra 1% e 3%, C tra 0% e 0,3%, Cu tra 0% e 2,5%

FN-0205, con Ni tra 1% e 3%, C tra 0,3% e 0,6%, Cu tra 0% e 2,5%

FN-0208, con Ni tra 1% e 3%, C tra 0,6% e 0,9%, Cu tra 0% e 2,5%

FN-0405, con Ni tra 3% e 5,5%, C tra 0,3% e 0,6%, Cu tra 0% e 2%

45) Composizione e caratteristiche di acciai basso legati da metallurgia delle polveri (4 p.ti)

Gli acciai basso legati si ottengono con l'utilizzo di polveri prelegate, vale a dire polveri ottenute da ferroleghie con moderate quantità di elementi leganti già presenti (Mo, Cr, Mn e Ni prevalentemente). Si possono ottenere le più elevate resistenze delle leghe prodotte con metallurgia delle polveri sottoponendo i materiali descritti a trattamenti termici. Dopo la bonifica è presente martensite rinvenuta, con qualche carburo eventualmente. La percentuale di Carbonio è quella media, tipica degli acciai da bonifica, e si attesta tra il 0,4% ed il 0,7%. Gli elementi in lega controllano la temprabilità del materiale, la cui microstruttura è omogenea e la durezza uniforme. Per evitare perdite energetiche si suole effettuare la tempra in uscita dal forno di sinterizzazione, evitando di dover spendere tempo ed energia per riportarlo da freddo alla temperatura di austenitizzazione. La grande resistenza si sviluppa a scapito della tenacità, che però ad alte densità del pezzo è comunque elevata. Per la classificazione ci si basa sulla composizione chimica:

FL-4205, con C tra 0,4% e 0,7%, Ni tra 0,35% e 0,55% e Mo tra 0,50% e 0,85%

FL-4405, con C tra 0,4% e 0,7%, Mo tra 0,75% e 0,95%

FL-4205, con C tra 0,4% e 0,7%, Ni tra 1,35% e 2,50% e Mo tra 0,49% e 0,85%

46) Caratteristiche generali e campi applicativi delle leghe di Mg (5 p.ti)

Il Magnesio è un materiale metallico abbondantemente presente sulla crosta terrestre e facilmente reperibile con purezze superiori al 99,8%. Le sue caratteristiche meccaniche ne limitano fortemente gli usi come metallo puro, ma il suo utilizzo in lega è elevatissimo. Il suo costo al kg è superiore rispetto a quello di Al (attualmente circa 1,98 euro/kg contro i 1,65 euro/kg), ma rispetto all'Alluminio ha un costo di fusione inferiore del 30%. Le leghe di Mg vengono utilizzate per l'80% per fonderia (in costante aumento la percentuale di presso colate eseguite con queste leghe), il restante 20% per produzioni per deformazione plastica. Ricontriamo le principali applicazioni nell'industria automobilistica, nella aeronautica (flaps, scatole per ingranaggi, carcasse per compressori),

Mn:affina i precipitati da resistenza a creep, da resistenza a corrosione perché contrasta l'effetto del Fe

RE:aumentano la colabilità, riducono la microporosità, rafforzano per soluzione solida e precipitazione, danno resistenza a temperatura elevata e creep, aumentano la resistenza a corrosione

Si:è sfavorevole per la colabilità, affina un po' il grano, aumenta la resistenza a creep, è sfavorevole per la resistenza a corrosione

Y:affina il grano, da resistenza a elevata temperatura e a creep, aumenta la resistenza a corrosione

Zn:migliora la colabilità, da microporosità, fragilità e strappi a caldo senza Zirconio, indurisce per precipitazione

