



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

**NUMERO: 1506A -**

**ANNO: 2015**

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

**STUDENTE: Giunto**

**MATERIA: Materiali Metallici. Prof.DeBenedetti**

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.**

01/10

materiali metallici → sono i migliori grazie alla loro duttilità accoppiata alla loro eccelsa resistenza a trazione e accettabile tenacità → anche altissima riciclabilità

difetti → notevole tendenza alla corrosione

parametri qualità → composizione controllata

leghe → lega "pulita" → lega in cui non sono presenti fasi indesiderate

inclusioni solide (ossidi) o gassose (porosità) non metalliche  
omogeneità strutturale → microstruttura analoga in qualsiasi zona del materiale

trattamento termico adeguato alle lavorazioni che deve subire

02/10

Produzione acciaio:

Impianto fusorio → siviera → lingotti / billette → qualità dell'acciaio differente

siviera → contenitore in cui viene travasato l'acciaio fuso

↓ grosso recipiente → parecchie decine di tonnellate

↓ scoria ↑ velocità di deflusso  
→ velocità d'uscita variabile nel tempo per mantenerla costante è necessario aprire il foro man mano che il metallo fuoriesce perché nello scarico diminuisce il battente idraulico

foro chiuso con uno scaricatore a cassetto

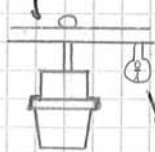
↓ 2 refrattari con fori non coincidenti quando lo scarico è chiuso e coincidenti quando è aperto

è necessario un foro per non scaricare le scorie

↓ inclinandolo verrebbero scaricate per prime

↓ senza contare la forza necessaria per inclinarla

la siviera è agganciata a un carro-ponte



↓ rotaie a cui è agganciato il sistema

↓ si fa più in fretta a spostare la siviera della lingottiera

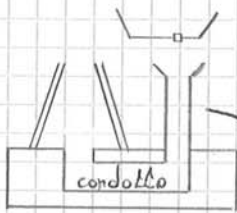
↓ deve stare attento a non urtare nulla

↓ durante il movimento della siviera la zona è sgomberata



rimescolamento → permette una riformazione chimico-strutturale tramite la deformazione plastica → si avrà una differenza di sezione fra lingotto e il prodotto di deformazione plastica

- difetto delle inclusioni → eliminato con la colata in sorgente  
diminuisce il percorso in aria



l'acciaio sale dal basso ⇒ non ci sono schizzi  
condotto in mattoni refrattari (resistente alle alte T)  
il metallo fuso si raffredda pochissimo

in questo modo posso alimentare più lingottiere → almeno 4



⇒ ho eliminato il difetto delle gocce fredde

“fredde” è un termine relativo, usato in comparazione alla massa dell'acciaio fuso  
però ho un rottame nuovo → scarto di produzione  
viene riciclato nella produzione di acciaio fuso  
lega fusa si solidifica anche nel condotto

a fine colata possono verificarsi trascinamenti di scorie (dalla siviera) e trascinamenti di pezzi di refrattario → possono creare inclusioni materiale di qualità inferiore

cono di ritiro → man mano che la T scende il materiale si contrae, diminuisce di volume



superficie che si contrae più facilmente

non c'è nulla che contrasti la contrazione (no parete)

zona che si raffredda per ultima → tende ad attirare ⇒ cono di ritiro

il fenomeno di ritiro è uno dei grandi problemi dell'acciaieria

questa zona dev'essere scartata perché fortemente ossidata

non può essere avviata a laminazione ⇒ dev'essere scartata

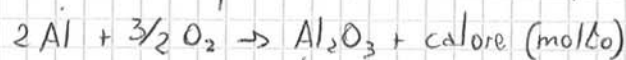
scarto di coltura → rottame nuovo

materozza esotermica → ultima a solidificare

bisogna aggiungere una sostanza che sviluppi una reazione esotermica

polvere di alluminio + O<sub>2</sub> → combustione

(miscelata con qualcosa di refrattario (EX. fluoruri) → EX. Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> fluorina



ossido di alluminio

la materozza (scoria) deve rimanere liquida fino a quando l'acciaio non si è solidificato ⇒ niente cono di ritiro

inoltre tutte le sostanze estranee con densità minore dell'acciaio (~7.7 g/cm<sup>3</sup>) galleggiano → EX. ossidi (ρ ≈ 2 ÷ 3 g/cm<sup>3</sup>)



raffreddamento ad acqua  $\Rightarrow$  velocità d'asportazione del calore molto maggiore della lingottiera

$\Rightarrow$  { fenomeni di disomogeneità strutturale sono molto esigui  
fenomeni di disomogeneità chimica sono marcatissimi

$\downarrow$  perché col raffreddamento veloce non c'è tempo per fenomeni di diffusione  
inoltre non posso utilizzare la scoria coprente  $\Rightarrow$  processo scadente dal punto di vista della pulizia

$\downarrow$  si utilizza uno scaricatore per evitare il contatto fra aria e acciaio liquido  
in materiale refrattario  $\downarrow$  getto protetto  
dev'essere rotolato dopo ogni colata  $\Rightarrow$  costoso

per evitarlo, dipende dalla tipologia dell'acciaio:

- acciai non legati al semplice C  $\rightarrow$  nessun elemento oltre 1%
- acciai a medio-basso tenore di lega
- acciai ad alto tenore di lega  $\rightarrow$  almeno un elemento di lega con percentuale superiore al 5%

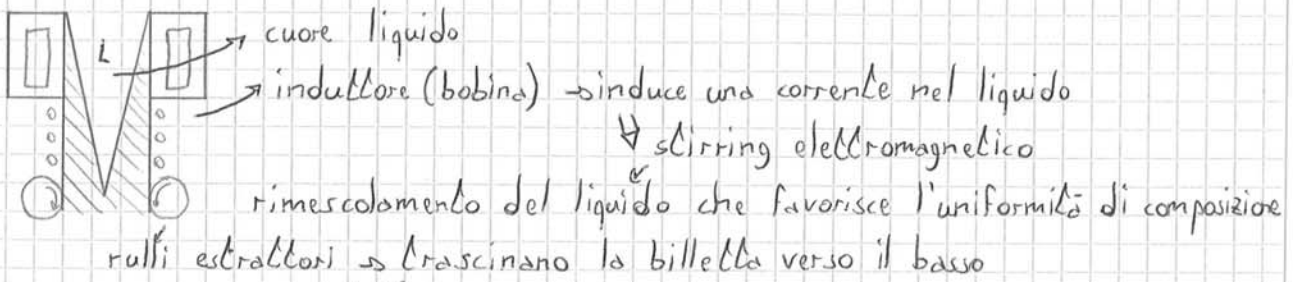
gli acciai più difficili da colare in continuo sono quelli le cui curve di liquidus e di solidus sono distanti  $\rightarrow$  la frazione solidificata inizialmente è molto più povera di elementi di lega

$\downarrow$  acciai medio-alto legati

EX. acciaio per fondino per cemento armato ha un basso tenore di lega  
 $\downarrow$  la colata continua è stata utilizzata per la prima volta per produrre un acciaio per utensili (molto nobili) prodotti in lingottiera fondino

la colata continua porta alla formazione di billette con caratteristiche tanto più uniformi quanto più la lega è povera

il lingotto è più di qualità dal punto di vista chimico se aspetto a strapparla  
 $\Rightarrow$  conviene mescolare il metallo fuso nella colata continua



rulli estrattori  $\rightarrow$  trascinano la billetta verso il basso  
conviene estrarla orizzontalmente per risparmiare sull'altezza del capanno  
viene curvata con dei rulli posti in serie  $\rightarrow$  la billetta è ancora calda  
bisogna curvarla il più velocemente possibile  $\rightarrow$  però dev'essere già solidificata  
altrimenti uscirebbe il liquido e fonderebbe i rulli d'estrazione

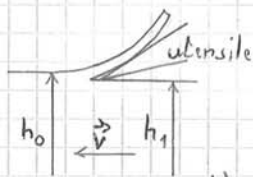


03/10

Lavorazioni meccaniche:

lavorazioni di pezzi per asportazione di truciolo

↳ caratteristica fondamentale che differenzia i materiali metallici



↳ l'incontro con l'utensile fa sì che la quota si riduca del valore  $h_0 - h_1$  →  $h_0 - h_1$ : valore di passata

↳ questa operazione è denominata piallatura

l'utensile provoca il distacco del truciolo per un'intensificazione dello sforzo nella zona che normalmente risulta plasticizzata

non è un vero e proprio taglio → sforzo intenso all'apice della zona che deve subire il distacco



↳ zona di massimo sforzo, di maggior sollecitazione

↳ zona in cui ho il massimo attrito fra materiale e utensile

l'utensile è sottoposto a uno sforzo di flessione e a uno sforzo dovuto al calore sviluppato dall'attrito

la zona più usurata non è la punta → sforzo diverso da un normale taglio  
sforzo e attrito aumentano con l'aumentare del valore di passata

sarebbe conveniente avere una profondità elevata per aumentare la produttività

↳ troppo oneroso → si può aumentare la velocità di taglio per aumentare la produzione

$$\text{produttività} = (h_0 - h_1) \cdot \vec{v} \cdot D = \frac{\text{volume asportato}}{\text{tempo}}$$

larghezza utensile → non può essere aumentata oltre un valore limite

è più opportuno aumentare la profondità di passata o la velocità di taglio?

↳ è meglio aumentare la velocità → effetto positivo per la finitura del materiale

↳ però aumenta l'attrito → ho bisogno di utensili che resistano a regimi

termici sempre maggiori

⇒ utilizzo utensili ceramici (metallo-ceramici) al posto che metallici

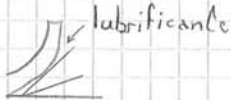
limite nelle forme ottenibili

la piallatura è eseguita con il pezzo il più freddo possibile

↳ il truciolo dev'essere allontanato il più facilmente possibile

↳ più fragile è il pezzo e più facile è spezzarlo

voglio eliminare l'attrito e diminuire la temperatura (per migliorare le proprietà dell'utensile) → si spruzza un liquido lubrificante nella zona di lavorazione



↳ di tipo oleoso → però non evapora → non porta via calore

⇒ utilizzo anche l'acqua → evapora facilmente

il passaggio da liquido a vapore richiede un assorbimento di calore

la tornitura crea dei problemi dal punto di vista del lubrificante  
 ↓ olio emulsionante viene centrifugato → schizzi di lubrificante  
 il tornio dev'essere chiuso per proteggere l'operatore

pezzo utensile  
 fresatura → trasta ruota → l'utensile è una ruota tagliente  
 ↓ fermo ruota e trasta (orizzontalmente)  
 rotazione dell'utensile provoca una centrifugazione del truciolo  
 trapanatura fermo ruota e trasta (verticalmente)

il truciolo si arrampica nella scanalatura elicoidale della punta  
 lubrificazione impossibile → trapanatura è la lavorazione più critica  
 alesatura → tornitura di una superficie interna (di un tubo)

broccatura → piallatura degli interni  
 ↓ utensile: lame circolari di diametri crescenti inserite su un asse orizzontale  
 ↓ non ruota ↓ tante più superfici taglienti quanto più largo è il buco  
 il truciolo fa da tappo  
 in entrambi la lubrificazione è critica perché sto eseguendo una lavorazione sugli interni

operazioni di rettificazione:

