



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 1661A -

ANNO: 2015

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

STUDENTE: Di Tullio

MATERIA: Materiali per l'Industria Meccanica. Prof. Matteis

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.**

# MATERIALI PER L'INDUSTRIA MECCANICA

- Energia → linea guida nei processi metallurgici, il sistema evolve verso il minimo di energia, l'aumento di energia non è spontaneo ed è da scartare. La cinetica individua il tempo necessario di trasformazione.

H entalpia → quantità di energia che possiede il sistema in un determinato istante, è l'energia globale che si espone in varie forme, rappresentando la possibilità del sistema di compiere lavoro (e quindi evolversi).

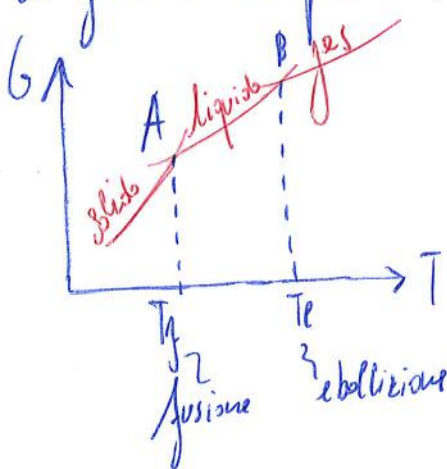
S entropia → grado di disordine del sistema fornito dalla sovrapposizione di più stati ordinati o stati termodinamici. I vincoli o pareti bloccano l'evoluzione di un sistema. Se il sistema è libero di evolversi esso lo fa con un aumento di entropia connesso alla temperatura (alte T ⇒ molta energia)

Per avere l'evoluzione del sistema:
 

- molteplicità di stati ordinati
- energia necessaria per esse

G energia libera →  $G = H - T \cdot S$  eq. di Gibbs-Helmholtz  
 (o globale)  $\Delta G = \Delta H - T \cdot \Delta S$  con  $T = \text{cost.}$  → S è influente ad alte T

G tiene conto delle molteplicità del sistema. A 0 K il sistema non evolve con  $S=0$ , un fenomeno è spontaneo se  $\Delta G < 0$  o richiede energia per  $\Delta G > 0$ .



solido → liquido → gas  
 ↑  
 cresce T

Nei punti d'intersezione A e B si formano le condizioni di equilibrio (trasformaz. di stato)

$M_0$ : num. di atomi,  $M_V$ : numero vacante

$W_V$ : lavoro richiesto per formare la vacanza

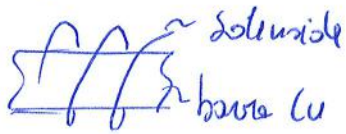
$M_V W_V$ : incremento di energia per formare una vacanza.

Con vacanze S aumenta ⇒ maggior disordine, vibrazioni più disordinate, entropia di miscela  $S_m$





- Proprietà metalli: • elettriche → ottimi conduttori di tipo elettronico (Cu più diffuso)



Fusione a zone: fonde il materiale presso la zona occulta della spirale, il secondo liq. pieno d'impurità viene seccato via.

Si utilizza Al perché conduce meglio e parità di peso con Cu  $\rho_{Cu} = \rho_{Al}$

$$P = V \cdot I \quad R = \rho \int \frac{L}{S} \text{ (lunghezza / sezione)}$$

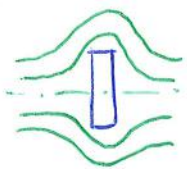
resistività

• termiche → conducibilità termica, valutando anche la resistenza a corrosione ed altri. La ghisa cede lentamente calore, l'Al lo cede rapidamente.

Temperature di fusione:  $T_f Al-puro = 650^\circ C$ ,  $T_f Fe = 1537^\circ C$

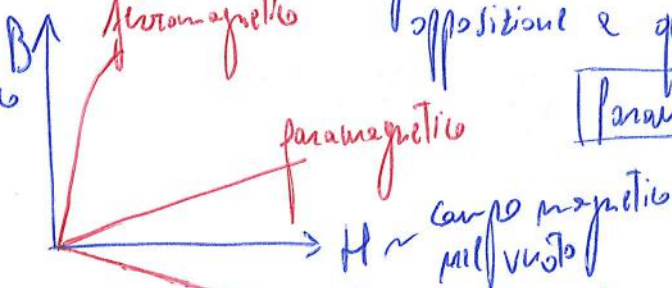
tuttavia è più difficile scegliere Al per l'elevata conducibilità termica

• magnetiche → legate alle termodinamiche, il pezzo viene interposto in un campo magnetico.



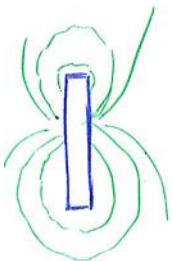
**Diamagnetismo**: si ha dispersione del campo magnetico, dovuto al disturbo degli elettroni che creano un campo magnetico in opposizione a quello esterno

Campo magnetico nel mezzo



**Paramagnetico**: via di mezzo

diamagnetico: riflessione/dispersione



**Ferromagnetico**: nel Fe 4s è la banda di conduzione, in quella 3d rimangono 4 elettroni spaiati che generano un campo magnetico (dei 2, 6 momenti magnetici elementari)

per metalli di transizione:

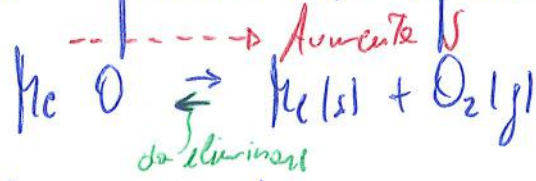
3d



incompleti

orbitale saturo

- Altoforno - ossidazione a ciclo integrale, il minerale si trasforma in ossido, il problema è la separazione del metallo Me con  $N_2O_2$ :

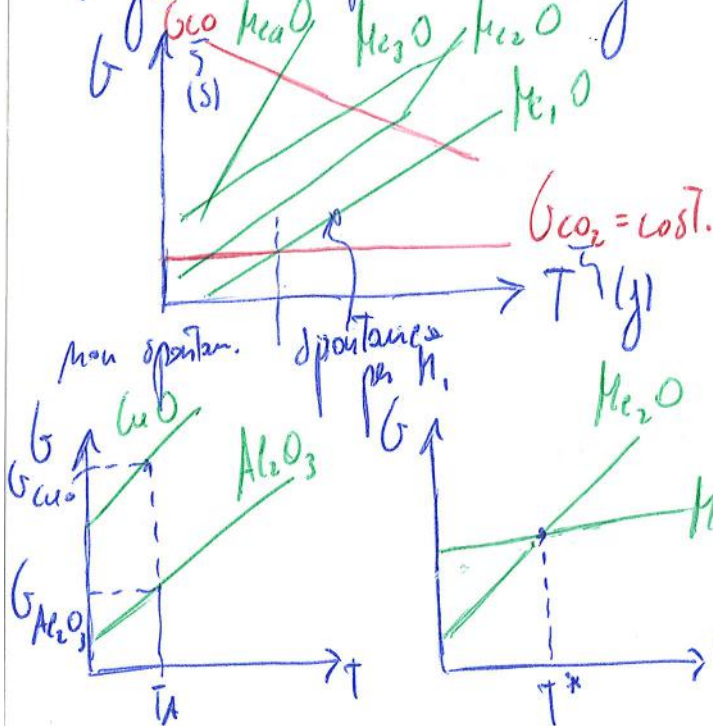


scaldando un ossido esso tende spontaneamente a scomporsi  
 X è il carbonio C che sottrae  $O_2$  e evita la reazione inversa  $\leftarrow$  formazione ossido

$\Rightarrow G_{MeO} > G_{CO}CO_2$

Minerali sfruttati: Al, Mg, Fe, Ti

- Diagramma di Richardson-Ellingham :



a basse T, G è inferiore e l'ossido è più stabile, ad alte T G sono più alte e avviene la dissociazione. Il diagramma indica quando è possibile avere una ridut. dell'ossido metallico

$\Rightarrow$  Al togliere  $O_2$  più reagisce con esso essendo  $G_{Al_2O_3}$  basso (caloreggiato)  
 per  $T < T^*$ :  $Me_2O$  riduce  $Me_1O$   
 per  $T > T^*$ :  $Me_1O$  riduce  $Me_2O$

Carbon fossile  $\rightarrow$  (distillazione)  $\rightarrow$  Coke

Sinterizzazione: pressurizzazione in pellet (metallo pezzo  $\rightarrow$  globuli)

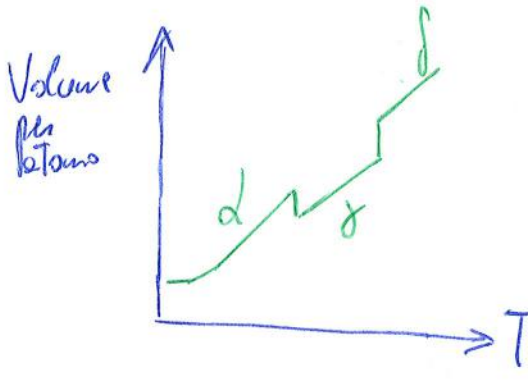
$\checkmark$  pellet = carbone + minerali + fondenti  
 con insieme di materiali

Negli altoforni

IN  $\rightarrow$  2t minerale  
 0,8t coke  
 0,4t fondenti (CaCO<sub>3</sub>)  
 4t aria

OUT  $\rightarrow$  1t ghisa  
 0,8t scoria  
 5,4t gas esauti  
 0,1t polvere





Elementi interstiziali: C, N

Solubilità → maggiore in  $\gamma$  (siti interstiz. più grandi)  
diffusività → maggiore in  $\alpha$  (minore impedimento atomico al pari T)

rafforzamento per sol. solide → molto maggiore in  $\alpha$  (con struttura cc e causa della non simmetria degli interstizi da causa Tensionale deviatoriche).

In  $\gamma$  si possono aggiungere atomi sostituz.  $H_2$  è dannoso, C rafforza ma nella pratica crea un campo di Tensione deviatorica.