Zr:affina il grano, da resistenza a temperatura ambiente

#### 49) Corrosione nelle leghe di Mg (5 p.ti)

Per corrosione si intende una reazione di ossidoriduzione nella quale il metallo si ossida perdendo elettroni. Il Magnesio è un materiale molto anodico, infatti il suo potenziale elettrico è il più piccolo di tutti i metalli strutturali. Accoppiandolo ad altri metalli si osserva una sua corrosione galvanica molto rapida. In presenza di acqua o umidità si forma uno strato di passivazione  $Mg(OH)_2$  che protegge il materiale dalla corrosione rendendolo più resistente rispetto ad un acciaio dolce, però tale strato è poroso e meno stabile di quello di Al, Cr o Ti: una soluzione con Cl- distrugge rapidamente lo strato di passivazione e corrode la lega per pitting. La velocità di corrosione invece è dell'ordine di 25 mm/anno in ambiente rurale, dove quindi gli effetti della corrosione sono inferiori rispetto al caso di ambienti acidi. Le leghe molto usate storicamente, Mg-Al e Mg-Al-Zn, vengono modificate con l'aggiunta di Mn=0,2% che neutralizza l'effetto delle impurità di Fe, Ni e Cu e forma composti intermetallici poco dannosi. Le percentuali di Cu, Fe e Ni devono essere controllate per non rischiare di elevare fortemente le velocità di corrosione, i limiti superiori di tali percentuali sono: per il Rame 1300 ppm, per il Ferro 170 ppm e per il Nickel 5 ppm. Ci si può proteggere dalla corrosione di queste leghe anche tramite ricoprimenti di natura organica o inorganica.

#### 50) meccanismi di rafforzamento operanti nelle leghe di Mg (5 p.ti)

Si può avere rafforzamento per precipitazione dato che la solubilità degli elementi in lega decresce al decrescere della temperatura, anche se l'effetto che si ottiene è inferiore rispetto a quello che si ha nelle leghe di Al. Inoltre il processo è molto complicato e spesso poco compreso. Tipicamente l'invecchiamento per essere efficace deve avvenire a temperatura maggiori e per tempi più lunghi. Il rafforzamento per soluzione solida si può eseguire sfruttando elementi come Al e Li. Tale rafforzamento è tipicamente ancora agente anche se si effettua un rafforzamento per precipitazione: al picco della durezza nell'invecchiamento in presenza di Al si può osservare che questo è ancora per circa il 50% in soluzione solida. Per migliorare le caratteristiche meccaniche si può inoltre tentare di affinare i grani, ed il comportamento delle leghe è differente in base alla presenza o meno del Zr. In leghe contenenti Al o Mn non si usa utilizzare Zr poiché si formano

La). La loro mescolanza nel "Misch Metal" è vantaggiosa in quanto si risparmia sul costo del materiale, e inoltre si ha la formazione di precipitati metastabili indurenti che rafforzano per precipitazione ove non ci sia grande porosità interna o pericolo di blistering. In generale la resistenza a creep delle leghe di Magnesio è inferiore a quella delle leghe di Alluminio per pressocolata. Uno dei metodi per incrementare tale caratteristica del materiale è l'aggiunta delle Terre Rare. Queste sono singolarmente molto solubili alla temperatura eutettica, se presenti insieme molto meno. Inoltre collettivamente non sono solubili a temperatura ambiente. Le Terre Rare hanno molteplici effetti: formano composti stabili fin dalla solidificazione, tali composti si depositano sul bordo del grano e, a caldo, rendono più difficile il moto delle dislocazioni così da aumentare la resistenza a creep, dato che impediscono ai grani movimenti di slittamento e rotazione reciproca. Nel corso di pressocolate (dunque con alte velocità di solidificazione e raffreddamento) o grazie a trattamenti termici T6 dopo colate in sabbia o conchiglia, le combinazioni di RE porta alla formazione di precipitati metastabili indurenti, che danno il principale contributo di resistenza statica al moto delle dislocazioni. Forniscono molta fluidità al liquido data la grande solubilità dei leganti agli eutettici: ciò determina miglioramenti fisici e tecnologici per i processi produttivi. Si formano componenti di Terre Rare poco catodiche rispetto ad Mg, inoltre la loro percentuale residua nella matrice della lega la nobilita abbassandone il potenziale di riduzione: tali due azioni congiunte fanno sì che la lega raggiunga buoni valori di resistenza a corrosione.