servono a portare le quote dei pezzi al grado di tolleranza ottimale  
 diminuendo al minimo il valore di rugosità superficiale  
 ↓ minimo valore di tolleranza dimensionale e massimo valore di lisciatura superficiale  
 obbligatorie quando dobbiamo diminuire al minimo l'attrito di un accoppiamento  
 si utilizza un utensile tagliente molto più efficace di un tagliente metallico


~~~~~ → superficie rugosa ↓ diamante


↓ bisogna fare in modo che le creste scompaiano

per togliere le creste devo fare l'analogo della piallatura

↓ però piallando creerei delle nuove creste

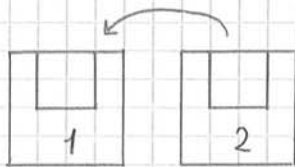
↓ bisognerebbe andare a velocità elevatissime per evitarlo

massima lisciatura →  denti diamantati → ogni volta che incontrano una cresta l'asportano e la spazzano via  
 spesso in composito → cobalto-diamante

in frontale si potrebbe lavorare non in superficie piana ma con una mola a tazza →  → contatto solo con l'esterno

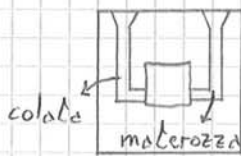
altrimenti ci sarebbero velocità diverse  
 in una passata si eliminano le creste e in quella successiva le valli





→ 2 recipienti di sabbia → detti "staffe"  
 se il piano è simmetrico ho bisogno di fare  
 l'impronta di una sola metà dell'oggetto

↓ manca l'accesso per il metallo fuso



↓ devo aggiungere un canale di colata e un canale di sfogo  
 detto materozza → per i gas di combustione e per l'aria  
 le loro dimensioni sono tali da far sì che venga favorito  
 l'ingresso della lega senza perturbazioni  
 no moti vorticosi che potrebbero trascinare la sabbia

senza materozza non potrei riempire l'impronta nel totale  
 (normalmente posta nella zona più sottile del getto (perché è la  
 più difficile da riempire con la lega)  
 più grande è la materozza, più ho la sicurezza che venga riempito  
 tutto il getto → danno economico → rottame nuovo

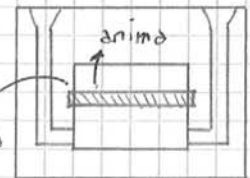
fusione ottimizzata → si utilizza il maggior spazio con l'impronta (non  
 c'è sabbia sprecata) e si ottiene la più piccola materozza possibile  
 rapporto fra lega colata e lega sfruttata è decisamente  $> 1$

fonderia a sabbia è utile solo per oggetti massivi

anima → utilizzata per formare oggetti forati

↓ in sabbia legata con resine polimeriche

l'anima è appoggiata su un gradino creato nella sabbia  
 fenoliche (fenolo-formaldeide) → polimerizzate a caldo  
 amminiche → polimerizzate a freddo



↓ entrambi i tipi hanno un odore sgradevole

l'anima deve avere la capacità di resistere all'impatto con la lega fusa  
 senza collassare → per contatto prolungato con la lega solidificata  
 deve decomporsi, o almeno bruciare

Ex. basamento del motore ha bisogno di molte anime

l'anima è la più delicata perché l'ultima frazione di lega che  
 rimane liquida è la zona centrale

anche la forma esterna è comunque molto sollecitata

↓ si utilizza la bentonite → argilla con grandi capacità leganti

il legante non deve diventare duro come la roccia perché bisogna romperlo

↓ l'argilla è ottima perché assorbe acqua gonfiandosi (azione legante) ma  
 allo stesso tempo la rilascia facilmente e diventa friabile

alcuni particolari hanno minori requisiti di rugosità superficiale  
↓ influenzata dalla tipologia di materiale che rimane aderente al getto solidificato  
Tipologia della sabbia utilizzata ↓ materiale refrattario  
dopo aver fatto il getto è necessaria una pulizia dello stesso  
il guscio refrattario deve subire pressioni maggiori della sabbia  
nuovo? ↓ miglior qualità superficiale  
normalmente il getto esce pulito e si viene spaccato → non viene recuperato  
nella fonderia in sabbia c'è un certo grado di aderenza fra oggetto e sabbia  
↓ serve una pulizia più profonda dello scrub → peeling  
↓ sabbia-lura → utilizza graniglia metallica molto fine come agente pulente  
↓ rimane una superficie rugosa → non sempre è un difetto  
Ex. per i termosifoni è conveniente avere un alto grado di rugosità  
per avere una maggior superficie di scambio di calore

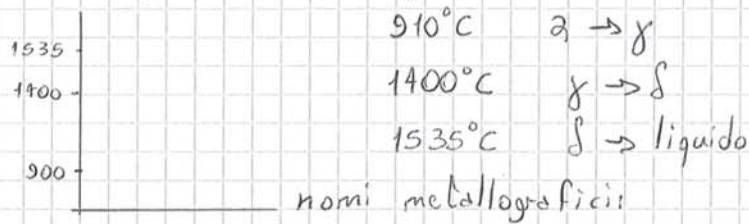
- 5) fonderia in forma metallica → più produttiva  
↓ la cavità è all'interno di 2 semi-spazi metallici  
per agevolare l'ingresso della lega fusa viene pressata all'interno della forma  
↓ pressocolata → si perdono troppi dettagli non riproducibili in uno stampo apribile perché il modello è una cavità  
Ex. buchi nell'oggetto ↓ in sabbia potrei utilizzare le anime  
è critica per la produzione di oggetti contenenti sottosquadri  
↓ dettagli che non sono sformabili  
non ci sono limiti per quanto riguarda la simmetria delle 2 parti  
↓ l'oggetto può anche non essere simmetrico  
ulteriore limite (molto importante):  
la forma è realizzata in metallo speciale → molto costoso  
↓ non viene utilizzato per oggetti a bassa produzione  
si utilizza per esempio per caffettiere, volantini  
serie consistente di getti  
pressocolata → grande precisione dimensionale e superficiale  
↓ stampo metallico è di qualità superficiale elevatissima  
↓ impossibilità di realizzare sottosquadri e oggetti in serie limitata  
un'alternativa è la colata in gravità → della colata in conchiglia  
↓ perché è realizzata in un guscio metallico apribile  
↓ affinché il getto possa essere asportato  
↓ la lega fusa non viene pressata



## Diagramma di stato Fe-C

↓ anche chiamato: diagramma di stato stabile

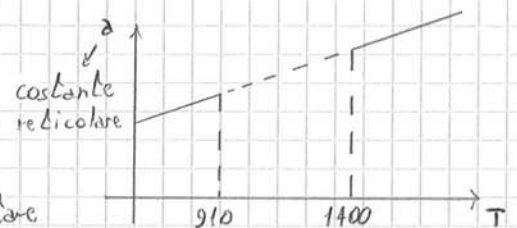
il punto di partenza per la costruzione del diagramma sono le trasformazioni allotropiche del Fe → punti di invarianza del sistema unario



- ← stesso nome → -  $\alpha$  Ferrite  $\alpha$  → CCC → forma di bassa T
- $\gamma$  austenite → CFC
- $\delta$  Ferrite  $\delta$  → CCC → forma di alta T

↓ perché sono la stessa identica fase a 2 temperature diverse

le costanti reticolari sono sulla stessa retta →  $\delta$  è la stessa cella elementare di  $\alpha$  dilatata termicamente



se si indica solamente Ferrite significa Ferrite  $\alpha$  → è la più importante perché è la fase fondamentale dei manufatti messi in opera

Ferrite  $\delta$ : non realizzabile nei consueti trattamenti termici

il C inserito nel Fe non può che dare soluzioni solide interstiziali

gli atomi di C vanno a riempire le lacune presenti nel reticolo

↓ nel reticolo CCC gli spazi sono estremamente ridotti

↓ il reticolo viene deformato notevolmente

↓ nel reticolo CFC lo spazio per il C è molto grande → centro della cella detto "lacuna ottaedrica"

- ⇒ { notevole stabilità di C nell'austenite  
 { modesta stabilità di C nella ferrite

è questa situazione che ha determinato l'enorme sviluppo degli acciai

↓ a sfavore della diffusione solida, oltre ai pochi e piccoli spazi, si aggiunge

il fatto che il carbonio non sia un metallo

↓ crea legami parzialmente covalenti o parzialmente ionici

⇒ interrompe i legami metallici e disturba la libertà degli elettroni di valenza

il legame fra C e Fe non è un legame indissolubile nell'austenite

↓ abbassando la T il C viene espulso → servono tecniche raffinate

bisogna trovare un metallo che accetti il C meglio del Fe



c) Tutto il liquido si è trasformato in  $\gamma$   
 ↳ non ha subito una trasformazione di tipo eutettico  
 partendo dal punto 2: a un certo punto raggiunge la  $T$  eutettica  
 rimane una frazione di liquido alla composizione eutettica  
 si trasforma secondo  $L \leftrightarrow \gamma + C$

2.1% in composizione fa da spartiacque fra una trasf. eutettica e non  
 ↳ sotto il 2.1% non si ha grafite eutettica → acciai  
 ↳ sopra si ha la possibilità termodinamica di grafite → ghise  
 ↳ che si formi o no, dipende anche dalla cinetica

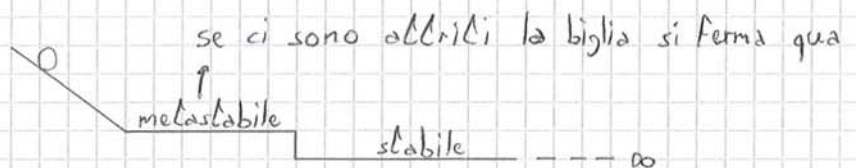
distinzione puramente formale → ci sono % superiori al 2.1 che si comportano come acciai, e ghise ad alto tenore per cui sono necessari grossi sforzi cinetici

il sistema stabile è un parente stretto del sistema metastabile

↳ qual è la differenza energetica? → è una differenza modestissima dal punto di vista dell'energia libera

termodinamicamente una trasformazione è spontanea se  $G$  del sistema tende a diminuire

↳ come una biglia:



se si lascia un tempo lungo per la trasformazione il sistema tende alla stabilità  
 se invece per esempio la  $T$  del sistema scende rapidamente il sistema tende ad arrestarsi in una condizione di equilibrio metastabile

EX. raffreddamento a partire da ①

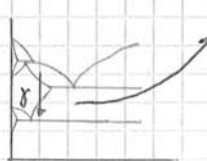