- Trasformazioni di fase:

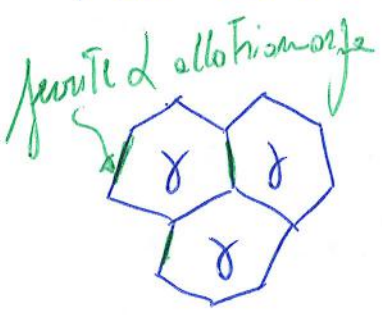
• Ricostruttive (civili) → gli atomi non si conservano, la loro posizione cambia durante la trasformaz. (con diffusione), la forma esterna si conserva e i nuovi cristalli non hanno i BDB precedenti. (Es.  $\gamma \rightarrow$  ferrite (idromorfe)  $\rightarrow$  perlite, bainite)

• Displasive (militari) → l'ordine relativo degli atomi si conserva (senza diffusione), ma cambiano posizione con una regola precisa modificando la forma esterna e la crescita del nuovo cristallo è limitata dai BDB della fase madre.  
 (Es.  $\gamma \rightarrow$  Ferrite di Widmanstätten  $\rightarrow$  bainite  $\rightarrow$  martensite)

*ipomilitari*  
 elementi sostit. in modo displasivo + interstiziali in modo ricostruttivo

- Trasf. ricostruttiva  $\gamma \rightarrow$  ferrite (727-810°C con raffreddamento lento):

• Ferrite allotriomorfe - con forma determinata da cause esterne, ottiene per raffreddamento lento dal campo austenitico, prende forma sui precedenti BDB austenitici perché è la zona di attacco ideale per nucleazione di una nuova fase e i BDB sono un percorso facile per la fuga del carbonio.





- Preparazione metallografica: prelievo campioni / taglio - inglobatura - lucidatura  
 lappatura con abrasivi - etching - osservaz. al microscopio  
 \* con Nital -  $HNO_3$  acido nitrico 3-8% in etanolo 97%

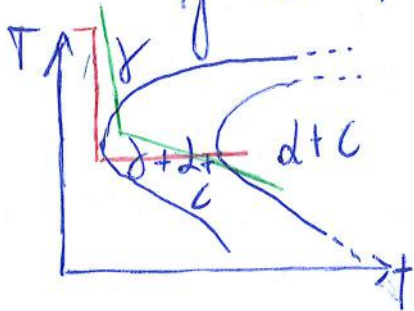
Nell' eutettoide  $\Rightarrow$  aumento % di C, aumenta la distrib. di perlite e diminuisce quella di d.

- Ricottura  $\rightarrow$  aumento T, raffreddamento lento in camp austenitico (struttura a grani grossi)

- Bandizzazione acciai  $\rightarrow$  fasce di perlite tendono a essere orientate in bande per le variazioni chimiche locali, quando gli acciai sono colati e laminati a caldo. Gli elementi di lega essendo sostanzialmente meno diffusibili inferiori al C (che si ossigena) ad essere strutture bandizzate che per le loro conseguenze a livello meccanico.

La distanza interlamellare 'l' influenza sulla tensione di snervamento secondo la legge di Hall-Petch:  $\sigma \propto l^{-1/2}$  è dirett. proporzionale a  $\sqrt{Y [MPa]}$ . Nella trafilatura, fili con  $\phi$  minore sono più resistenti (effetto scala).

- Patentamento  $\rightarrow$  raffreddamento controllato equivalente per ottenere perlite finissima, si porta il materiale a  $T = 1850^\circ C$  per ottenere perlite in tempi ridotti (si immerge l'acciaio in Pb fuso tossico!).



- Processo Steinhilber  $\rightarrow$  raffreddamento in aria prima veloce e poi lento, sfruttando l'inerzia termica delle vergelle (risultato analogo al patentamento  $\sigma = \frac{1}{\phi^2}$  per)

Trafilatura  $\rightarrow$  la perlite tende ad allinearsi con la dirett. di deformazione riducendo  $\sigma$ . Aumenta tensioni residue: trazione nella parte esterna + compressione nella parte interna.

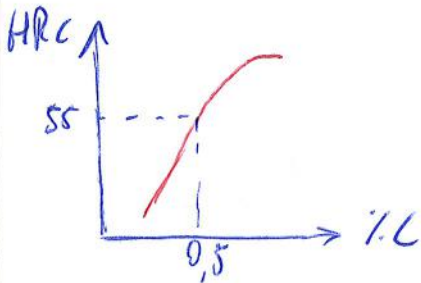
Le tensioni residue vengono eliminate con trattamento termico meccanico  $\Rightarrow$  stabilizzazione }  $T = 250 - 400^\circ C$   
 (o distensione) } Allungamento  $< 1\%$

⑧



Per ridurre le Tensioni utili alla def. di Bain, si fa avvenire la trasformazione per mezzo di un piano invariante.

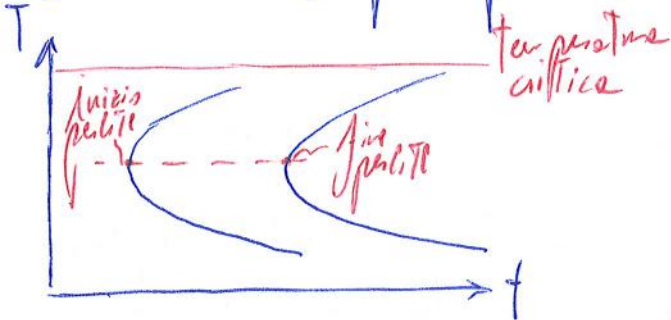
Combinazione per ottenere il piano: - componente omogenea  $\rightarrow$  def. di Bain + rotazione rigida  
 - componente disomogenea  $\rightarrow$  def. plastica (movimento di dislocazioni)



mantenute  $\rightarrow$  dure e fragili, si ha un rafforzamento per def. plastica (incrudimento), per sol. solida interstiziale, dimensioni del grano.

Per evitare un'eccessiva fragilità si abbassano i Tenari di Carbonio C. e si sottopone  $\mu$  e rinvenimento.

- Curve TTT (Tempo, Temperatura, Trasformae.)



Determinazione: riscaldamento  $A_3 + 50^\circ C$ , raffreddamento con massima rapidità, si osservano le trasform. e  $T = cost.$  e si tracciano le curve. Vel. di trasformazione massima risulta a  $T$  intermedia.

Diagramma TTT  $\rightarrow$  dipende da composizione acciaio, dimensioni del grano austenitico, Temperatura di trattenimento.

$C_{rit}$ : rallenta le trasformazioni, sposta le curve verso destra.

La forma a 'C' implica che la nucleazione è più facile ad averge a basse  $T$ , mentre la crescita ad alte  $T$ .

"Bainite"  $\rightarrow$  è una trasformazione intermedia tra perlite e  $\mu$ , è un costituente metastottico con ferrite e carburi metastabili, le trasf. è a pacchetti con  $\alpha$  e carburi all'esterno. La trasform. è in parte displasiva con carburi interstiziali che si comportano in modo ricostruttivo (trasf. paravitali)  $\Rightarrow$  gli elementi sostituz. non si diffondono, gli atomi di C sono sottoposti a diffusione.

$\delta \rightarrow b$ , trasf. displasiva (paralela!)

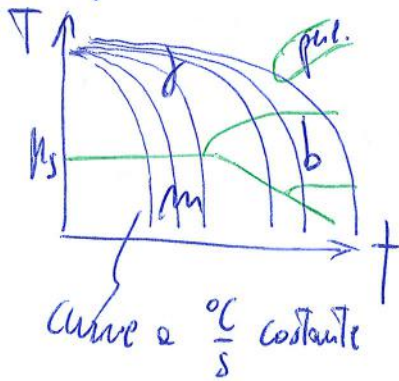


- Meccanismi di rafforzamento delle bainite:

- affinamento grado delle  $d$
- alta densità di dislocazioni (con  $d$ )
- rafforzamento da 2° fase per dispersione (precipitazione) di  $Fe_3C$

Riguardo la resistenza meccanica è meglio la b inferiore, in quanto avendo alta [%C] la II° fase disperde meglio con maggior rafforzamento. La b superiore non è resistente, risulta fragile per i percorsi di frattura attraverso  $Fe_3C$ .

- Diagramma CCT (continuous cooling transformation)



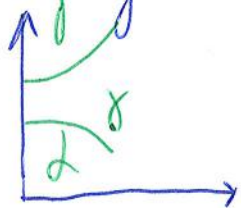
Con curve a vel. di raffreddamento costanti, rese possibili con un sistema di riscaldamento di retroazione utilizzando un fos.  $M_s$  a sinistra è costante, mentre a destra  $\delta$  si trasforma prima in b. Sovrapporre curve TTT e CCT, quest'ultime sono spostate più a destra.

Elementi di lega → spostano le trasformazioni a t e T più elevati

- Alloyi o ferritizzanti: Cu, Si, Al, Ti, V, ...



- Austenitizzanti o austenizzanti: Ni, Mn (C)



Gli elementi di lega rallentano le transf. di fase (tranne per C) per la loro partizione durante le transf.   
 distribuzione → in  $d$ : Ni  
 nei carburi: N  
 in  $d$  e nei carburi: Mn, Co, Mo, V, Ti, W, ...

perché stabilizzano  $\delta$  e riducono la diffusività del C.

(13)



Per descrivere la temperabilità si utilizza:

• Diametro critico  $D_c$  → diametro della barra in cui la stessa temperata occupa l'intera sezione, cioè in cui si osserva almeno il 50% di  $M$  nel centro della barra.

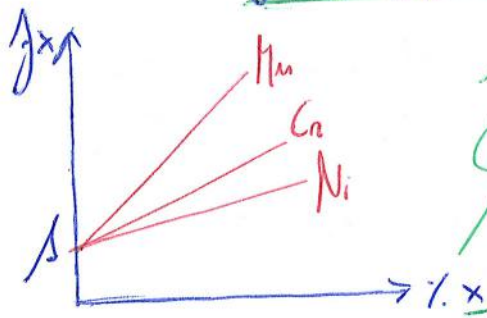
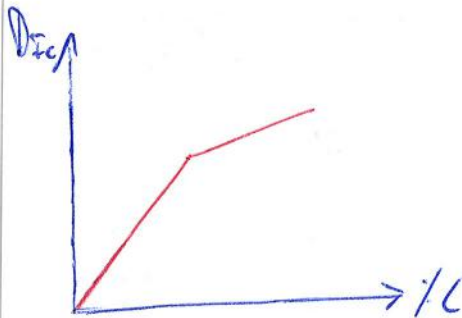
- mezzo di tempera drastico → con più rapido raffreddamento di tempera per medesima barra d'acciaio. per drasticità ideale o estrema si ha un mezzo di tempera ideale che presenta rispetto alle superficie un coefficiente di scambio termico lineare  $h \rightarrow \infty$ , capace di portare la sup. dell'acciaio a  $T_{amb}$  del mezzo temperante istantaneamente  $h \left[ \frac{W}{m^2 \cdot ^\circ C} \right]$

- diametro ideale critico  $D_{ic}$  → diametro critico in un mezzo di tempera ideale, è una misura di tempera