#### 54) Leghe di Mg con elementi speciali insieme alle RE: Ag, o Y, o Gd (5 p.ti)

Combinando leghe di Mg e RE con altri elementi "di nicchia" e costosi, si possono ottenere ottimi risultati:

Aggiungendo alla lega Mg-RE-Zr dell'Argento si ottengono caratteristiche meccaniche simili a quelle delle leghe di Al per fonderia ad alta resistenza, ed esse restano eccezionali fino a 250°C. Infatti Ag favorisce la nucleazione di precipitati metastabili migliorando il rafforzamento per precipitazione (sono le RE a precipitare) tramite T6 durante l'invecchiamento. Inoltre annulla la solubilità delle RE nella matrice di Magnesio e dunque non rimangono residui in soluzione solida. Si ottengono le più elevate proprietà tensili delle leghe di Mg, con resistenza a creep fino a 200°C. Il costo della lega comunque la configura per applicazioni particolarmente sofisticate, ad esempio il campo aerospaziale.

L'Yttrio ha elevata solubilità nel Magnesio, lo rafforza per soluzione solida, ma anche per precipitazione e dispersione tramite T6 con invecchiamento non al di sotto di 250°C data la cinetica lenta delle leghe di Mg in tali frangenti (nucleazione e accrescimento). Y è costoso, difficile da portare in lega dato che fonde a 1500°C, si perde in parte per ossidazione durante le operazioni di fonderia per cui è necessario inserirne in maggior quantitativo. La resistenza meccaniche tra i 200°C ed i 250°C è tra le più alte tra le leghe di Mg utilizzando Y.

Il Gadolinio viene utilizzato perché accelera la risposta all'invecchiamento ad alte temperature stimolando la precipitazione di fasi stabili in grande frazione volumica, come l'Argento. Conferisce proprietà meccaniche altissime, che rimangono tali fino a 250°C, ma comunque fino a 300°C sono buone. La resistenza a creep è buona fino a 200°C, la resistenza a corrosione è ottima, tipico per leghe di Mg con RE. Da

chill zone non è piana ma presenta piccole protuberanze dovute al fatto che essa è costituita da cristalli affiancati ognuno con la propria orientazione, ci saranno zone dell'interfaccia più vicine di altre al liquido sottoraffreddato. Il sistema diventa instabile a questo punto, con le zone avanzate di solido che inizieranno a crescere più rapidamente di quelle attorno entrando in contatto con del liquido pronto a solidificarsi. Il risultato di tale meccanismo è la formazione di strutture colonnari chiamate "dendriti". Queste, nel corso della loro crescita, rilasciano attorno a se calore di solidificazione inibendo la formazione nei loro dintorni di altre strutture simili. Le strutture dendritiche di conseguenza sono "isolate" le une dalle altre ed equispaziate. Sulle pareti laterali delle dendriti può ripetersi il meccanismo descritto, che porta alla formazione di bracci secondari delle dendriti: si arriva ad una struttura ad albero, con ramificazioni diffuse nello spazio. Normalmente non si superano i bracci secondari in tali strutture.

#### 57) Formazione delle dendriti equiassiche (8 p.ti)

Con l'avanzare della solidificazione la temperatura all'interno della forma del liquido scende, ma quella sulle pareti rimane circa costante per via della quasi stazionarietà dello scambio termico. A solidificazione in stato già avanzato in ogni punto della forma la temperatura sarà inferiore alla  $T$  costituzionale (cioè di solidificazione), avremo che l'ultimo liquido che deve solidificare è sottoraffreddato. A questo punto si avrà la crescita di nuclei cristallini equiassici nell'ultima zona che deve ancora solidificare del liquido. Durante la colata parte del liquido entrato in contatto con il contenitore freddo forma cristalli equiassici, e inoltre parti di dendriti si staccano e danno il via a formazione e crescita di altri cristalli equiassici nell'ultimo liquido che solidifica: ecco perché essi sono già presenti nell'ultima parte che solidifica. La crescita di tali cristalli adesso sarà equiassica dato che il gradiente ha perso la monodirezionalità (condizione per la crescita colonnare), inoltre il sottoraffreddamento non è più direzionale. Il fatto che le zone di crescita dendritica inibiscano con il calore di solidificazione rilasciato la crescita nelle zone intorno in questo caso ha minor valenza dato che i cristalli in questo caso partono da una configurazione poliedrica (con facce distanti l'una dall'altra) e non planare come nel caso della zona colonnare.