↳ il solido si arricchisce di  $C$  per via diffusiva  $\gamma \rightleftharpoons C$

↳ ma la diffusione ha bisogno di tempo

↳ se do tempo a sufficienza arrivo a un sistema stabile

↳ altrimenti arrivo a un sistema in condizioni metastabili

⇒ per il diagramma di stato stabile si suppone che il tempo sia illimitato affinché si concludano i fenomeni diffusivi



diminuendo la  $T$  il  $C$  tende a diffondere via e a formare la grafite  $\gamma \rightleftharpoons \text{grafite}$  → in condizioni stabili

in condizioni metastabili il  $C$  si porta via  $3 Fe$  perché non riesce a diffondere ⇒  $Fe_3C$  → composto interstiziale →  $C$  negli interstizi

sia con liquidi ipereutelettici che con liquidi ipoeutelettici tendenzialmente si segue il diagramma di stato stabile → diffusione efficace nei liquidi  
 finché la diffusione è efficace, il C tende ad aggregarsi alla grafite  
 è più complicato quando arrivo a T più basse (appena sotto l'eutectoide)  
 il C non riesce a raggiungere la grafite ← diffusione poco efficace  
 ⇒ si forma la cementite

sotto l'eutectoide avviene sicuramente così → sempre metastabile

⇒  $\begin{cases} T \text{ alte} \rightarrow \text{segua il diagramma stabile} \\ T \text{ basse} \rightarrow \text{segua il diagramma metastabile} \end{cases}$

ipoeutelettico e ipereutelettico si comportano allo stesso modo per quanto riguarda la diffusione → però diversi nella morfologia → dendriti

↓ problema delle leghe ipoeutelettiche → austenite più liquido

se si raffredda velocemente non si riesce a formare grafite e si ottiene  $Fe_3C$

↓ detta ghisa bianca → molto più dura

↓ bianca perché la cementite è un carburo → fase a prevalente componente metallica

ghisa grigia → manca il legame  $Fe_3C$  → perde in rigidità

↓ grafite non metallica

sotto l'eutectoide si forma un mix di 2 fasi ferrite + cementite

questo miscuglio è detto perlite → NON è una fase → è una microstruttura  
 (non c'è bisogno di specificare ferrite a perché essendo sotto l'eutectoide non può formarsi ferrite)

la % delle fasi nella perlite è data dalla regola della leva

↓ la perlite è a % fissa ⇒ prevalenza di ferrite

EX. liquido ipoeutelettico e ipereutectoidico (sotto il 2.1%):

1- arrivato al liquidus, inizia a cristallizzare austenite

2- al solidus la solidificazione si completa → tutta austenite

3- se si raffredda → diminuisce di poco la dimensione della cella unitaria  
 i cristalli aumentano di grandezza ma diminuiscono in numero

4- intersecando la linea si forma cementite

T è troppo bassa perché C riesca a diffondere

5- aumenta la cementite e l'austenite si impoverisce di C finché la sua composizione non è quella eutectoidica

6- si formano cristalli di cementite immersi in una matrice perlitica  
 solo l'austenite, arrivati all'eutectoide, si trasforma in perlite



10/10

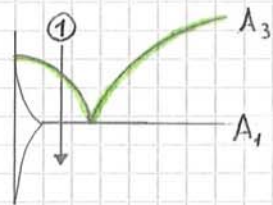
ledeburite  $\rightarrow$  miscela meccanica di austenite e cementite

$\downarrow$  si forma nel sistema metastabile  
 $\downarrow$  solo ad alte T  $\rightarrow$  austenite non è stabile a T ordinarie  
 a T ordinarie la frazione di austenite nella ledeburite si trasforma in perlite  
 $\downarrow$  perlite eutelloidica + cementite proeutelloidica  $\rightarrow$  ledeburite trasformata  
 $\downarrow$  Formatosi prima dell'eutelloide  
 $\downarrow$  oppure cementite eutettica + perlite ghisa bianca

Martensite  $\rightarrow$  esce completamente dal diagramma di stato

$\downarrow$  fase metastabile che deriva dalla trasf. senza diffusione dell'austenite  
 producibile solo attraverso un approccio cinetico

si modifica il raffreddamento dell'austenite



$A_1$ : T eutelloidica  $\rightarrow$  dipende dal diagramma di stato stabile o metastabile

$A_3$ : T di austenizzazione  $\rightarrow$  in funzione della % di C

Temperature di equilibrio

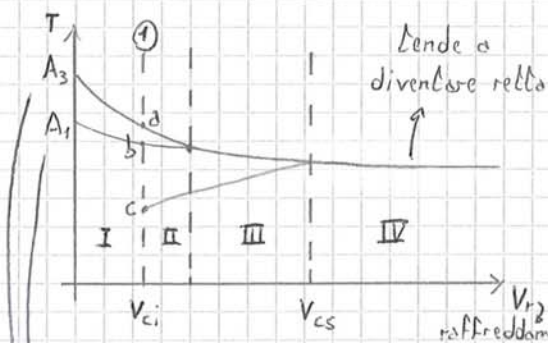
$A_3 = A_3(\%C)$

$A_{1c}$   $A_{1r}$   $\rightarrow$  lettere indicano in che modo viene raggiunta la T non d'equilibrio  
 $A_{3c}$   $A_{3r}$  c: al riscaldamento  $\rightarrow$  dal francese chauffage  
 r: al raffreddamento  $\rightarrow$  dal francese refroidissement

$\downarrow$  Temperature in funzione delle velocità di riscaldamento ( $V_c$ ) e di raffreddamento ( $V_r$ )  $\rightarrow$  se cambiano  $V_r$  e  $V_c$  cambiano i tempi di trasformazione

si hanno fenomeni di sottoraffreddamento o sovrariscaldamento

EX. al raffreddamento da 1 molto veloce si attraversa  $A_3$  troppo in fretta normalmente  $\gamma \rightarrow \alpha$   $\gamma$  si arricchisce di C  $\rightarrow$  avvengono fenomeni diffusivi raffreddando velocemente non si dà il tempo  $\leftarrow$  richiedono tempo



$V_{ci}$ : velocità critica inferiore  
 velocità alla quale inizia la trasformazione di austenite in martensite

sotto questa velocità non si forma martensite

$V_{cs}$ : velocità critica superiore

$\downarrow$  molto maggiore di  $V_{ci}$

velocità alla quale tutta l'austenite si trasforma in martensite

la differenza fra queste 2 temperature dipende dalla % di C



raffreddo istantaneamente e poi lascio il sistema a T costante

$T$  di trasformazione isoterma  
 se la raffreddo fino ad  $A_3$  si trasforma in un tempo  $\infty$   
 questa linea costituisce l'asintoto delle curve di trasformazione  
 quest'operazione può essere ripetuta più volte  $\rightarrow T_1$  e  $T_2$

differenze fra  $T_1$  e  $T_2$  in  $T_2$  la velocità di diffusione è maggiore  
 non determinante perché in questa zona controlla la nucleazione  
 velocità di nucleazione è in funzione del sottoraffreddamento  
 maggiore in  $T_1 \Rightarrow$  trasformazione inizia prima in  $T_1$

la nucleazione inizia dopo un tempo di incubazione della trasformazione

$t_{it}$ : tempo di inizio trasformazione  $\rightarrow$  tempo di incubazione

esiste un tempo di fine trasformazione  $\rightarrow t_{ft}$

può sembrare che la distanza fra  $t_{it}$  e  $t_{ft}$  sia la stessa  $t_{it}$  e l'asse delle ordinate  $\rightarrow$  in realtà il tempo è su una scala logaritmica per cui il  $t_{ft}$  è un tempo molto più lungo rispetto a  $t_{it}$

fin quando governano i fenomeni di nucleazione, abbassando la  $T$ , questi 2 tempi si accorciano  $\rightarrow$  al naso  $t_{it}$  ha raggiunto il suo valore minimo  
 sotto questa  $T$ , fino a  $M_f$ , governano i fenomeni di diffusione  
 quindi più si abbassa la  $T$ , più i tempi di trasformazione si allungano  
 le curve descrivono la nucleazione della perlite

la formazione di martensite non richiede diffusione  $\rightarrow$  influenzata solo da  $T$

$\Rightarrow$  non è influenzata dal tempo  $\Rightarrow$  linea orizzontale descrive la trasformazione

arrivati al punto H, l'austenite si trasforma in perlite  $\rightarrow$  stesso in G

solo l'austenite si trasforma in perlite  $\rightarrow$  martensite non si trasforma

l'unico modo è riscaldarla

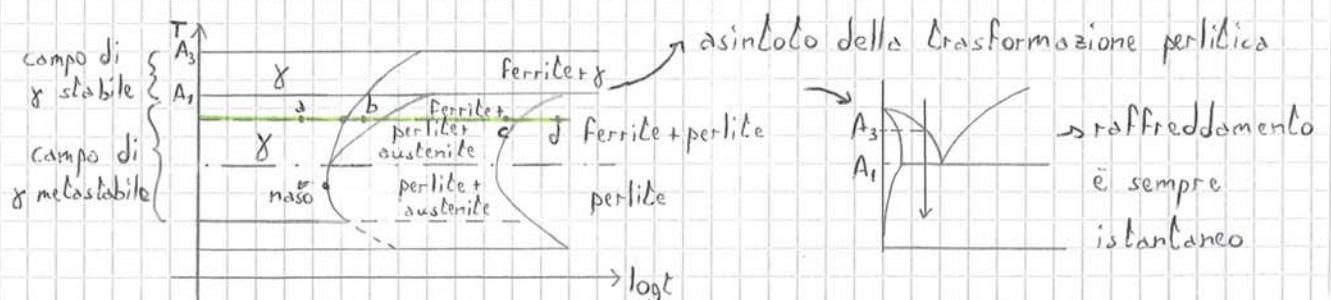
quindi con il passare del tempo (a partire dalla curva di inizio

trasformazione) diminuisce l'austenite e aumenta la perlite

sotto  $M_f$  l'austenite si trasforma tutta in martensite istantaneamente

Bain  $\rightarrow$  gli è dovuta la schematizzazione delle trasformazioni isoterme

curve di Bain  $\rightarrow$  curve TTT



l'austenite rimasta me la porto dietro fino al  $M_s$

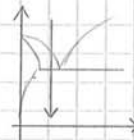
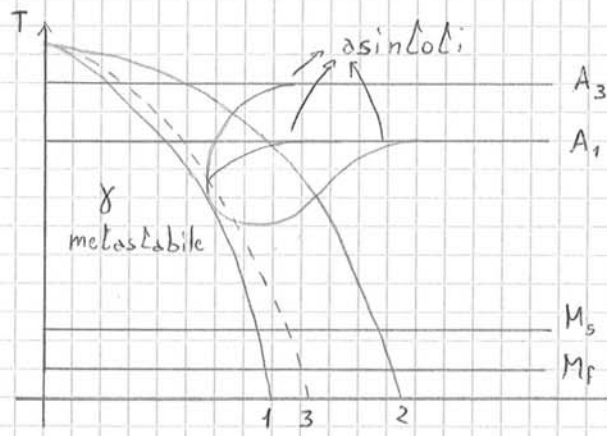
↳ trasformazione fra  $M_s$  e  $M_f$  non avviene con un raffreddamento istantaneo → avviene in un tempo ben preciso

$M_s$  e  $M_f$  sono uguali nelle TTT e nelle CCT

↳ perché la trasformazione martensitica avviene istantaneamente, senza diffusione

15/10

curve CCT per un acciaio non eutettoidico:



① completa trasformazione in martensite  
↳ la trasf. avviene in un intervallo di tempo

↳ la trasformazione martensitica non è governata dal tempo → è istantanea

ma se avviene al raffreddamento continuo la trasf. ha un intervallo di tempo  
↳ questo intervallo dipende dalla composizione della lega → temprabilità

①: velocità critica superiore di tempra → annulla la trasf. da austenite a perlite

②: velocità critica inferiore → trasformazione totale di  $\gamma$  in perlite

↳ non necessariamente annulla la formazione di ferrite

ferrite + perlite + un cristallo di martensite

perché era rimasto solo un cristallo di austenite

③: velocità che sopprime la trasformazione in ferrite