ASTM A55

$$D_{ic} = f_c \cdot f_{Mn} \cdot f_{Si} \cdot f_{Ni} \cdot f_{Cr} \cdot f_{Mo} \cdot f_{Cu} \cdot f_V$$

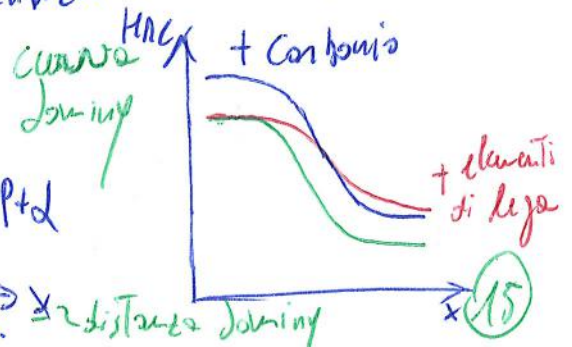
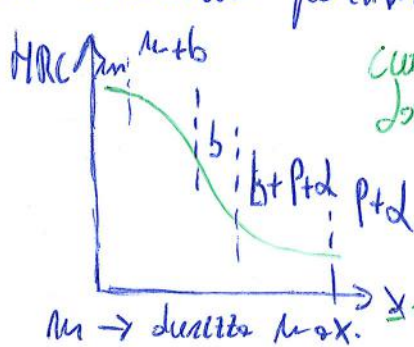
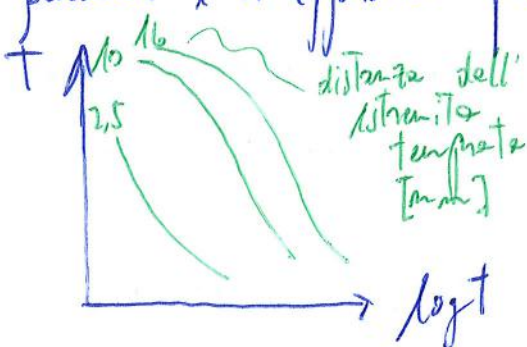
percentuale % elementi di lega fattori moltiplicativi



elemento legante  
 aumenta in ogni caso la temperabilità

La dimensione del piano influisce sulla temperabilità → piano più grande la favorisce, ma si preferisce utilizzare il piano fine.

• prova Jominy → prova di tempera all'aderenza di un cilindro con  $H_2O$  con curve di raffreddamento progressivamente più lente a distanza crescente dall'estremità temperata, successivamente si spianano sul superfici parallele e si effettuano prove di durezza Rockwell C.





- Tempo "diffusità" (o scalari) → con sosta durante il raffreddamento con  $\gamma$  metastabile per ridurre le differenze di T.

- Rinvenimento (Benefica: Austenizzazione → Tempra (m) → Rinvenimento)  
Riscaldamento a  $T \ll A_1$ :

< 250 °C →  $\epsilon$  ( $Fe_2-3C$ ), riduzione %C allo 0,252% in  $\mu$

230-300 °C →  $\gamma \rightarrow \delta$ , miscela  $\delta$  + carburi

200-350 °C → precipita  $Fe_3C$ , matrice da  $\mu$  a  $\delta$

> 350 °C → ingrossamento precipitati, recovery  $\delta$

> 600 °C → ricristallizzazione  $\delta$ .

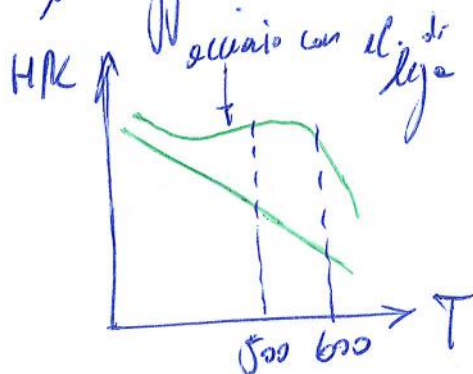
scopo aumento resistenza e tenacità e rottura, diminuzione deformazione

Diagramma di rinvenimento → riporta le prop. meccaniche e Ten. al variare delle precedenti: T di rinvenimento ( $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ ,  $\sigma$ , AS, UCU)

'Auto-rinvenimento' → il rinvenimento può iniziare durante la tempra e cause della Ms alta

Influenza elementi di lega → si ritarda precipitazione  $Fe_3C$  e fuorvi del carbonio E  
Tempra sotto 0 ( $T = -70$  °C) → per una completa transf. in  $\mu$ , per eliminare completamente  $\mu$  si può effettuare una serie successiva di rinvenimenti.

Audimento secondario (invecchiamento) → a  $T \approx 500-600$  °C  $Fe_3C$  si dissolve nuovamente a favore di carburi degli elementi di lega, dopo la diffusione si ha un aumento di resistenza



- Fragilità da rinvenimento → riduzione tenacità con  $T \approx 500-575$  °C per un certo tempo, dovuta alla superposizione di  $\mu$  lungo i BDG. Viene evitata con No.

17



"Trattamenti superficiali" → per abbassare il limite di fatica si induce uno stato di compressione residua in superficie del materiale

- Si classificano con metodo:
- meccanico → pallinatura, con inclusionsi superficiali
  - termico → tempera e induzione, solo superfici alcutti
  - termochimico → cementazione C, nitrurazione N, C-N nitrocarburatione.

Caratterizzazione: - Costoso → tempera superficiale, + veloce → tempera superficiale, + lento → nitrurazione 30/100 h

Tempra, cementazione → temperatura  $T_{aust} \approx 800^\circ C$ , nitrurazione →  $T = 500^\circ C$

Spessori: Tempra →  $> 1mm$ , cementazione → 0,3/0,8 mm, nitrurazione → 300  $\mu m$

Tempra e induzione → il pezzo viene avvolto a un solenoide che si scalda per induzione e viene spento in olio. Per acciai da bonifica, i parametri che influiscono sono frequenza, potenza generata, velocità di passaggio.

Cementazione → 5-6 h di processo, avviene con operazioni di boost (carico superficiale) e diffusione (diffusione C), per far scendere la  $T_{aust} = 800^\circ C$  a  $860^\circ C$  si introduce un 5% di  $NH_3$ .

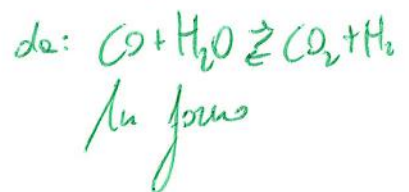


$$C(s) = k_1 \cdot \frac{P_{CO}^2}{P_{CO_2}}$$

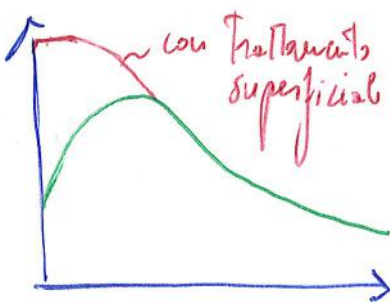
$$\frac{CO}{CO_2} = k_2 \frac{H_2}{H_2O}$$



$$N(s) = k \frac{P_{NH_3}^2}{P_{H_2}}$$



HV  
fornite



profondità

(microstruttura acciai per forni  
d + p e laddell)

18



- Acciai IF (interstitial free) → per inibizione profonda con ricottura continua (quelle a lotti non funziona)

Al riscaldamento i veloce, tali acciai hanno pochissimi interstiziali (tendenti a O), con piccole % di Ti, Nb per formare carburi e nitrucci stabili (0,05% nella nicotina e precipitano nelle lam. e cablo) mantenendo la texture  $\alpha \approx 1$ , con  $C \ll \Rightarrow \pi$  migliore

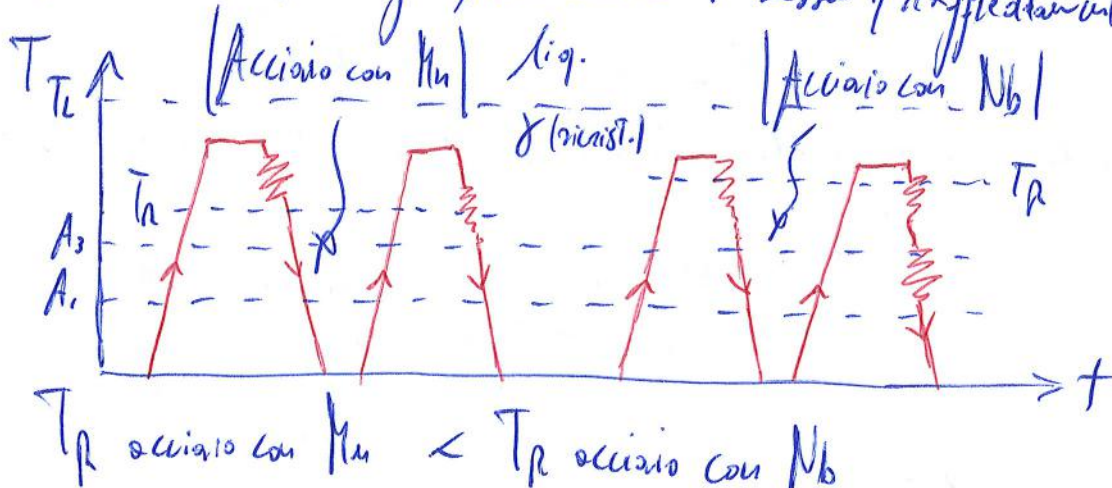
- possibile soluz. → acciai Bake Hardening (BH)

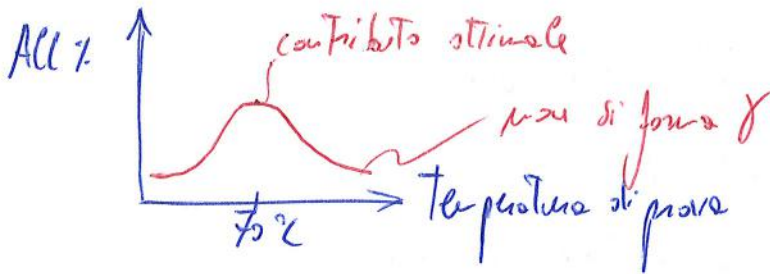
( $\gamma_{solv.}$  è basso in IF) per pannelli auto, hanno un po' di C in sol. solida che non si precipita, ma si sfrutta lo strain-aging a 170 °C per aumentare la resistenza meccanica dopo inibizione con lichte inacidimento e successivo raffreddamento, per ridurre le deformazioni in caso di urto.

- Acciai HSLA (high strength low alloy)

Più resistenti dei perlitici, prodotti da lam. e cablo. Sono microalloyati 0,1% con Nb, Ti, V. Rafforzamento con affinamento del grano e precipitazione.