fra 3 e 2 → ferrite + perlite + martensite a fine raffreddamento

bainite → miscela meccanica di ferrite e carburi

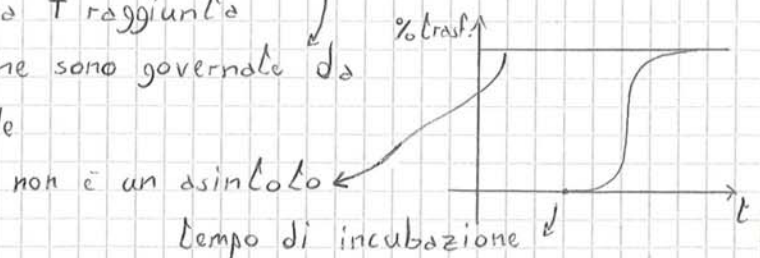
↳ non è completamente simile alla perlite

corrisponde a una trasformazione che per definizione è governata da fenomeni diffusivi (C deve uscire) ma contemporaneamente ha qualcosa di simile alla martensite → è dotata di una  $T$  di bainite start

↳ mix delle 2 trasformazioni → governata dalla diffusione

↳ governata solo dalla  $T$  raggiunta

trasformazioni con diffusione sono governate da una legge di tipo sigmoidale





il punto ottimale è avere resistenza a trazione con un'accettabile tenacità  
 ruolo svolto dalla bainite → non c'è niente di meglio della bainite dal punto di vista prestazionale

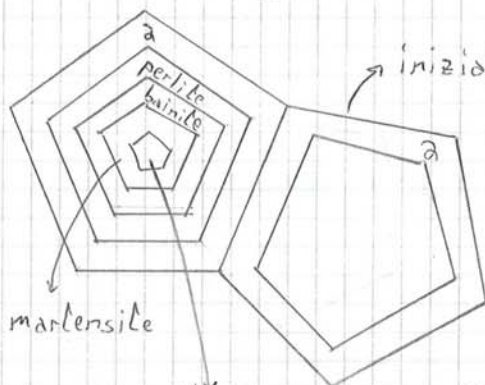
l'unico punto di contatto fra bainite e martensite è il  $B_s$   
 con la perlite: formazione per diffusione, tenacità, trazione, ...

{ vicino al  $B_s$  tende a formarsi la bainite superiore

{ vicino al  $B_f$  tende a formarsi la bainite inferiore

→ non esiste una linea di divisione netta → è sempre un mix dei 2  
 ↓ stesso discorso per la perlite fine e la perlite grossolana

cosa succede a un cristallo di  $\gamma$  (curva 4)?



inizialmente abbiamo un reticolato di ferrite poligonale in 3D

il cuore di  $\gamma$  è ancora in trasformazione

→ regna la legge temporale

↓ ciò che si forma dopo è all'interno

se il  $M_f$  è molto sotto lo  $0^\circ\text{C}$ , rimane un cuore di austenite

↓ non si completa la trasformazione in martensite

struttura di un singolo cristallo

↓ però siamo interessati a cosa succede nella sezione del materiale

↓ si comporta in modo diverso nei diversi punti

all'esterno si raffredda velocemente, all'interno più lentamente

il centro martensitico del cristallo tende a espandersi sempre di più

muovendo la curva di raffreddamento verso sinistra

↓ velocizzando il raffreddamento

- la prima fase che tende a scomparire è la ferrite

- arrivati a solo perlite + bainite, la perlite diminuisce maggiormente ma scompare prima la bainite

- scompare anche la perlite

- ho solo più martensite

in alcuni acciai il naso della bainite è più a sinistra di quello della perlite

⇒ cambiano le strutture dei cristalli



## Ricottura:

↳ è il trattamento termico più trascurato perché sul grezzo

3 classi → ipercritico → riscaldamento al di sopra  $A_3$

↳ intercritico → riscaldamento tra  $A_1$  e  $A_3$

↳ subcritico → riscaldamento sotto  $A_1$

intervallo critico → intervallo tra  $A_1$  e  $A_3$

⇒ non ricottura, ma ricotture → scopi completamente diversi

ricottura → utile per migliorare la lavorabilità e diminuire le variazioni dimensionali

↳ riscaldamento alla  $T$  richiesta seguito da un raffreddamento lento studiato attraverso le curve CCT

fattore determinante nei T.T.: Forma e massa del componente da trattare per quanto la conducibilità termica dei metalli sia relativamente alta (rame è il migliore in rapporto conducibilità/costo), esisterà sempre una differenza di temperatura fra superficie e cuore

forno da trattamento termico: normalissimo forno

↳ si utilizza la ventilazione per avere una miglior conduzione

il forno deve essere riempito per non sprecare energia

effetto della carica → parte della carica più vicina alla parte riscaldante

è quella che raggiunge la  $T$  necessaria per prima

però non è consentito avere cicli termici differenti

⇒ 3 elementi influenti: forma, massa, modalità di fare la carica

pre-riscaldamento → T.T. molto importante

↳ serve a uniformare la  $T$  della carica

diagramma termico di pre-riscaldamento

↳ si suppone il pezzo sia grosso

più passa il tempo, più aumenta il gap di  $T$

tra superficie e cuore ⇒ si interrompe il riscaldamento

fino ad avere la certezza che cuore e superficie abbiano la stessa  $T$

operazione ripetuta fino al raggiungimento della  $T$  di ricottura

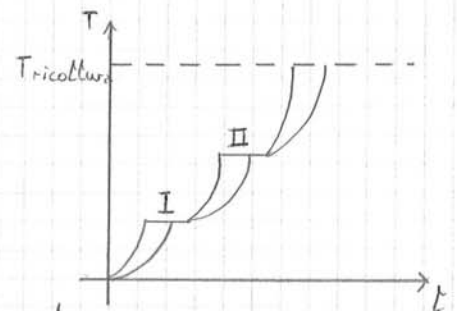
difficilmente in un ciclo termico si scende sotto il I e il II pre-riscaldamento

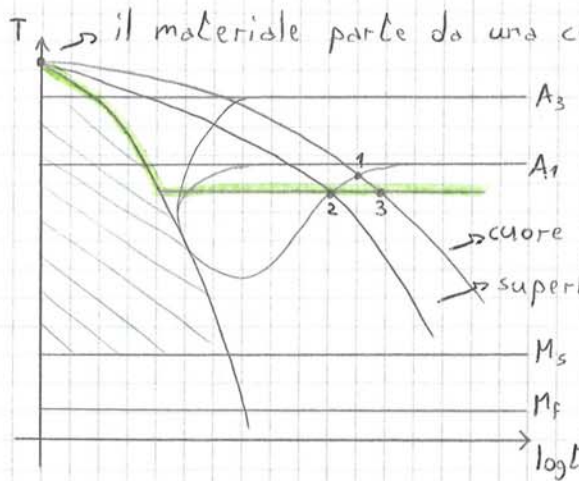
↳ più ne faccio, più impiego tempo e energia ⇒ costoso

farne una III è utile per gli elementi di forma complessa

a causa dell'espansione termica possono subire deformazioni permanenti

↳ mi allontanerei dalla quota voluta → sarebbe contrario allo scopo delle T.T.





il materiale parte da una composizione austenitica omogenea grazie alla ricottura sopra  $A_3$  strutture perlitiche con rilevanti quantità di ferrite  
 → trattamenti così lenti sono garantiti dal forno  
 |||: campo di austenite metastabile  
 C vorrebbe diffondere alla ricerca di minor energia libera non riesce perché è rallentato

quando il raffreddamento è critico?

più carbonio è presente nella lega, più le curve CCT sono spostate verso destra → stabilisco il pezzo, le curve sono fisse  
 se si raffredda velocemente un acciaio ad alto tenore di C rischio che si formi martensite → effetto negativo sulle successive lavorazioni da eseguire dopo ricottura  
 cosa aumenta il campo di austenite metastabile?

C diffonde a velocità diverse a seconda degli elementi a cui passa vicino  
 ↓ elementi stabilizzanti dei carburi lo rallentano → EX. cromo  
 ↓ Ni non attrae il C ⇒ velocizza la diffusione  
 ↓ elemento austenitizzante vero → tende a mantenere il reticolo FCC

$M_s = 514 \cdot F - 18^\circ C$  → formula che fornisce l'abbassamento del  $M_s$

F: fattore determinato dall'elemento di lega

per il C:  $F_c = 1 - 0.62 \% C$

$\% C = 0.8$  (eutellico) ⇒  $M_s \approx 250^\circ C$

se un elemento di lega sposta il  $M_s$  verso il basso, sposta il naso verso destra

$F_{Cr} = 1 - 0.07 \% Cr$       $F_{Ni} = 1 - 0.045 \% Ni$

⇒ effetto del C superiore di un ordine di grandezza rispetto agli elementi di lega

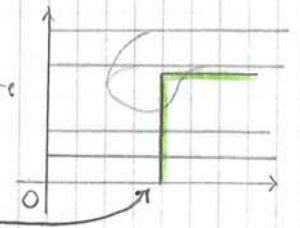
Ni (austenitizzante) amplia meno il campo di  $\gamma$  metastabile rispetto al Cr (ferritizzante) ⇒ effetto del rallentamento è più forte rispetto alla stabilizzazione del reticolo

effetto elettronico più importante dell'effetto stabilizzante

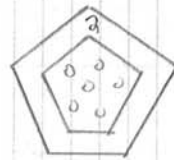
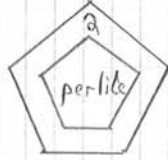
più la % di C aumenta, più il  $M_s$  si sposta verso il basso e il naso verso destra → a un certo punto il  $M_f$  va sotto zero ⇒  $\gamma$  residuo



se sono interessato solo alla trasformazione globale  $\Rightarrow$  ricottura subcritica  
 dev'essere di poco sotto la  $T$  di  $A_1$   
 attivo solo la trasformazione da perlite a cementite globulare  
 $\Rightarrow$  della ricottura di sferoidizzazione



parto da una struttura qualsivoglia (non in O per forza)



la perlite si deve trasformare in  
 Ferrite + cementite globulare  
 trasformazione molto lenta

per velocizzarlo è necessaria una ricottura intercritica

distruggo la perlite molto più velocemente

alla  $T$  intercritica sono stabili ferrite + austenite

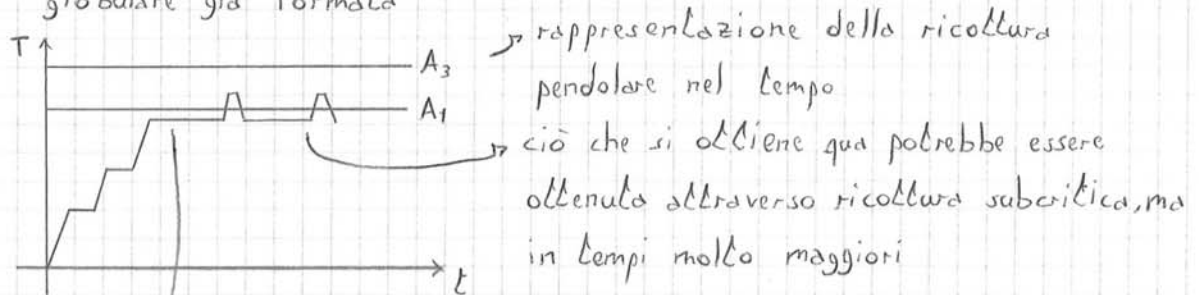
distruggo la perlite, si formano ferrite e austenite

abbassando la  $T$  il  $C$  tende a formare nuova cementite + perlite

$\Rightarrow$  della ricottura pendolare

nel riscaldamento si forma la cementite globulare, poi distruggo la  
 perlite nel periodo intercritico e successivamente formo altra  
 perlite e cementite  $\rightarrow$  se necessario si fanno altri pendoli

con un pendolo ipercritico rischierai di perdere la cementite  
 globulare già formata



representazione della ricottura  
 pendolare nel tempo

ciò che si ottiene qua potrebbe essere  
 ottenuto attraverso ricottura subcritica, ma  
 in tempi molto maggiori

prima si esegue un riscaldamento subcritico per formare cementite globulare

con la ricottura si scalda sempre alla minima  $T$  necessaria per raggiungere  
 gli effetti voluti  $\rightarrow$  così si risparmia energia

ricottura dei poveri  $\rightarrow$  né normalizzazione, né raffreddamento in forno  
 è a metà

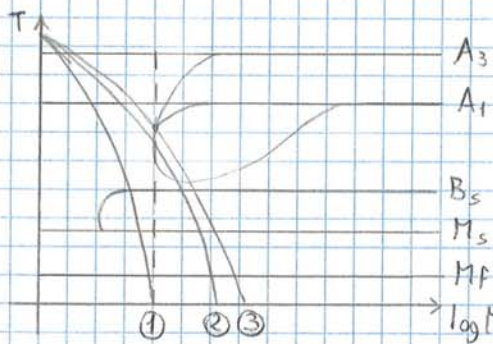
al posto che mantenere il forno caldo per un raffreddamento lento,  
 si rimuovono i pezzi dal forno e li si ricopre di argilla espansa

è un isolante e costa poco  
 rallenta il raffreddamento



Tempra → ciclo termico in cui il materiale viene riscaldato di una cinquantina di gradi sopra  $A_3$ , poi raffreddato rapidamente in modo che si abbia una trasformazione di tipo martensitico

curve CCT:



3 curve → 2 interpretazioni:

a) 3 mezzi tempranti diversi

①: più drastico      ③: più blando

①: no perlite      ②: un po' di perlite

③: perlite e forse ferrite

b) 3 zone diverse del materiale temprato

① superficie      ② sub-superficie

③ cuore del mezzo temprante

il mezzo temprante è tale da rendere la superficie prevalentemente martensitica (anche bainite → meglio)

↓ man mano che vado verso il cuore, ho meno martensite

si dice che il cuore ha preso tempra se dopo la tempra nel cuore c'è almeno il 50% di martensite

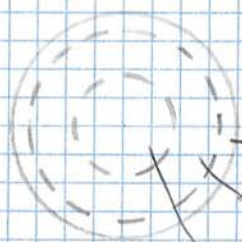
↓ con le curve segnate il cuore non prende tempra

↓ tutto dipende dalla dimensione del componente

attraversato il  $M_s$  la trasformazione della superficie si è completata

↓ linea tratteggiata → si vede che la sub-superficie ha appena iniziato

← la trasformazione perlitica mentre il cuore non ha ancora iniziato alcuna trasformazione



non ci sono divisioni nette andando verso l'esterno man mano aumenta la martensite

il passaggio da austenite a martensite comporta un aumento di volume anche di qualche unità percentuale → più C ho, più aumenta il volume

↓ sulla superficie libera può aumentare tranquillamente

però una volta creata la guaina (ad altissima rigidità → bainite + martensite)

il tratto sottostante vuole espandersi → però non è possibile

⇒ tensioni enormi → può "esplodere" e formare una cricca

⇒ con la tempra si ottiene un materiale ad alta resistenza meccanica

però le tensioni interne possono portare alla cricca o alla

instabilità dimensionale → aggiustata con il rinvenimento

simile alla ricottura subcritica



se aumento la drasticità del mezzo temprante →

Tempo anche il cuore ←  
 è come se la curva del cuore si spostasse verso sinistra



I significato delle curve di raffreddamento

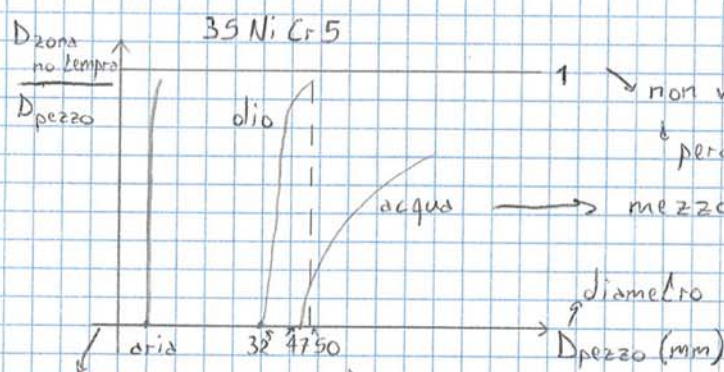
curve influenzate da → dimensione

↳ drasticità del mezzo temprante

più il materiale è temprabile, minore sarà la drasticità necessario  
 la tempra garantisce una differenza fra superficie e cuore

↳ la quantità massima di martensite è sempre in superficie

↳ la tempra assicura condizioni di massima durezza in superficie  
 è dove ne ha più bisogno



↳ non viene mai raggiunto teoricamente  
 ↳ perché la superficie si tempra sempre  
 ↳ mezzo temprante più drastico  
 ↳ curva più progressiva

$D_{zona\ no\ tempra} = 0$

↳ se il mezzo è poco drastico basta aumentare di poco il diametro per ottenere effetti disastrosi

EX. olio da 32 a 50 mm → a 50 non prende tempra (neanche il doppio)

se voglio temprare un oggetto più grosso non cambio il mezzo temprante perché aumentano di molto le tensioni interne

↳ è meglio cambiare la tipologia di acciaio (con più C e più elementi leganti)

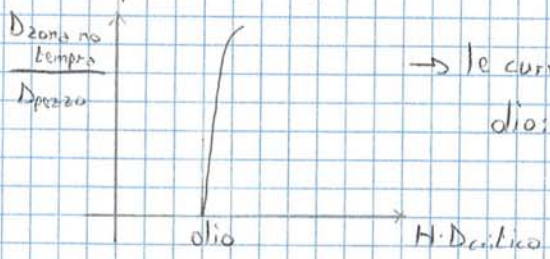
l'intersezione delle curve con l'asse delle ascisse prende il nome di Dcritico

↳ è funzione del mezzo temprante e della tipologia di acciaio

Grossman → inventa il metodo per misurare la drasticità del mezzo

H: indice di drasticità

al posto di Dpezzo sulle ascisse posso utilizzare H-Dcritico



↳ le curve si sovrappongono a quelle dell'altro diagramma

olio:  $H-Dcritico = 13 = H-32$  → trovo H

H aumenta aumentando la drasticità del mezzo temprante

H diverso tra liquido agitato o fermo → acqua ~ 0.91

H maggiore

se molto agitata ⇒ H ~ 4

aumenta anche il Dcritico

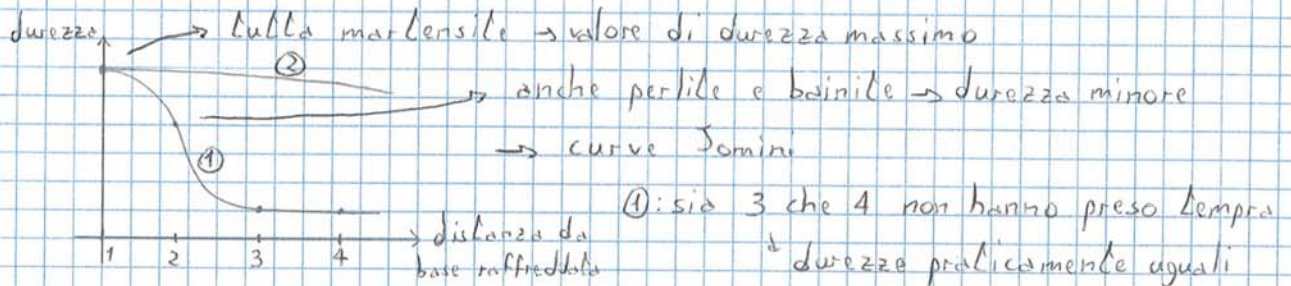


in prima approssimazione la conducibilità di ogni acciaio è uguale

↳ curve di raffreddamento sono sempre le stesse

↳ cambia solo la posizione delle curve CCT

viene misurata la durezza del provino nelle varie posizioni:



la durezza è determinata dal tenore di C

↳ punto di partenza dipende solo dal tenore di C

↳ anche il punto finale dipende solo da C → più perlite, più durezza

la parte centrale della curva Jomini dipende dalla posizione del naso

①: poco temprabile

②: materiale ad altissima temprabilità

quel poco che scende la curva è dovuto alla formazione di bainite

NON è la durezza un indice di temprabilità

↳ perché dipende solo dal tenore di C

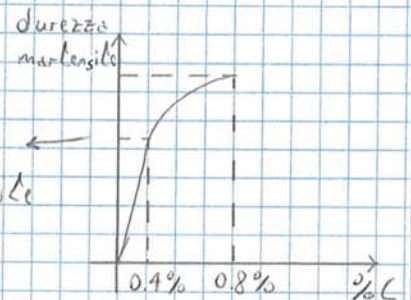
grande guadagno sulla durezza è fino allo 0.4% C

↳ da lì in poi il guadagno di durezza della martensite

dovuto alla % di C è molto modesto

però aumentando la % di C aumenta in modo

significativo la temprabilità



22/10

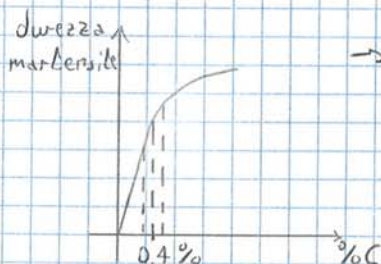
il discorso della disposizione della carica nel forno fatto per la ricottura è

valido anche per la tempera → è difficile che la carica sia omogenea

chimicamente e fisicamente

l'elemento determinante è il carbonio

curve Jomini per la caratterizzazione del materiale:



→ difficilmente riesco a ottenere sempre un materiale

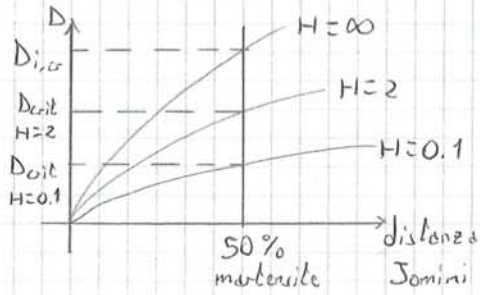
con lo 0.4% C ⇒ %C = 0.4 ± 0.03

Tolleranza di composizione, della forcella di composizione

⇒ la durezza della martensite è oscillante in un certo intervallo



è possibile trovare il  $D_{crit}$  utilizzando le curve di Lamont;  
 vado a cercare la curva Jomini dell'acciaio che voglio analizzare  
 guardo a che distanza Jomini trovo il 50% di martensite

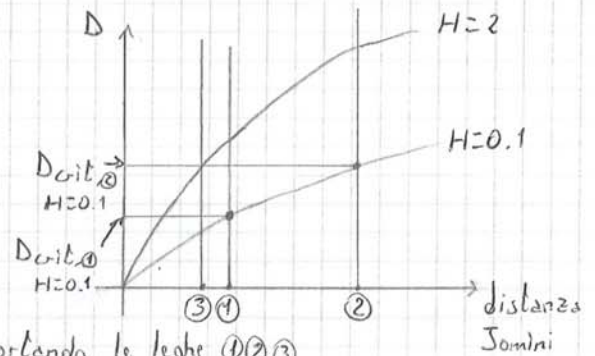
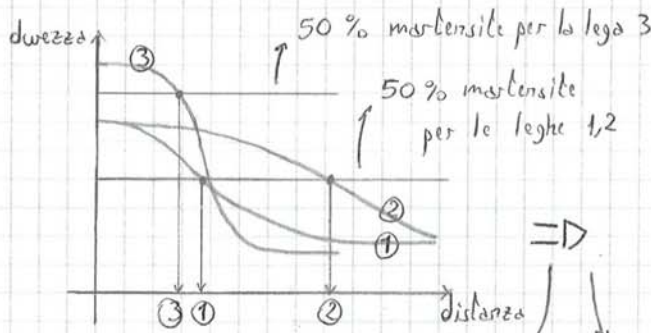


→ data la linea di 50% martensite, per una data durezza posso trovare il  $D_{crit}$ .  
 ↳ tracciando una retta passante per l'intersezione delle 2 curve  
 ⇒ dato un H e il suo  $D_{crit}$ , so per certo

che se scelgo un H minore il cuore non prende tempra  
 ↳ se H è maggiore, ho una durezza maggiore  
 ↳ e sono sicuramente nel campo di tutta tempra

cosa succede se il materiale ha una maggiore temprabilità?

le curve di Lamont non cambiano



individuo i diametri critici

⇒ riportando le leghe ①②③ sulla rispettiva distanza Jomini

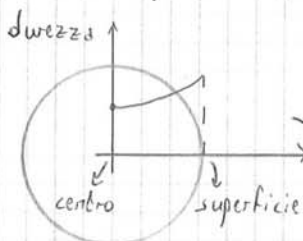
② più temprabile di ①: il  $D_{critico}$  è più alto per ② ma le curve sono le stesse → cambia l'intersezione

③: ha un tenore di C maggiore perché a distanza ∞ ha maggior durezza

↳ però la durezza a distanza elevata è uguale agli altri 2 materiali  
 ↳ ha un tenore inferiore di elementi di lega

la sua linea di durezza al 50% di martensite è maggiore

↳ perché a parità di %, la martensite in questa lega è più dura grazie alla maggior quantità di carbonio

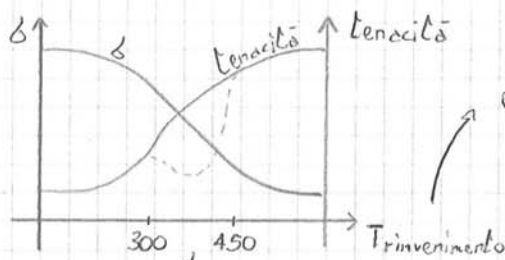


→ la durezza aumenta in superficie perché aumenta la velocità di raffreddamento

↳ curva che rappresenta la variazione di durezza dal centro alla superficie

23/10

quando la diffusione di C è sufficiente si riesce a formare cementite  
 ↓ se la diffusione è più difficile si formano carburi metastabili  
 a bassa T di rinvenimento si formano carburi metastabili di Cr-Mn  
 rendono la lega fragile



devo stabilire un tempo di rinvenimento  
 ↓ asse dei tempi è perpendicolare al grafico  
 Ex.  $t=1h$

questo intervallo di T è detto intervallo di fragilità di rinvenimento  
 normalmente fra 300 e 450°C

si verifica per esempio quando ho come elementi di lega (oltre al C) solo Cr o Mn (o entrambi) → hanno una buona affinità con il C  
 causano il trend anomalo → materiale perde sia in resistenza che in tenacità  
 il modo per contrastare la fragilità è mettere Mo, il quale si lega più facilmente al C e non danneggia il materiale

↳ ha un'affinità maggiore per il C rispetto a Cr e Mn  
 ⇒ Mo contrasta la fragilità del rinvenimento  
 ↳ forma comunque carburi → ostacolo alle deformazioni

eliminazione austenite residua:



affinchè non rimanga  $\gamma$  residua devo arrivare sotto il  $M_f$

↳ se il  $M_f$  è  $< 0^\circ C$  posso togliere il pezzo dal mezzo di tempra e portarlo in refrigerazione

la tempra sotto zero dev'essere fatta il più in fretta possibile per evitare la stabilizzazione termica dell'austenite

il rinvenimento successivo troverà una struttura completamente martensitica

l'austenite residua è omogeneamente dispersa tra superficie e cuore

↳ quella nel cuore è più pericolosa perchè le variazioni volumetriche portano alle tensioni interne

con la tempra sotto zero rischio di provocare deformazioni

↳ i materiali più critici sono quelli ad altissima resistenza → si rompono

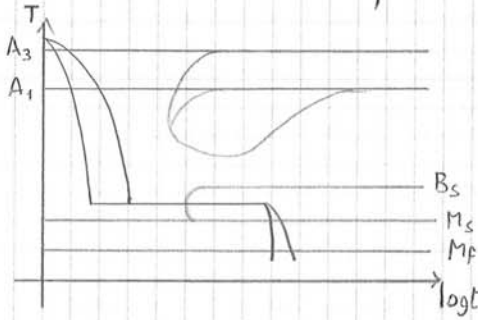
⇒ ho bisogno di un'alternativa → rinvenimenti ripetuti

rinvenimenti ripetuti:

supponiamo un materiale ad altissima temprabilità (unica trasformazione è quella  $\gamma$  → martensite) → composizione omogenea in tutto il materiale