%C  $\approx$  0,1%. La presenza di V, Nb alza la temperat. di ricristallizzazione  $T_R$ , laminare sotto di essa affina il grano. L'  $\gamma$  con difettosità produce il fine. Un acciaio HSLA viene prodotto tramite l'effetto combinato di microalloy / lamin. a T bassa / raffreddamento veloce

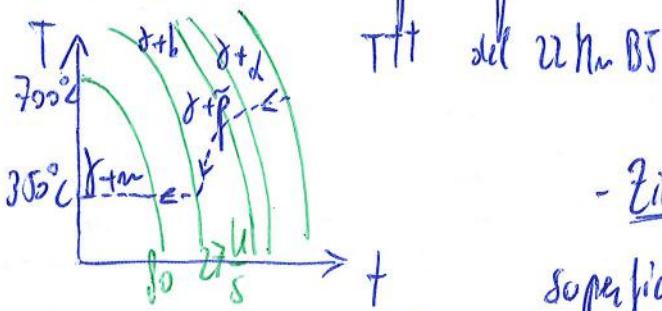




0,22 C - 1,2 Mn - B  
↑

- Acciai martensitici a basso Tenore di C (C ≈ 0,2%) Tipo 22 Mn B5

- Ciclo produttivo: colata, lav. a caldo → lav. a freddo, ricottura (si ottiene δ + p) → stampaggio a caldo con Tenore nello stampo (si ottiene m) per forme finali (⇒ si distinguono a  $T ≈ 327 °C$  fasi di inoltatura + Tenore)
- È abbastanza duttile per il poco C, nel raffreddamento la mart. in nivviale (Autoinveniente)



- Zincatura → proteggi dalla corrosione con strato superficiale di Zn spesso 5-10 μm, eseguito a

caldo in bagno di Zn a  $T ≈ 460 °C$  (fase liquida). Negli acciai a profondo stampaggio si esegue dopo la ricottura e prima dell'inoltatura della lamiera.

Negli acciai DP e TRIP si esegue contemporaneamente al tratt. termico finale.

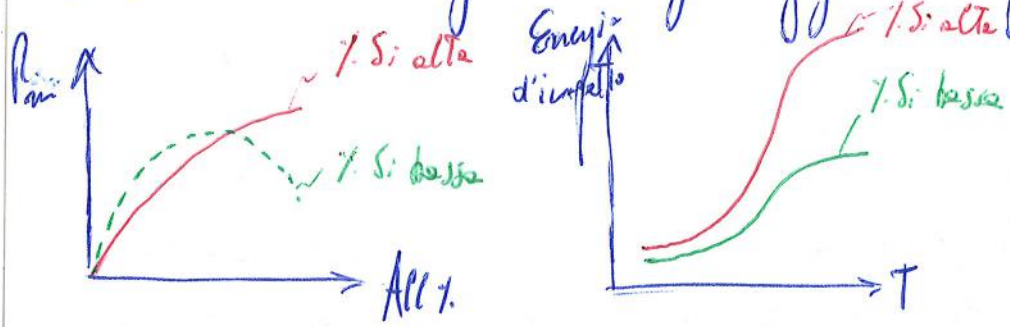
Negli acciai martensitici non è possibile farla (si applica un rivestimento di Al e Si prima dello stampaggio).

(Tenore di zolfo negli acciai di qualità: S < 0,01%)



# "Acciai con microstruttura bainitica" (es. 0,4C - 1,5Mn - 1Si - Ti, V, Cu, Nb)

- È un'alternativa ai microlegati con temprabilità maggiore.
- Ti → per affinare il grano di  $\delta$ , uso Si/vcl. raffreddamento ⇒ bainite (ferrite occlusa)
- Effetto del Si: nelle transf. bainitica si ha  $\delta$  e non  $Fe_3C$ , inoltre  $\delta$  si forma fino al 20% al  $T_{emb}$  (simile ad acciai tripl, ma non si forma perché  $M_s < 0^\circ C$ . ⇒ effetto tripl)
- Ciclo di lav → analogo ai microlegati: forgiatura + raffreddamento controllato

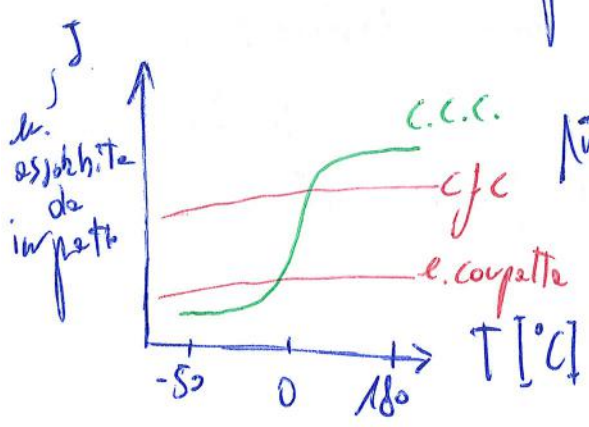
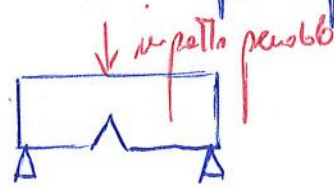


## "Meccanismi di frattura"

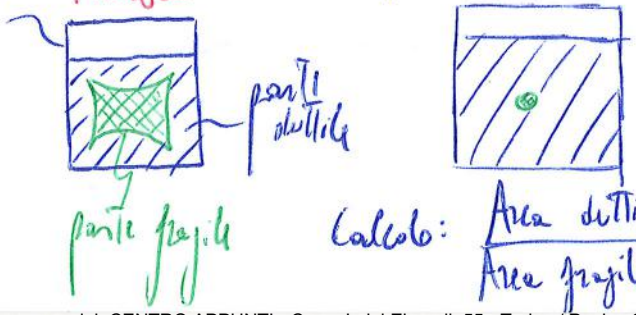
duttile → richiede più energia, con deformazione  
 ↑↑, ↓vcl di deform., stato monassiale  
 fragile → in assenza di deformazione  
 ↓↓, ↑vcl. di deform., stato triassiale

La frattura fragile è pericolosa → si cerca di evitarla

Prova di Charpy → pendolo utilizzato per determinare la tenacità del materiale. L'intaglio a 'V' o a 'U' permette la triassialità di deformazione (per frattura fragile). L'en. potenziale del pendolo è la stessa assorbita dall'urto.



## "Transizione duttile-fragile"

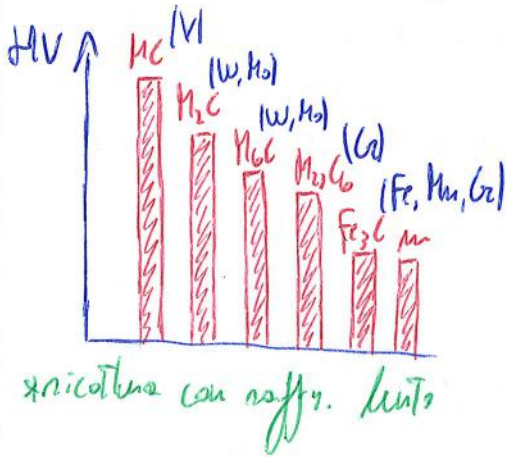




# "Acciai per utensili"

Resistenti a: carichi puntuali, usura, deformazione e mantengono tali propr. a caldo con buona tenacità. Le durezze è molto elevate.

- utilizzati:
- per lavoraz. a freddo  $C 1-2\%$  ( $W, O, A, D$ ) → microstruttura: a rinvenuta
  - per lav. a caldo  $C 0,3-0,5\%$  (H) (tipo temperabilità) (legati/non legati) (legati Co) → microstr.: carboni dispersi in matrice ferritica
  - Acciai rapidi  $C 0,8-1,2\%$  (T, M) (legati con W e Mo) (legati con W)



- Ciclo di lav.  $\xrightarrow{\text{electro-slag-re melting}}$   
 Colata (trattamento ESR per eliminare inclusioni)  
 → forgiatura (lav. a caldo) → ricottura\* (per avere  $\gamma + \text{carburi}$ ) → esp. di tracciato → distensione → finitura  
 → tratt. termico → rettifica/affilatura.

ESR: risolidificazione per ottenere maggiore purezza dell'acciaio. L'elettrodo fonde e l'acciaio viene risolidificato, gli ossidi conducono il calore. Viene spostata la zona di lavoro dal basso verso l'alto. Le microstrutture ottenute sono grossolane.

metallurgia delle polveri: per compressione le polveri vengono disposte e sinterizzate. La T elevata porta al fusore dei colli di saldatura. La saldatura completa viene eseguita successivamente.

- Trattamenti termici: pre-riscaldamento → austenitizz. → tempera → rinvenimento multiplo

Al rinvenimento multiplo → elimina stress e tensioni residue (max. 3 rinvenimenti)



- "Acciai Maraging"  $R_{p0,2} \approx 2000 \text{ MPa}$ , saldabili *circa nulla*

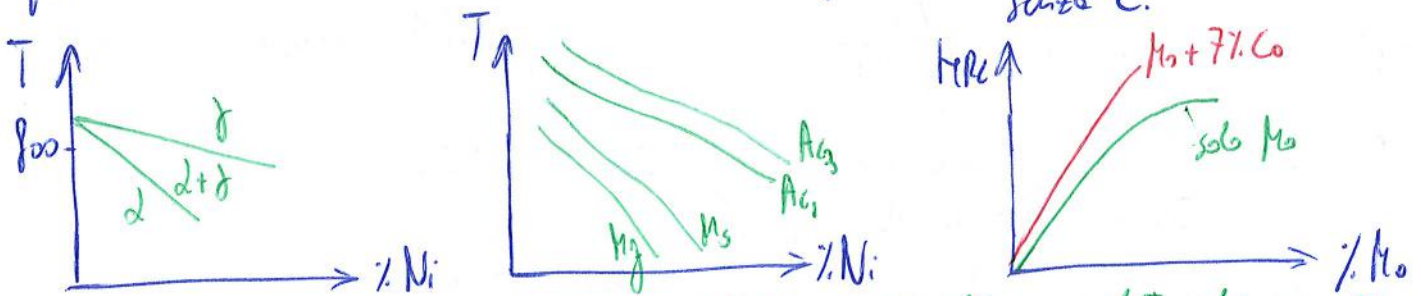
Per proprietà meccaniche più elevate a  $T_{amb}$ .  $C < 0,03\%$ ,  $Al \approx 0,1\%$ ,  $Ni = 18\%$   
 matrici rafforzata con composti intermetallici:  $Co$  8-8,7%,  $Mo$  3%,  $Ti$  2%.  $Ni_3Mo, Ni_3Ti$

$\Rightarrow$  si formano precipitati di seconde fasi *rafforzamento per precipitazione*

Trott. termico: Austenitizz.  $820^\circ C \rightarrow$  Tempa in aria (in dolce)  $\rightarrow$  invecchiamento  $480^\circ C$

Rafforzamento m: precipitazione di intermetallici, sol. solide sostituzionali, BDB, dislocazioni

$Ni$   $\rightarrow$  elemento austenitizzante, abbassa  $M_s$  e  $M_f$ , si ha m a  $T_{amb}$  in un acciaio senza C.