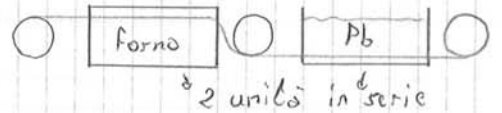
processo conveniente quando il naso della bainite è molto spostato a sinistra  
 ↳ altrimenti  $\gamma$  impiega molto tempo a trasformarsi in bainite  
 ↳ non si fa su materiali molto temprabili (curve spostate a destra)  
 differenza di tempo (a fine tempo) fra le 2 curve S e C è di qualche decina di secondi  $\rightarrow$  è irrisoria  
 $\rightarrow$  non si ha una differenza di struttura fra cuore e superficie  
 ↳ però richiede tempi lunghi per ottenere la completa trasformazione in bainite  $\rightarrow$  possono essere ridotti con un metodo abbastanza sicuro:



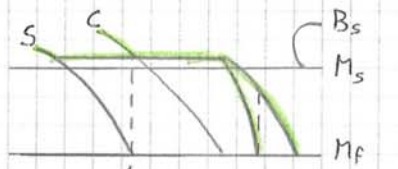
$\rightarrow$  ciclo di aus-tempering interrotto con una tempra semi-bainitica  
 è una tempra attenuata  
 si riesce a garantire un effetto di contenimento di stabilità dimensionale tanto maggiore, quanto più complessa è la forma del pezzo trattato  
 ↳ le ghise sono di forma complicata  $\rightarrow$  aus-tempering è tipicamente usato per questo materiale

patentamento  $\rightarrow$  utilizzato per gli acciai strutturali che costituiscono le funi  $\rightarrow$  trefolo (intreccio di funi)

devono resistere sia nel tempo, che a carichi impulsivi  
 è un trattamento di bonifica in linea  
 ↳ il filo è sbobinato all'inizio e poi riavvolto alla fine  $\rightarrow$  passaggio prima in un forno, poi in un bagno di Pb



Mar-quenching  $\rightarrow$  Tempra di tipo attenuato



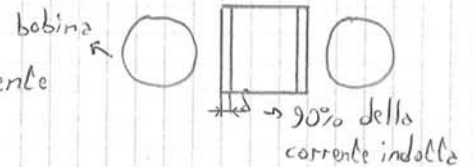
si usa un mezzo temprante a T poco superiori ad Ms  
 ↳ più è vicina la T, minore è lo scarto fra le curve C e S  
 $\rightarrow$  va bene per acciai molto temprabili  
 ↳ naso della bainite molto spostato a destra

se utilizzo un mezzo temprante più drastico, la superficie è tutta martensite mentre il cuore non ha neanche iniziato a trasformarsi  
 si lascia il pezzo per un tempo sufficiente perché la T si uniformi e lo si sposta in un altro mezzo più freddo  $\rightarrow$  terminata la trasformazione della S, il cuore si è già trasformato significativamente

l'induzione elettromagnetica, tramite il passaggio di corrente in un circuito primario, provoca una corrente indotta nel secondario esposto alle variazioni del campo elettrico  
 normalmente la corrente indotta è prevalentemente di passaggio nella zona superficiale → effetto pelle

$$\delta = \sqrt{\frac{2\rho}{\omega\mu}}$$

$\delta$ : spessore in cui transita la corrente  
 $\omega = 2\pi f$



$\rho$ : resistività → aumenta al crescere di T

f: frequenza → frequenza di rete in Europa è di 50 Hz

$\mu$ : permeabilità magnetica → alta perché l'acciaio è ferromagnetico  
 all'aumento di T,  $\mu$  decresce → alla T di Curie si ha un'inversione e il materiale diventa paramagnetico

⇒ nel corso del riscaldamento  $\delta$  ha valori diversi

tempra superficiale → voglio che lo strato riscaldato sia sottile

se il cuore rimane freddo le deformazioni non ci sono

trattamento localizzato a disegno → molto preciso

↳ il trattamento più localizzato è il laser di potenza (costosissimo)

mi interessa variare f solo nel caso di riscaldamento massivo a induzione non è economicamente conveniente

tranne se serve riscaldare un pezzo unico (il forno è uno spreco) → Ex. febbro

⇒ variare f non ci interessa

le frequenze normalmente utilizzate sono molto più alte di 50 Hz

{ 4000 ÷ 4000 Hz → intervallo di media frequenza

{ 100'000 Hz → alte frequenze → radio frequenze

↳  $\delta \approx 1$  mm → è molto poco rispetto alla massa dei pezzi

i tempi di riscaldamento non sono più lunghi dell'ordine del minuto

{ ⇒ diffusione fortemente ostacolata

{ nei trattamenti termici massivi erano molto più lunghi

si parte da una struttura ben precisa → riscaldamento è influenzato

↳ più la struttura di partenza è fine, più i risultati sono vistosi, meno necessarie sono le diffusioni nell'austenite

⇒ l'induzione è eseguita su materiali pre-bonificati

aumenta le performance meccaniche e rende il pezzo più facilmente

temprabile a induzione

ho bisogno di sapere da che struttura parto ⇒ simulazioni al riscaldamento sono molto più complicate rispetto al raffreddamento

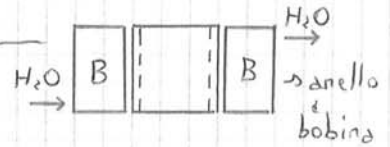


24/10

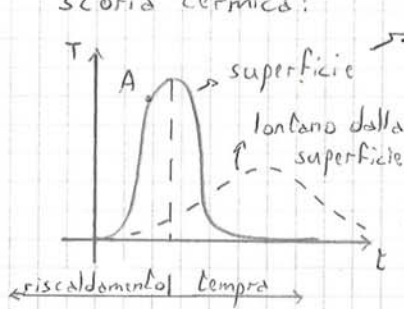
legge del riscaldamento è governata dalle proprietà termofisiche del materiale  
tempra in statico:

non esiste moto relativo fra induttore e pezzo  
camera anulare in rame raffreddata ad acqua

perché il pezzo sicuramente può arrivare a  
T superiori a quella di fusione del rame



storia termica:



zona superficiale subisce il maggior riscaldamento

A: in A la crescita tende a rallentare perché avviene la transizione ferromagnetico-paramagnetico  
aumenta  $\mu$  ma la potenza rimane la stessa  
 $\Rightarrow$  diminuisce la densità di corrente

$\frac{dT}{dt} = v \rightarrow$  la velocità di riscaldamento varia, però

ho bisogno di una  $v$  fissa per le curve CHT  
rende la modellistica complicatissima

trasformazione in transitorio

nel riscaldamento devo riuscire ad arrivare ad austenite omogenea

la struttura più adatta è la martensite rinvenuta (o bainite)

la zona sottostante la pelle subisce un ulteriore rinvenimento

trasformazioni modestissime perché il tempo di rinvenimento è molto corto



$\rightarrow$  alla fine del riscaldamento abbiamo questa situazione

$\gamma$  disomogeneo + bainite

ordine di qualche mm  
 $\Delta$  in funzione della frequenza

finito il riscaldamento il pezzo viene fatto cascare nel mezzo temprante  
normalmente acqua per qualsiasi tipo di acciaio

la storia termica è in funzione della posizione all'interno del pezzo

diversa da superficie a interno  $\rightarrow$  modi di conduzione diversi

in questo caso l'acqua come mezzo temprante (molto drastico) non è sconsigliata  
per gli acciai legati perché il trattamento è superficiale

$\Rightarrow$  non ci sono grosse deformazioni (di solito)  $\rightarrow$  può capitare che si rompa

questo trattamento assomiglia molto a una lavorazione meccanica  $\rightarrow$  localizzato

$\rightarrow$  spesso è compreso nella linea meccanica

è eseguito su un semi-freddo  $\Rightarrow$  non ha senso rimandarlo a un trattamentista

si compra una macchina a induzione e la si inserisce nella linea

non inquina perché si utilizza l'acqua come mezzo temprante

II parametro: spessore del traferro (distanza fra pezzo e induttore)

il traferro individua il grado di accoppiamento del pezzo

il grado migliore è quello dove il traferro è minore

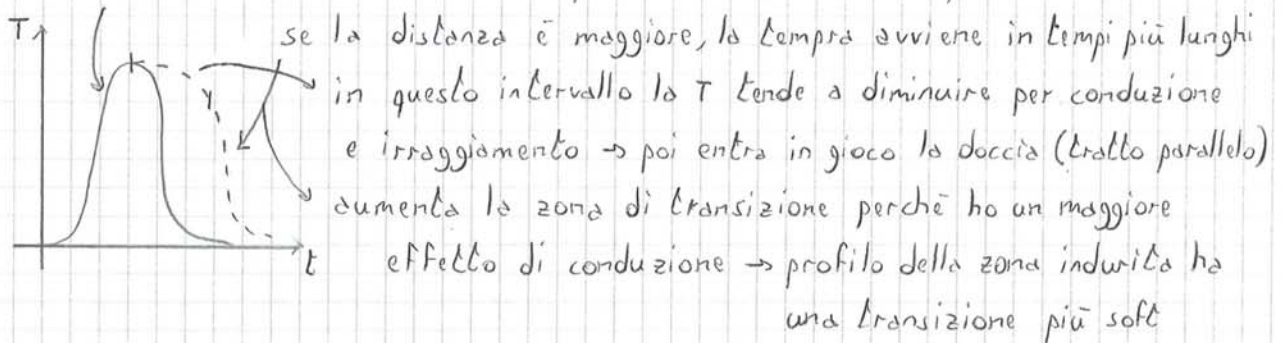
però il pezzo deve ruotare e il rame tende a espandersi scaldandosi

inoltre l'induttore è maneggiato da operai → geometria non è perfetta

⇒ non conviene avere un traferro troppo piccolo perché al contatto si creerebbe un cortocircuito

III parametro: distanza doccia-induttore

a basse distanze l'effetto temprante termina subito dopo il riscaldamento

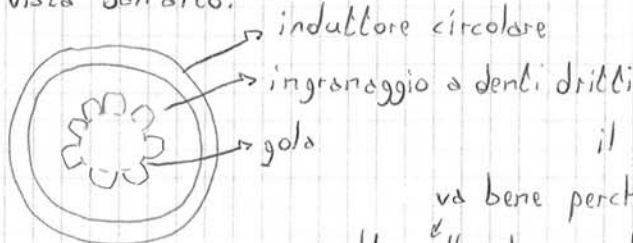


il pezzo viene messo in rotazione perché normalmente gli induttori sono da 2 spire → avvolgimenti elicoidali

nella rotazione il pezzo non è accoppiato sempre nella stessa zona di spira

⇒ la rotazione favorisce l'uniformazione della T superficiale

vista dall'alto:

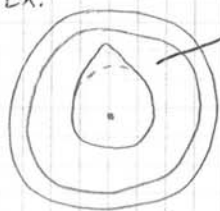


la superficie del dente è accoppiata ma la gola no  
il profilo di durezza è

va bene perché sono i lati dei denti ad essere sollecitati  
inoltre alla base voglio che sia tenace perché con l'usura dei denti, questi iniziano a battere e sollecitano la radice del dente

⇒ assomiglia a una lavorazione meccanica perché giocando sull'accoppiamento indurisco alcune parti ed altre no

Ex.



albero a camme → serve per l'apertura delle valvole dei pistoni  
se il motore è a 4 cilindri ho 4 alberi a 90° fra di loro  
→ indurisco solo la zona della camma che è sottoposta ad usura → la punta

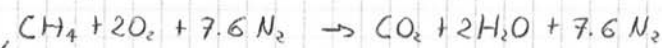
non esiste nessun altro tipo di trattamento termico che abbia questa flessibilità → l'induttore è come una macchina utensile



decarburatione → sotto vuoto → si scalda attraverso resistenze per irraggiamento  
 funziona meglio perché non c'è aria  
 non viene dissipato calore per scaldare l'aria  
 però non posso usare un mezzo temperante drastico  
 posso usare solo gas inerte → He è il migliore → perché a PM più basso raffredda di più  
 acciai per utensili ← però è costosissimo  