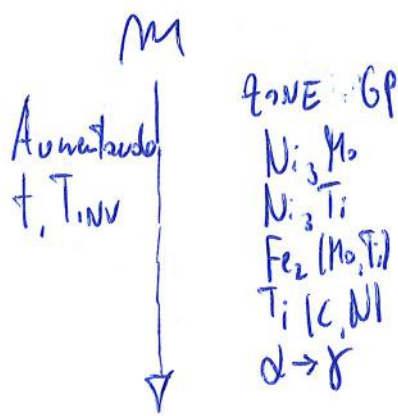
*vacuum arc re-melt* *electro slag re-melt*

- Ciclo di lavorazione: Colata (con VAR, ES)  $\rightarrow$  lam. a caldo / laminazione  $\rightarrow$  solubilizzazione (austenitizz. + tempera)  $\rightarrow$  def. a freddo / asport. di truciolo  $\rightarrow$  invecchiamento

- Rafforz. per precipitazione  $\rightarrow$  si ha sol. solide con elem. di lega in soluzione solida sovrasatura, i precipitati interferiscono con i movimenti delle dislocazioni.

Nell' invecchiamento si sono zone GP in cui si addensano i precipitati che sono inizialmente metastabili  $Ni_3Mo, Ni_3Ti$  e successivamente diventano stabili  $Fe_2(Mo, Ti)$ . Allora ai precipitati si concentrano le tensioni

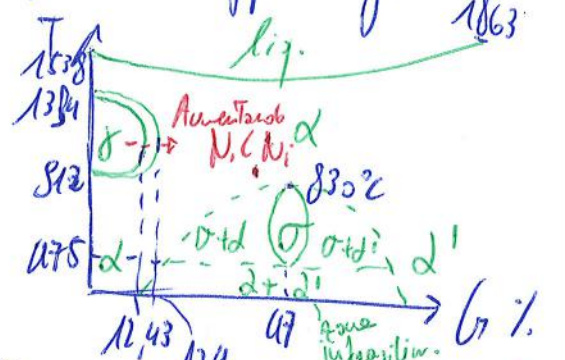
A maraging sono il miglior compromesso tra resistenza a tenute a frattura



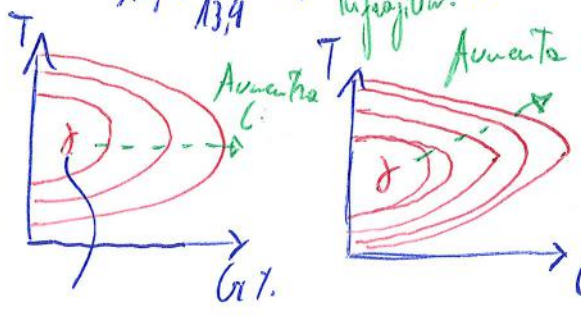
$\rightarrow$  proprietà di arrestare la propagazione di una lancia con un apice ideale (taglio con raggio di fondo intaglio nullo).



- "Inox": effetto sugli elementi di lega,  $Cr > 12\% \rightarrow$  effetto ferritizzante  
 $Ni \rightarrow$  effetto austenitizzante



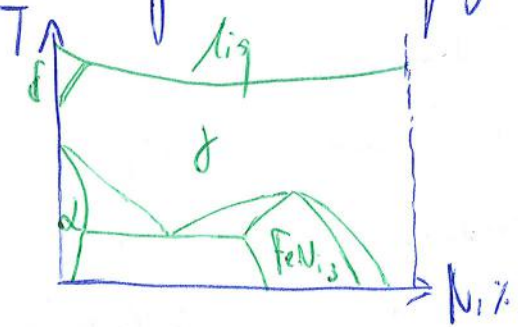
Famiglia inox: austenitici, ferritici, martensitici  
 ~70% diminuisce resist. e corrosione



Fase  $\sigma$ : composto intermetallico, si precipita ad alta T. sufficiente alta. Tale fase non compare (per effetto di infragilimento)

Fase  $\delta$ : campo ferritico a basse T, ricco in Fe con poco Cr (da composizione spinoidale)

$\delta$  loop  $\rightarrow$  viene amplificato a seconda dell'elemento di lega aggiunto (C, Ni)



- Diagramma di Scheffler  $\rightarrow$  contiene % di Ni e Cr (Ni è il modo più semplice per ottenere  $\delta$  a Tamb)

- "Inox austenitici" 18% Cr - 8% Ni

"304" 18Cr - 10Ni  $\rightarrow$  miglioramenti: prop. meccaniche + C, - Cr, - Ni,  
 corrosione a alte T + Cr, + Ni, pitting + Cr, Mo, minor costo - Ni, + Mn,  
 saldabilità - C, Ti, Nb

- precipitaz. intergranulari di carburi e BDB  $\rightarrow$  consumano Cr e portano a corrosione  
 - cinetica corrosione intergranulari  $T \approx 800^\circ C$  situazione peggiore ( $\sigma$ , X, Laves)  
 $T \approx 1000^\circ C$  scioglimento carburi senza precipitati

Per evitare la consumazione di Cr  $\Rightarrow$  si toglie C e si aggiungono Ti, Nb che precipitano preferenzialmente ai carburi di Cr



"Inox ferritici"	ASTM	C	Cr	Ni	Mo	EN-10088	YS	UTS
304	<0,08	13	/	/		X6Cr13/1.4000	250	500
316	<0,08	17	/	/		X6Cr17/1.4016	280	530

• Valori max. C 0,06%, Cr 17%

• Miglioramenti: +Cr resist. meccanica, +Cr Mo resistenza pitting e corrosione a umido, +Cr, Al, Si resist. a ossidazione a caldo, -Cr minor costo, -C, +Ti, Nb saldabilità

• prop. meccaniche → sono scarse  $\sigma_{p0.2}$  200-300 MPa,  $\sigma_m$  500-550 MPa, A 20-25%.  
presentano transiz. duttile-fragile (gli inox  $\gamma$  sono migliori)

• possono essere rafforzati → con invecchiamento, affrettato però, soluzione solida sostituzionale con Cr

- Elementi di lega: Cr - res. a corrosione, struttura  $\alpha$ , C - riduce carboni di Cr, formaz. di  $\delta$  e mantiene duttilità, Ti-Nb - forma carboni non dannosi, elemento Crq e formazione di  $\delta$  a caldo, Al, Si - ...

⇒ +Ti, +Nb, +Cr, -C - evitano formazione di  $\delta$ , si fa una ricottura a  $T < A_1$  sui 850-900°C (opposto a inox  $\gamma$ )

- Carboni di Cr → inevitabili con C ma meno dannosi che negli inox  $\gamma$ , con ricottura si ottiene d'urgenza + carboni  $\delta$  ma c'è modo di eliminarli

- Fasi intermetalliche:  $\sigma = FeCr$ , Laves, X  
soluzione: solubilizzazione a 1050°C  
stesso effetto d'ingravidimento

- Tipico degli acciai inox  $\alpha$  → ingravidimento a 475°C - favorito dal tenore elevato di Cr > 14%

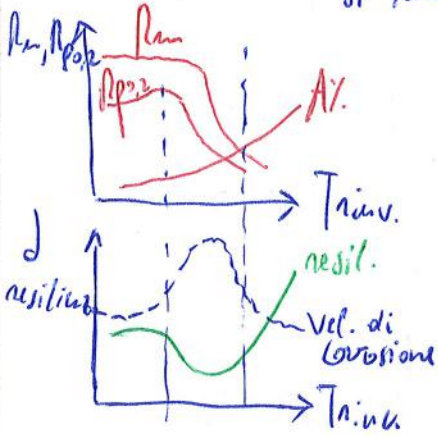
d sol. solida ⇒  $\alpha(Fe) + \alpha'(Cr)$

⇒ si formano piani  $\alpha$ ,  $\alpha'$  separati:  $\approx 10$  nm (invisibili al microscopio ottico)  
effetti: più fragile, più resistente, soluzione: ricottura a 550-600°C non è lungo trattamenti →  $\sigma$ .



La presenza di carboni  $M_s$  tende ad aumentare (grafico CCT a20 B), aumentando  $T_{amb}$  diminuisce la densità di carboni:

- $T_{amb}$  basso  $\rightarrow$  carboni indisciolti, poco  $C$  in  $\delta$ ,  $n$  meno dure,  $d$
- $T_{amb}$  alta  $\rightarrow$  dissoluzione carboni, possibile  $M_s < T_{amb}$ , grani grossi,  $\delta \Rightarrow$  durezza max. si ha con  $n$  con massima quantità di  $C$



- Effetto delle T di rinvenimento (dai grafici)

	Ricotto		Temperato stesso		Temperato rinvenuto	
	Rm	A%	Rm	A%	Rm	A%
X12Cr13	350	23%	1325	16%	750	20%
X30Cr13	400	19%	1350	13%	850	18%
X15CrNi17	475	16%	1500	6%		

"Inox duplex"  $\rightarrow$  bifasici  $\delta + \alpha$ , con tenori elevati di Cr - per strutture solubili con buone proprietà meccaniche

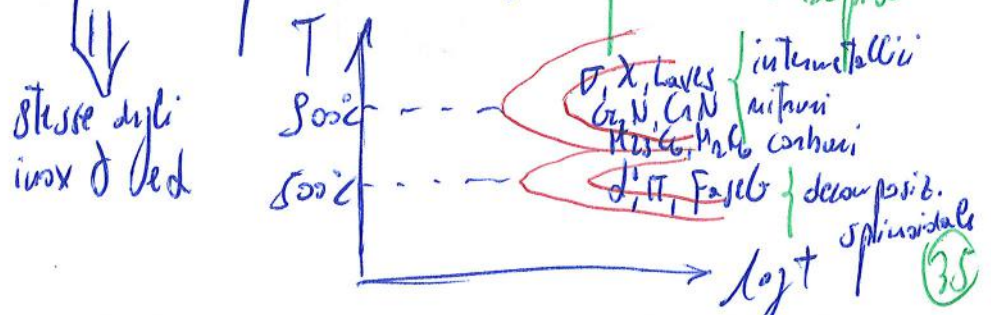
nome commerciale	EN	N	$M_s$
2304	X2CrNiN23-4	0,1	-
2205	X2CrNiMoN22-5-3	0,15	3

N  $\rightarrow$  elemento austenitizzante che favorisce la resist. meccanica senza altre fasi

Alle solidific. :  $\alpha$ , durante raffreddamento:  $\alpha \rightarrow \alpha + \delta$ , in parte 50%  $\alpha$ , 50%  $\delta$  con  $M_s < T_{amb}$

- Trattamenti termici: solubilizzazione  $T \approx 1000/1050^{\circ}C$  + raffredd. rapido
- Proprietà: resist. corrosione ( $C > 20\%$ ), resistenza meccanica superiore agli inox  $R_{p0.2}$  duplex  $\approx R_{p0.2}$  inox  $\cdot 2$

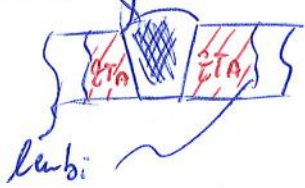
- Fasi indesiderate:
  - carboni/nitruuri
  - intermetallici ( $\sigma$ ,  $\chi$ , Laves)
  - decomposizione spinoidale:  $\alpha \rightarrow \alpha + \alpha'$





# "Saldatura e saldabilità degli acciai"

- Saldatura: tecnica che fonde una porzione limitata di un componente con apporto di calore localizzato e la resolidifica.



- Proprietà meccaniche → da microstrutture, da tensioni prodotte durante il ciclo termico di saldatura, da eventuali difetti di solidificazione (bollicine di gas), prodotti da ritiro, seconde fasi

⇒ bisogna porre attenzione a: Tensioni residue, assorbimento H<sub>2</sub>, sensibilità microstrutturale

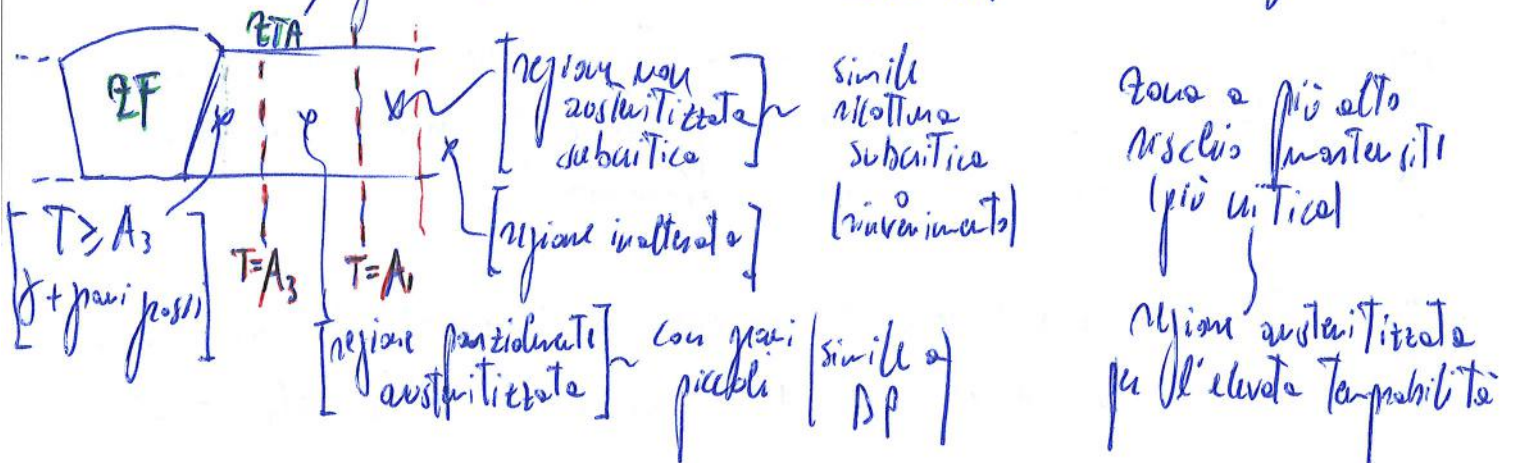
ETA: zona termicamente alterata, regione che raggiunge T elevati subendo un ciclo termico differente rispetto a quello del metallo base.

Notture nei processi di saldatura:

- a caldo ⇒ fessure nella zona fusa per contrazione volumica
- microfessurazioni nella ETA per tensioni termiche o trasf. di fase
- a freddo ⇒ per la compressione di H<sub>2</sub> disciolto

si cerca di ridurre al minimo i difetti con precauzioni di processo: saldatura in atmosfera di gas protettivi, ricottura di post-processo.

- saldabilità: attitudine del materiale a produrre dopo saldatura, microstrutture e proprietà meccaniche paragonabili a quelle del materiale originario. È legata alle storia termica della ETA:



saldabilità → espressa dalla formula del 'carbonio equivalente':

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

$C_{eq} < 0,25 \Rightarrow$  acciaio saldabile  
 $C_{eq} > 0,5 \Rightarrow$  acciaio non saldabile. (37)



• Energia da fonte elettrica  $\Rightarrow$  arco elettrico (Arc welding: AW)

Arco elettrico: flusso di ioni/elettroni tra due elettrodi sotto forte campo elettrico. Il calore è generato dall'urto delle particelle sulla sup. del pezzo. L'elettrodo può essere permanente (fornisce calore) o consumabile (fornisce calore, metallo d'apposto e gas protettivo).

- GTAW: gas tungsten arc welding (TIG)

Gas inerti:  $\rightarrow$  evitano l'ossidazione del metallo a contatto con aria (He, Ar...), l'elettrodo viene raffreddato in  $H_2O$

Con / senza bacchetta d'apposto  $\Rightarrow$  Con - reazione fusa più profonda  
 senza - senza possibilità di penetrazione

- GMAW: gas metal AW (MIG) (MAG)

La torcia è rappresentata da un elettrodo consumabile, il filo si fonde e ricade sotto forma di metallo fuso, col metallo d'apposto si misura la quantità che cade sulla saldatura. Il gas ha funzione di protezione e di controllo dell'AW.

- SMAW: shielded metal AW  $\rightarrow$  senza metallo inerte

Le bacchette fungono da elettrodo + metallo d'apposto. Il rivestimento esterno forma gas con scopo protettivo, con seconda fase protettiva in superficie che fonde da scoria ( $CaO$ ) e formazione di H. Sono presenti alcuni ossidanti che ripuliscono l'arco nel rivestimento.

È un metodo semplice, portatile, economico, ma meno efficace rispetto a GMAW.

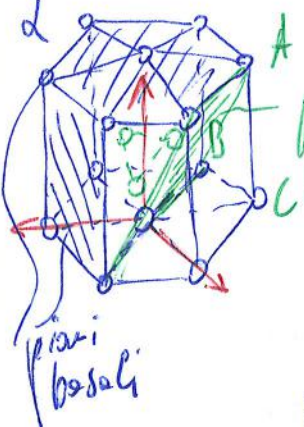
• Saldature a resistenza  $\Rightarrow$  RSW (Resistance spot welding)

Saldature a punti  $\rightarrow$  per lamine sovrapposte, puntate con una certa pressione senza apposto la resistenza elettrica è elevata nella zona di contatto tra lamine si forma liquido che solidifica chiudendo il circuito elettrico e formando il giunto. La pressione non deve essere troppo elevata per non schiacciare il liquido, c'è possibilità di corrosione interstiziale e la saldatura presenta un problema d'intensific. delle tensioni (35)



- "Leghe di Titanio" → caratteristiche meccaniche simili a quelle degli acciai.  
 Ti:  $T_g = 1670^\circ\text{C}$ ,  $\beta \rightarrow \alpha$ ,  $\beta$  *isagonale compatta*  $\rightarrow$   $\alpha$  *EC*  $\rightarrow$   $\alpha$  *ECC*, temperatura di transizione =  $880^\circ\text{C}$ , alta resistenza e corrosione, peso elevato,  $\frac{c}{a} = 1,587$  ( $\frac{c}{a} = 1,633$  ideale)

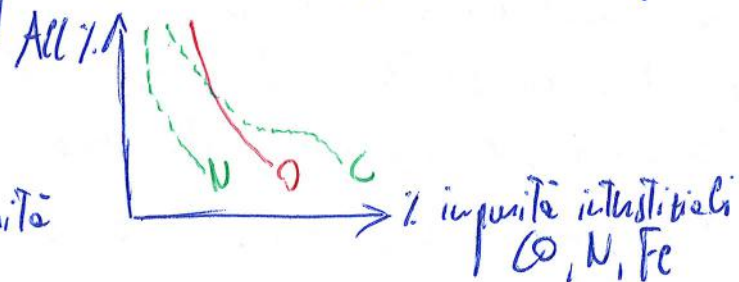
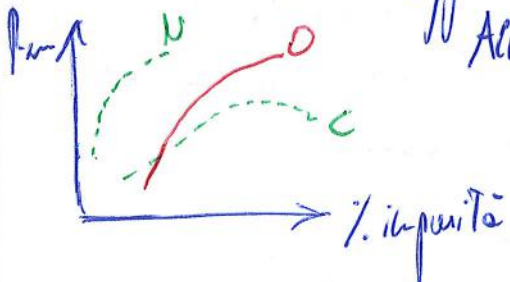
- Reticolo EC - piani di massima densità  $\Rightarrow$  impilamento ABC  
 piani basali  $\{0002\}$ , con  $\frac{c}{a} \downarrow \Rightarrow$  duttilità  $\uparrow$   
 dal rapporto  $\frac{c}{a}$  risulta che il Ti è molto duttile, al diminuire di tale rapporto la densità dei piani piramidali/prismatici si avvicina a quella dei piani basali  
 $\frac{c}{a} \uparrow$  scorrimento solo su basali  $\Rightarrow$  scarse possibilità di deformazione



piani prismatici  $\{10\bar{1}0\}$ , piani piramidali  $\{10\bar{1}1\}$

- leghe di Ti commercialmente pure  $\rightarrow$  presentano basse % di C, O, N, Fe che portano a rafforzamento per sol. solide  
 $Y_s = 240 \text{ MPa}$  grado A,  $Y_s = 550 \text{ MPa}$  grado 4 (grado 3  $\rightarrow$  resistenza più alta)  
 vengono utilizzate per resist. e corrosione, biocompatibilità, formabilità  
 O: 0,2-0,4%, Fe: 0,2-0,5% - dannoso per resist. e corrosione, struttura  $\alpha$