 indicato solo per acciai molto temprabili

atmosfera controllata → devo eliminare O<sub>2</sub>  
 ho bisogno di qualcosa che reagisca con l'ossigeno → metano  
 gas che reagisca facilmente perché è miscelabile con l'aria  
 il carbone non è miscelabile ⇒ ci vorrebbe troppo tempo  
 però il metano non è disponibile ovunque

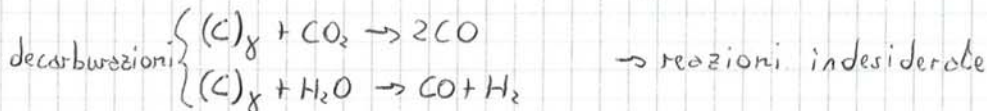
si può usare il GPL (gas petroliferi liquefatti)  
 evaporando diventano completamente miscibili con l'aria



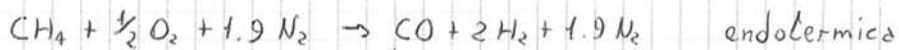
10 mol aria, 1 mol CH<sub>4</sub> → reazione di combustione completa → esotermica

i gas prodotti sono ossidanti rispetto al C nell'austenite

meno di O<sub>2</sub>, ma non vanno comunque bene



si ricorre a una combustione di metano in difetto d'aria (fiammella azzurra):



2.5 mol aria, 1 mol CH<sub>4</sub> → miscela priva di tendenza decarburante

combustione completa richiede 4 volte tanta aria rispetto a quella incompleta

l'atmosfera che si crea è detta 40/40/20 → atmosfera gas portante

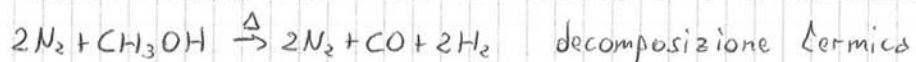
N<sub>2</sub> H<sub>2</sub> CO in %

è una reazione più complicata perché endotermica

abbondanza di CO:  $2\text{CO} \rightleftharpoons (\text{C})_x + \text{CO}_2$  carbonazione

effetto positivo → CO è uno dei principali gas carburanti

alternativa: atmosfera sintetica derivante dal riscaldamento di azoto + metanolo



⇒ decomposizione termica del metanolo è analoga alla combustione del CH<sub>3</sub>

in difetto d'aria → il metanolo è poco costoso

l'azoto viene ricavato dalla distillazione frazionata dell'aria liquida

per liquefare l'aria ci vuole un circuito frigorifero con forte compressione

l'atmosfera dev'essere in equilibrio con il contenuto di C nell'acciaio

↓ più la % di C è alta, più ho bisogno di  $CH_4$

⇒ nella bonifica è necessario avere un'atmosfera omogenea e inerte dal punto di vista carburante o decarburante → atmosfera protettiva

quella per eccellenza, oltre al vuoto, è l'azoto → però è più costoso  
 è comunque necessario un sistema che fornisca azoto nel caso in cui il generatore di atmosfera abbia un guasto

↓ atmosfera protettiva di emergenza → solo  $N_2$

29/10

SCAVINO

Termodinamica della metallurgia:

fenomeni dinamico-metallurgici → linea guida del minimo di energia

ogni sistema ricerca il minimo di energia se lasciato libero di evolversi

↓ ciò permette di prevedere l'evoluzione di un materiale e se un certo fenomeno può accadere o no → se si va verso una diminuzione di energia, il fenomeno può

EX. una certa atmosfera ossida la superficie o non la ossida? accadere  
 la protegge o non la protegge? la termodinamica permette di rispondere

energia dal punto di vista termodinamico:

↓ energia: capacità di un sistema di compiere lavoro

esistono diversi tipi di lavoro (elettrico, idraulico, ...)

↓ esistono diversi tipi di energia

Tutti questi tipi di energia nel nostro sistema vengono riassunti nell'entalpia

↓ entalpia: energia propria del sistema

entropia: misura il disordine del sistema

ma cosa significa "disordine" in un sistema termodinamico?

i materiali metallici sono utilizzabili solo perché hanno difetti (vacanze, dislocazioni, ...), altrimenti non sarebbero lavorabili

stessa cosa per il disordine → un sistema disordinato presenta vantaggi rispetto a uno ordinato

disordine: insieme delle situazioni ordinate

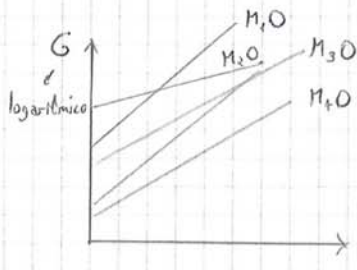
↓ un sistema disordinato è un sistema che ha una molteplicità di configurazioni ⇒ ha più possibilità di evoluzione

G → energia libera (potenziale di Gibbs)

↓ "libera" perché caratterizza il comportamento di un sistema privo di vincoli

↓ la identifichiamo con energia globale





→ retta crescente per ogni tipo di ossido

però l'esperienza ci dice il contrario

↓ se scaldi una lastra in un forno, quando la tiro fuori la superficie è ossidata

sembra una contraddizione ma in realtà è perché all'aumentare della T l'ossidazione è favorita cineticamente

infatti scaldando nel vuoto (non c'è  $O_2$ ) gli ossidi si dissociano

⇒ per evitare la formazione di ossido è necessario eliminare l'ossigeno

↓ altrimenti reagisce di nuovo col metallo

lo catturo con un altro elemento → deve costare poco (facilmente reperibile)

↓ deve avere una buona ed elevata affinità con l'ossigeno

↓ deve dare composti con bassa energia di formazione

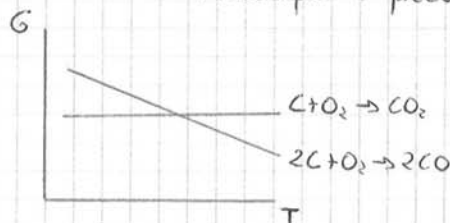
⇒ carbonio →  $CO, CO_2$



gli ossidi di C hanno una grossa particolarità a differenza di quelli metallici → sono gassosi

stesso numero di molecole gassose nei reagenti e nei prodotti

↓ l'entropia è piccola ⇒ G varia poco in funzione di T



→ retta quasi orizzontale

$2C + O_2 \rightarrow 2CO$  monossido di carbonio  
 ↓ è un gas pericolosissimo

anche l'anidride carbonica lo è, ma in modo diverso:

$CO_2$ : non è velenoso → è inerte per il corpo umano

se l'ambiente si sazia di  $CO_2$ , si può morire di soffocamento → manca l' $O_2$

EX. in un ambiente chiuso ↓ danni per soffocamento

in cui avviene combustione, si consuma  $O_2$  e si sazia di  $CO_2$

$CO$ : è velenoso → danni per avvelenamento

emoglobina nel sangue forma ossiemoglobina per trasportare  $O_2$  agli organi

↓ in presenza di  $CO$  forma carbossiemoglobina → trasporta  $CO$  e intossica

non è molto velenoso gli organi

EX. cianuro di potassio e solfuro di idrogeno sono molto più letali

↓ però bastano pochi ppm per avvertirli in aria

↓ hanno un odore caratteristico

$CO$  è inodore, incolore → inoltre la sua azione è lenta

⇒ già sopra gli  $800^{\circ}\text{C}$  il monossido riduce l'ossido di rame  
↳ in fatti il primo metallo utilizzato è stato proprio il Cu → 6000 a.c.  
↳ basta un falò per ottenere il Cu metallo, riducendo gli ossidi contenuti nelle rocce  
per l'alluminio bisogna andare oltre ai  $2000^{\circ}\text{C}$  per ridurlo → ~2400-2500  
↳ però fonde a  $600^{\circ}\text{C}$  ⇒ non si può ottenere Al scaldando i suoi ossidi  
↳ Al viene ottenuto per via elettrolitica

il Cu non ha buone proprietà meccaniche  
↳ se nelle rocce c'è anche stagno (Sn) e un po' di zinco (Zn) si forma bronzo  
il bronzo ha una resistenza meccanica → 4000 a.c.  
per oggetti come armi, attrezzi per l'agricoltura in bronzo permettono  
una maggior efficienza → per la prima volta l'uomo scopre l'accumulo  
↳ produce più di quello che consuma

siderurgia → produzione del ferro (sideros: ferro, gas: energia, lavoro in greco)  
ma sideros in greco è anche "oggetto che brilla" → stella → spazi siderali  
↳ il ferro arrivava dallo spazio → ferro meteoritico  
↳ per questo motivo era chiamato come le stelle  
età del ferro (~1200 a.c) → hanno incominciato a doverlo produrre  
ossidi di Fe vengono ridotti oltre gli  $800^{\circ}\text{C}$  → non basta un falò  
ho bisogno di un mantice per pompare ossigeno in modo che la combustione  
sia così violenta da alzare la temperatura  
la scoperta del ferro coincide con quella del forno soffiato

Produzione acciaio → ogni anno vengono prodotti 1500 milioni di tonnellate nel mondo  
↳ la metà sono prodotte dalla Cina  
in Italia 27 milioni → II produttori dopo la Germania  
acciaieria di Taranto (la più grossa in Italia) è 2 volte Taranto  
materie prime → rottami → acciaieria elettrica → costo maggiore è dato dall'energia  
↳ se la producono da sé → EX. energia idroelettrica  
↳ si trovano in montagna  
fonde i rottami  
↳ minerali → altoforni  
↳ non contengono solo ossidi di Fe ⇒ devono essere puliti  
prima di metterli nell'altoforno si creano delle bricchette o pellets  
↳ si sinterizza il minerale miscelato al coke (carbonio siderurgico) e al calcare  
si ottiene per distillazione del carbon fossile  
le fasi inquinanti del processo sono proprio quelle di agglomerazione e distillazione  
l'altoforno non inquina si distilla il C da gas (inquinanti) ← 30



⇒ prodotto ottenuto è già laminato → è detto bramma  
 subisce poi altri processi di laminazione a caldo fino ad arrivare allo spessore voluto  
 successivamente si fa un'operazione di capaggio (pickling)  
 eliminazione degli ossidi → si immerge il laminato in un bagno di acido solforico  
 poi lo si pulisce e si lubrifica  
 per spessori sotto gli 8 mm posso usare la laminazione a freddo  
 posso arrivare sotto il mm → poi ricottura  
 lamiere vengono spianate → si deposita Zn → lubrificazione → arrotolate

31/10

SCAVINO