- Trattamenti termici effettuabili: ricottura, ricristallizzazione



- Effetti elementi di lega:  
 •  $\alpha$ -stabilizzanti  $\rightarrow$  Al, interstiziali (O, N, C)  
 •  $\beta$ -stabilizzanti  $\rightarrow$  V, Mn, Nb *isomorfi o formatori di intermetalli*, Ta, Ni, Cr, Co, Fe, Ni, Cu, Si  
 • neutri Su, Zr  
 $\alpha \rightarrow$  e.c.,  $\beta \rightarrow$  c.c.c. | più stabile in equilibrio (41)



- Leyler  $\beta$ - $\alpha$  (più importanti)  $\rightarrow$  Es. Ti - 6Al-4V  $Y_s = 300/1100$  MPa  
 solution treated and aged (STA)  $\Rightarrow$  con tratt. termico la fase  $\alpha \rightarrow \beta$  può essere  
 invecchiata e quindi rafforzata (per  $T > \beta$  transus)

ELI: extra low interstitial

• Raffreddamento lento: con  $T > \beta$  transus  $\rightarrow$  trasm. aciculari: lamelle alternate, in scala  $\alpha + \beta$ , per resistenza sup.  
 (air cooled)  
 $\beta \rightarrow \beta_{TRANS.} \Rightarrow$  lamelle  $\alpha$  nei precedenti piani con un po' di  $\beta$  residuo (dim. colonie perit.)  
con  $T < \beta$  transus

$\alpha + \beta \rightarrow \alpha + \beta + \alpha_{primario} \Rightarrow$  con trasm. equiasiale che implicano maggior duttilità e maggior formabilità. Solo il  $\beta$  si trasforma.  
 $\alpha + \beta \rightarrow \beta_{TRA.} + \alpha_{prim.}$

• Raffreddamento veloce: con  $T > \beta$  transus  
 ( $H_2O$  cooled)  
 $\beta \rightarrow \alpha' (\text{or } \alpha'')$  solut. solida malleabile (microstruttura aciculari)  
con  $T < \beta$  transus

$\alpha + \beta \rightarrow \alpha_{primario} + \alpha' \Rightarrow$  con invecchiamento  $\rightarrow \alpha' + (\alpha + \beta) \Rightarrow$  per avere resistenza max.

con invecchiamento  $\alpha'$  si decompone in fasi stabili  $\alpha + \beta$  e rafforza la lega.

- Le microstrutture sono aciculari: dopo tratt. termico a  $T > \beta_{TRANSUS}$

$\beta$   $\left\{ \begin{array}{l} \text{aria} \Rightarrow \beta_{TRANS} = \text{lamelle } \alpha \\ H_2O \Rightarrow \alpha' \text{ (o } \alpha + \beta \text{ se } M_3 = \text{Turb)} \end{array} \right.$   $\rightarrow \text{cup} \Rightarrow k_{IC}$  maggior

- Le microstrut. sono equiasiali: dopo tratt. termico a  $T < \beta_{TRANSUS}$

$\alpha + \beta$   $\left\{ \begin{array}{l} \text{aria} \Rightarrow \alpha_{prim.} + \beta_{TRA.} (= \text{da lamelle } \alpha) \\ H_2O \Rightarrow \alpha_{prim.} + \alpha' \end{array} \right.$  Sono duttili e formabili

- Invecchiamento  $\rightarrow$  se è presente  $\alpha'$  o  $\beta$  resta stabile (decomposition, raffreddamento)

- Max. resistenza  $\rightarrow$  con tratt. termico a  $*T \approx T_p - 50^\circ C \Rightarrow \beta + \text{ipocrit } \alpha$ ,  
 tempo, invecchiamento a  $500^\circ C$

- Miglior  $k_{IC} \rightarrow$  Leyler  $\beta$ - $\alpha$  ELI

93



- "Glise": leghe di Fe con C > 2.1%, utilizzate per fonderie a causa della maggiore labilità: bassa T fusione, ritmo di solidificaz. ridotto, intervallo di T di solidificazione ridotto.

Si differenziano: glise con grafite (grigie) / glise con Fe<sub>3</sub>C (bianche) con effetto grafittizzante / stabilizzante dei carburi. Per le glise si preferisce la formazione di grafite => è più importante il diagramma di stato stabile.

• Glise grigie -> leghe Fe-C-Si => aggiungendo [Si] (el. di lega più importanti) ileutattico trasla verso sinistra per avere leg. alto e meno grafite.

Carbonio equivalente:  $CE = \%C + 0,3 \%Si + 0,33 \%P$

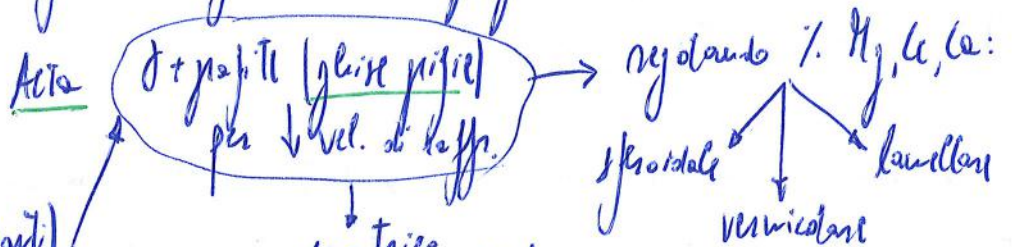
$> 0,3$  iperutettice  
 $< 0,3$  ipocutettice

$liq \rightarrow C(\gamma) + \delta \rightarrow C(\gamma) + \alpha + \text{carburi}$   
 Si, Al: grafittizzanti, ferritizzanti  
 Ni, Cu, Sn: grafittizz., perlitizzanti nel raffreddamento.  
 Cr, Mo, W, V: formatori carburi.

+ grafite  
 - prop. meccaniche

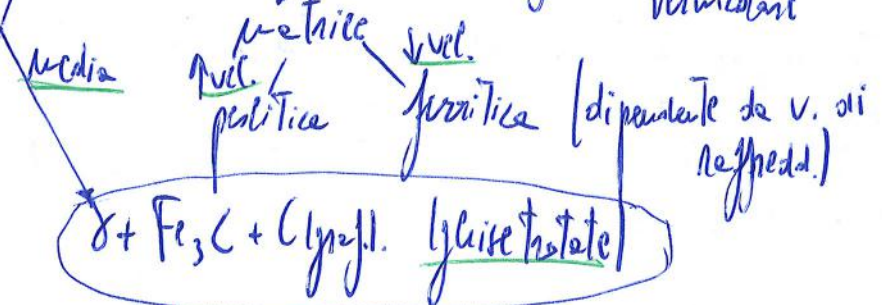
Mn: riduce S e aumenta vel. di raff. con effetto perlittizzante.

Mg, Ce, Ca: in % piccola influenzano forma della grafite



- Solidificazione (% el. grafittizzanti)

Basse  $\delta + Fe_3C$  (glise bianche) per  $\uparrow$  vel. di raff. (grafite)



strutt. perlit + Fe<sub>3</sub>C => con trattamento termico: glise malleabile (più duttile) meno fragile



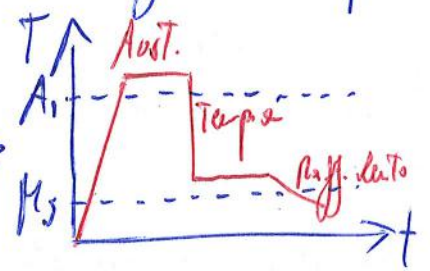
Sferoide: insieme di cristalli e elica in un singolo piano di C denso, che con dislocazione e vite cresce su se stesso dal centro della sfera

ADI: austempered ductile iron, phase austempered-ferritiche (d+p) che hanno le migliori prop. meccaniche (si regola composiz. e vel. di raff. durante colata).

- Tratt. termici: modificano la matrice - ferritizzano la matrice (800°C, raff. lento), perliteizzano la matrice (austempera, raff. lento), bonifica (come per gli acciai si ottiene per rinvenimento).

per  $\frac{d}{p}$  alti: si regola la colata con additivi.

(Tratt. per phase austemp.)

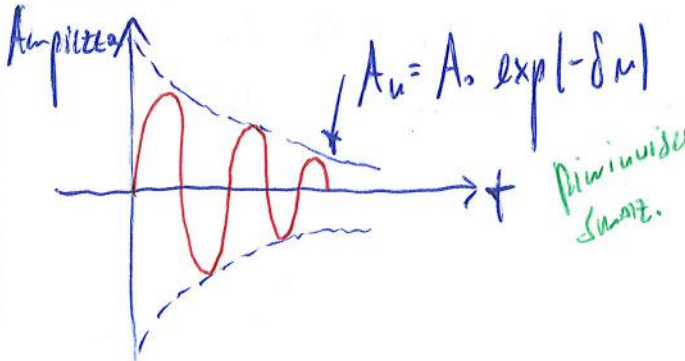


matrice austemperata = Fe scaturato +  $\gamma$

- Valori Tipici: C 2,5-3,8%, Si 1,4-1,8%, Mn 0,4-1%, Mg 0,03-0,06%.

<0,01 lamelle / 0,01-0,03 compatta / >0,03 sferoid.

- Smorzamento di vibraz. del materiale  $\rightarrow$  c'è deformat. plastica a livello microscopico



	$\delta$	$N_{1/2}$
Acciaio	$< 0,0005$	$> 1386$
Glisa sferoidale	$\approx 0,001$	$\approx 683$
Glisa lamellare	$\approx 0,01$	$\approx 65$

Origini di tali proprietà: riflessioni multiple sulle interfacce matrice/grafite  $\Rightarrow$  smorzamento nelle grafite, microplasticità nella matrice, nelle regioni sovraccaricate e intaglio interno.

$\delta$ : fattore di decadimento progressivo.



Le carott. meccaniche aumentano fino a Zn 30% poi diminuiscono. Al raffredd. lento favorisce d. ( $\alpha \rightarrow +$  duttilità,  $+ \beta$  (poi  $\beta'$ )  $\rightarrow +$  durezza)

Pb  $\rightarrow$  molti atomi insolubili e porta ad avere seconde fasi disperse nella matrice di Cu (per lubrificare e spezzare il truciolo Pb 2-3%)

$\beta/\beta'$  e Tamb porta un effetto di indebolimento (Zn > 33%, meglio avere solo  $\alpha$  con Zn < 32%).

- Lavorazione: I° titolo  $\rightarrow$  def. e caldo e freddo (ricottura + def. e freddo), se la ricottura è eccessiva si forma buccia d'ossidazione dopo imbutitura.

II° titolo  $\rightarrow$  def. e caldo (meglio  $\alpha + \beta$  di  $\alpha + \beta'$ ), se successivamente si raffredda lentamente  $T_c$  aumenta ( $\approx 450^\circ C$ )

Si utilizza Cu/Zn per vedere se la lega è monofasica o bifasica.

- Bronzi (leghe con Cu-Sn)  $\rightarrow$  fase  $\delta = Cu_{31}Sn_8$  (è disomogenea) no per duttilità

• Fino al 14% Sn  $\rightarrow$  lega monofasica, per  $T < 14\%$  le trasformazioni non si verificano per la scarsa diffusività, problema di omogeneità.

• Oltre 14% Sn  $\rightarrow$  microstrutt.  $\alpha + \delta$   $\beta \rightarrow \alpha + \epsilon$  non si verifica per scarsa diffusività)

Sn: rafforza per soluzione solida. Tali bronzi hanno caratteristiche meccaniche e a corrosione migliore degli ottoni (Es. bronzi al P: Cu-8%Sn-0,3%P)

- Bronzi (leghe con Al)  $\rightarrow$  lega monofasica fino al 10% Al, duttili  
leghe  $\alpha - \beta$  meno deformabili

Al: migliora la resistenza e corrosione.

aumentano prop. meccaniche Al  $\uparrow$  fino al 10%

Esempio: 5% Al - 5% Zn - 1% Sn monodic gold  $\rightarrow$  per monete.



un effetto di rafforz. ulteriore dovuto alle tensioni residue attorno le particelle. dipende da dispersione, dimensione, numero e forma delle particelle. Le particelle vengono da solubilit. (s.s. sovrastruttura) e precipitazione

=> sequenza di precipitazione:

rappagliamenti locali di soluto -> zone GP ->  $\theta''$  ->  $\theta'$  ->  $\theta$

Nelle zone GP (Guinier - Preston) c'è una concentrazione anomala di soluto, nelle posizioni reticolari occupate c'è una concentrazione di Cu massima, iniziano le formazioni delle tensioni.

L'interfaccia può essere coerente se le deform. locali generano un campo tensionale attorno le particelle (con maggior raffredd.) o incoerente (stato tensionali)



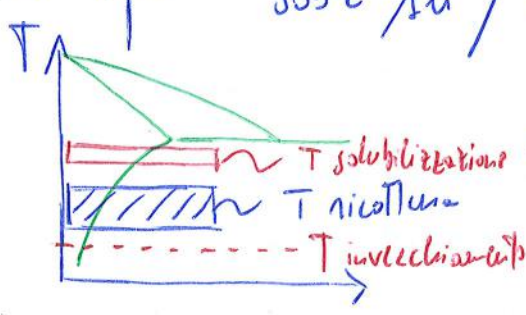
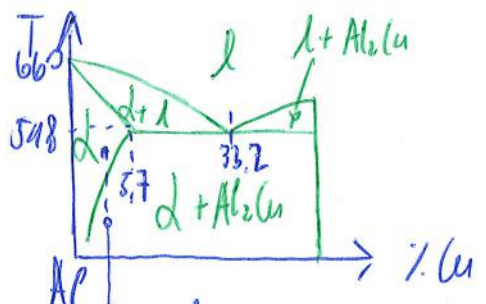
Per produrre seconde fasi piccole si usa una sol. solida sovrastruttura con precipitazione, nucleazione e scarsa crescita.

La fase stabile  $\theta$  non può dare fasi coerenti

PFZ - precipitation free zones -> zone prive di precipitati: presso DBS, perché si hanno meno vacanze e meno at. di lega. Si evitano con tempo più efficace o con invecchiamento a due tempi.

Al - at. Cu AA2024

Treat. tipico: solubilizzazione / Tempo / Invecchiamento  
505°C 1h / in H<sub>2</sub>O / 170°C 10h



appena al di sotto dell'eutettico per non formare liquidi

4% - lega AA2024

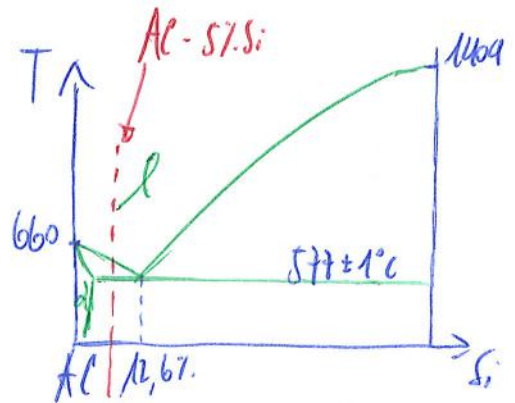
-solubilizzaz. + Tempo -> si ha sol. solida anche sovrastruttura di vacanze, le vel. di raffreddamento sono fondamentali.

la possibilità di rompere il ciclo durante la temp. in H<sub>2</sub>O => temp. in H<sub>2</sub>O. (51)



- Leghe di Al per getti → molto utilizzate

Designazione: 1xxx Al puro ~ nitro 6%  
 2xxx Cu  
 3xxx Si, Cu, Mg } ~ 30% produzione  
 4xxx Si



Le leghe Al-Si sono le più colabili ( $\Rightarrow$  Si 8% / 12%), inoltre il problema del nitro è ridotto. Effetti del Si:

- minor T di fusione, con liquido meno viscoso
  - nitro di solidificazione minore (< 3%), con meno rischio di usare porosità
- Al picco locale di  $\rho_m$  e All. % è dovuto all'affinamento microstrutturale con rafforzamento per affinamento del grano. All'aumentare di Si  $\Rightarrow \rho_m \uparrow$ , All. %  $\downarrow$ , met. più duro, meno deformabile. Vicino all'eutettico si ha il picco locale

SDAS: secondary dendrite arm → distanza tra due braccia del dendrite di  $Si^{eut} + d^{eut}$   
 $\Rightarrow$  con lamelle finemente alternate di Al + Si

$$l \rightarrow l + \underbrace{d}_{\text{dendrite}}^{primario} \rightarrow \underbrace{d}_{\text{matrice } d}^{primario} + \underbrace{d}_{\text{2° fase}}^{eut} + \underbrace{Si}_{\text{2° fase}}^{eut}$$

- Trattamenti termici possibili (per leghe 3xxx) → il Cu/Mg/altro in sol. solida nella matrice permette il trattamento di solubilizz. e invecchiamento della matrice d. Al Si rimane inerte nel tratt. termico.

- Meccanismi di rafforzamento:

- affinamento del grano (dendriti più piccole, SDAS minore) → si favorisce la nucleat. delle dendriti (granit di Al dal liquido aggiungendo Al-Si-AB contenente composti che non si disciolgono e servono come nuclei per Al-d. Si può sfruttare il raffreddamento veloce, ma non sempre è possibile.



- Leghe da fusione con  $Zn + PE$

leghe  $Mg - Zn - PE \Rightarrow$  più costosi e meno colabili delle leghe  $Mg - Al - Zn$   
 11. 6%

leghe  $Mg - Zn - PE - Zn \Rightarrow$  più colabili e indeformabili per precipitazione  
 17. 11. 11.

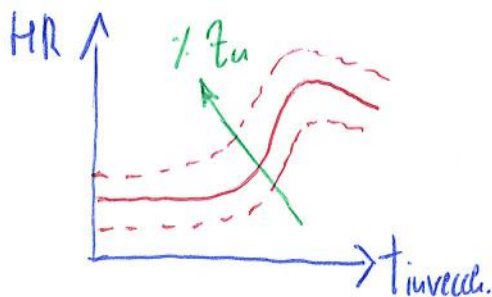
- Resistenze meccaniche: AZ31-T6 3% Al 1% Zn  $R_m = 230$   $R_{p0,2} = 110$  Al% = 3%  
ZE41-T6 - 1% Zn - 0,7% Zn - 1,3 PE  
 $R_m = 200$   $R_{p0,2} = 130$  Al% = 3%

- Leghe da deformazione plastica

più utilizzato AZ31  $\Rightarrow$  Al 3 - Zn 1 - Mn 0,3 ,  $R_m = 230$  MPa

Rafforzamento: per soluz. solida, affinamento del grano, invecchiamento

Trattamenti termici: Ricottura  $\approx 350^\circ C$   
 Def. plastica  $\geq 200^\circ C$   
 Distensione 150-425  $^\circ C$   
 Solubilizz. per invecchiamento  $450^\circ C$  per 16-24 h in aria  
 Invecchiamento  $200^\circ C$  per 5-25 h



La  $R_m$  migliora poco  
 $R_{p0,2}$  migliora in modo più marcato  
 T4, T5, T6 come leghe Al



Cementite  $Fe_3C$ : composto interstiziale duro e fragile costituito da ferro (93,3% in peso) e carbonio (6,67% in peso)

Al % negli acciai per calce: si inserisce 0,1% e rimane lo 0,03-0,04% residuo per rendere l'acciaio non effervescente.

Fasi  $m, n$  rinvenute:  $\alpha'$   $\alpha$  + carburi finemente dispersi in modo omogeneo  
 ↳ struttura tetragonale a corpo centrato FCC

Tenori C acciai per utensili:  
 per def. e caldo 0,3-0,5%  
 per def. e freddo 1-2%  
 rapidi 0,8-1,2%

Potenziali standard del Fe:  $-0,44V$  | per  $H_2O + O_2 \Rightarrow \pm 0,41V$   
 NB signo  
 metallo  $H_2O$

Stato metalurgico e catodi: reazioni di ossido-riduzione tra anodo e catodo che porta alle formazioni di uno stato passivante sull'anodo

Acciai da bonifica:  $0,3\% < C < 0,6\%$ , la  $m$  rinvenuta ha caratteristiche meccaniche migliori rispetto alla microstruttura con bainite inferiore

Elementi di lega che formano carburi negli acciai: Ti, Nb, W

minerale di Fe che va in altoforno: 2t | 4t di aria

Leghe 7000 Mg-Al-Cu: possono essere rinforzate con carburi di Mg

Duplex: acciai austenite-ferritici, con struttura mista di  $\gamma$  e  $\alpha$ , che contengono Cr dal 18 al 26%, Ni dal 4,5 al 6,5% e Mo da 2,5 a 3%

Ferrite  $\delta$ : con 0,10% di C, si forma ad alte T tra 1382 e 1536 °C.

C/a nella transf. interstiziale: dipende da %C,  $C \uparrow \Rightarrow \frac{c}{a} \uparrow$

Limitazione del fenomeno di Creep: si evitano metalli cfc e quelli monocristallini e grano grosso. Si diminuisce lo scorrimento delle dislocazioni inserendo elementi alliganti come B e Zr, che ostacolano il movimento delle dislocazioni. (57)