### Costi dei trattamenti termici:

- normalizzazione → è il più economico → c'è solo il costo del riscaldamento
  - bonifica → oltre al costo del riscaldamento c'è anche quello dello spegnimento
    - ↓ l'impiego del forno è comunque limitato
    - il costo triplica se viene eseguita in atmosfera protettiva
    - ⇒ conviene lavorare con un sovrametallo che verrà sacrificato  
viene poi asportato
  - ricottura isoterma → leggermente più cara della bonifica
    - ↓ il costo raddoppia con l'atmosfera protettiva
  - tempra sottovuoto → il vuoto è costosissimo
    - ↓ necessita inoltre di acciai speciali (autotempranti)
    - acciai altolegati perché temprati in gas
    - utilizzata per evitare inquinamento
- un grosso problema dei trattamenti termici è l'inquinamento
- ↓ responsabilità penale del trattamentista
  - il vuoto non inquina → è la miglior risposta all'inquinamento
  - però per esempio la normalizzazione sottovuoto costa 20 volte quella normale
  - l'olio inquina, l'acqua pure perché ricca di additivi
  - sporco, dev'essere smaltito, a volte brucia
- cementazione → costa come la bonifica in atmosfera protettiva  
leggermente di più perché la cementazione è una speciale bonifica  
in atmosfera → però il processo è più lungo
  - cementazione a bassa pressione (sottovuoto)
    - ↓ stesso prezzo della tempra sottovuoto → i forni son gli stessi
  - nitrurazione → costa 10 volte la normalizzazione
    - ↓ occupa tantissimo i forni (~90 ore) → in ammoniacca
    - non è il costo della materia in sé, ma la lunghezza del processo



SCAVINO

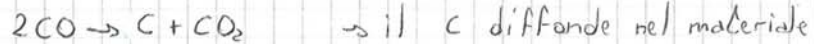
cementazione → in endogas → atmosfera CO/CO<sub>2</sub> derivata dal generatore endotermico  
diffusività → T influisce in modo esponenziale  
t influisce in base alla radice quadrata →  $D \propto \sqrt{t}$   
perché non si aumenta la T il più possibile per aumentare la diffusività?  
- potere cementante diminuisce all'aumentare della T  
vogliamo avere 0.8 % C in superficie  
- materiale lasciato in forno per diverse ore ⇒ grano austenitico s'ingrossa  
grosso problema degli acciai dolci ⇒ T cementazione ~ 900 ÷ 910 °C  
ora però, esiste il trattamento in bassa pressione:  
si ha la possibilità di cambiare atmosfere carburanti → si usa idrocarburo  
si lavora in bassa P (mmbar) perché altrimenti i gas scoppiano  
forno sigillato verso l'esterno ⇒ tecnologia costosa  
il propano (e gli altri idrocarburi) aumenta il potere cementante  
all'aumentare di T ⇒ vantaggio  
⇒ si esegue la cementazione a 1000 ÷ 1150 °C  
elevati spessori di diffusione in tempi ridotti  
non sussiste il problema dell'ingrossamento del grano perché viene  
effettuata su acciai legati  
siccome utilizziamo la tecnologia del vuoto, bisogna pensare al  
raffreddamento successivo alla cementazione  
in gas ogni tanto olio, mai acqua (evapora)  
ma avrei bisogno di una doppia camera  
una per la cementazione, una per il raffreddamento  
questa camera non può essere in vuoto, altrimenti l'olio evapora  
gli acciai al semplice C hanno bisogno d'acqua per essere temprati  
non vengono utilizzati per questo tipo di cementazione  
⇒ si usano solo gli acciai alto legati perché altrimenti non prendono  
tempra in gas  
non avrebbe comunque senso usarli in un T.T. così costoso perché  
sono acciai poco pregiati



si può utilizzare  $\rightarrow$  tempra superficiale  $\rightarrow$  comporta un aumento di volume in superficie  
 $\Rightarrow$  induce sforzi di compressione  
 cementazione, nitrurazione  $\rightarrow$  inserendo N e C nel reticolo manda in compressione

cementazione  $\rightarrow$  arricchisce acciai a basso tenore di C (0.1 ÷ 0.2 %)

l'agente cementante è il monossido di carbonio  $\rightarrow$  ha anche un'azione riducente



inizialmente il CO non veniva creato endotermicamente

si faceva la cementazione in cassetta

il pezzo veniva introdotto in una scatola chiusa assieme a carbone, carbonato di calcio, e carbonato di bario e si scaldava il tutto

il bario, dissociando per primo, attiva la decomposizione  $\rightarrow$  ossidi +  $CO_2$

la  $CO_2$  reagendo con  $CaCO_3$  produce CO  $\rightarrow$  agente cementante

formato anche attraverso la combustione del carbone

i pezzi venivano poi rilevati e gettati in acqua

questo processo non è possibile monitorarlo  $\Rightarrow$  è stato abbandonato

ora il CO viene ricavato dalle atmosfere endogas

dew point  $\rightarrow$  punto di rugiada  $\rightarrow$  stato termodinamico (P, T) in corrispondenza

del quale una miscela bifase liquido-vapore diviene saturata di vapore

in funzione della T e del rapporto  $H_2O/H_2$

all'aumentare dell' $H_2O$  il dew point sale  $\rightarrow$  al 100% è  $T = 100^\circ C$

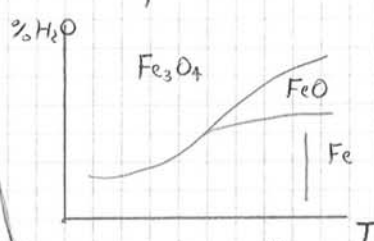
$\Rightarrow$  dew point fornisce la % di acqua presente

$CO, CO_2, H_2O, H_2$   $\rightarrow$  costituenti dell'endogas (40\40\20)

cosa succede al Fe  $\rightarrow$  in presenza di miscela  $H_2O/H_2$

$H_2O$ : ossido dell'idrogeno  $\rightarrow$  la sua G aumenta all'aumentare della T

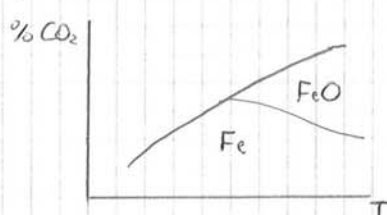
$\Rightarrow$  potenziale ossidante dell'acqua diminuisce all'aumentare della T



$\rightarrow$  ad alte T  $Fe_3O_4$  si trasforma in FeO

$\Rightarrow$  potere ossidante di  $H_2O$  diminuisce all'aumentare della T

in presenza di miscele di  $CO/CO_2$



$\rightarrow$  all'aumentare della T aumenta l'effetto ossidante però oltre l'effetto ossidante-riducente c'è anche l'effetto carburante

anche l'effetto carburante

si parla di potenziale di carbonio

teoricamente (si faceva una volta quando gli acciai non erano legati) c'è bisogno di una doppia tempra → perché lasciando il materiale a caldo per tutto il processo di cementazione (~5÷6 ore) i grani aumentano di grandezza  
 ↳ doppia tempra in acqua → raffreddamento, ricristallizzazione scaldando e tempra  
 però la superficie si sovrariscalda ⇒ II tempra per rigenerare  
 distensione del cuore ← la superficie

cementazione in bassa pressione

↳ non si utilizzano atmosfere con solo idrocarburo perché formandosi  $H_2$  in abbondanza, a  $1000^\circ C$  si avrebbero esplosioni

supponiamo di usare  $CH_4$ :  $CH_4 \rightarrow C(s) + 2H_2$

tenori molto bassi di metano (0.3÷0.4 %) sono in grado di cementare

↳ inoltre all'aumentare della T aumenta il potere carburante (al contrario di CO)

⇒ è comodo cementare direttamente con gli idrocarburi

↳ principalmente propano o etilene

cementazione diretta → non abbiamo bisogno di bruciare gli idrocarburi e mandarli sotto forma di CO

↳ però è da fare in bassa pressione  
 ↳ stesso meccanismo boost-diffusion

conviene lavorare alla T più alta possibile per diminuire la quantità di idrocarburo necessaria → inoltre si aumenta la diffusione

⇒ processo ottimale per ottenere elevati spessori di diffusione

effettuato su acciai con % di C al massimo di 0.20 legati a Ni, Cr, Mo impediscono l'ingrossamento del grano e aumentano la temprabilità

nitrurazione → avviene in fase ferritica → T molto più basse (~500°C)

↳ { diffusione di N nella ferrite  
 ↳ { diffusione di C nell'austenite (cementazione)

il materiale non subisce deformazioni

↳ spesso la nitrurazione è il trattamento finale

arricchimento di N in superficie

↳ N è un elemento neutro → non reagisce con il Fe →  $N_2$  è inerte

⇒ bisogna lavorare in forti condizioni di disequilibrio termodinamico

↳ non con  $N_2$ , ma con  $NH_3$   $2NH_3 \rightleftharpoons 2N + 3H_2$

potenziale di azoto → quantità di azoto sciolto nella ferrite in superficie

$N_{(a)} \propto \frac{P_{NH_3}^2}{P_{H_2}^3}$  → dipende dalla T.  
 ↳ pressioni parziali



si abbassano i tempi  $\rightarrow 6 \div 8$  ore  $\rightarrow$  grazie alla  $T$  più alta e alla azione sinergica di  $N$  e  $C$   
 inoltre non ho bisogno di denitritare la superficie perché in questo caso  $E$  è dura

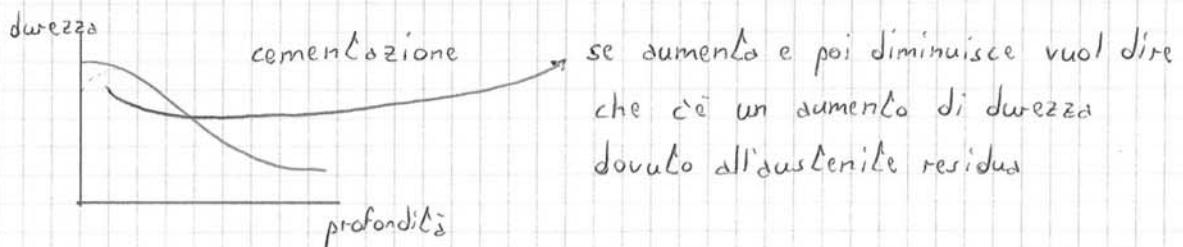
nitritazione morbida salina  $\rightarrow$  nitrocarbureazione salina

in bagni liquidi salini ricchi di cianati, carbonati e un po' di zolfo cianato e carbonato interagendo e dissociando formano  $N$  e  $C$   
 $\Rightarrow$  bagno a forte potere nitrocarbureante  
 però c'è un grande svantaggio dal punto di vista ecologico

trattamenti ionici  $\rightarrow$  dissocia  $N_2$  e  $CH_4$   $\Rightarrow$  bombardamento ionico  
 processo efficace ma costosissimo

acciai da nitritazione e nitrocarbureazione

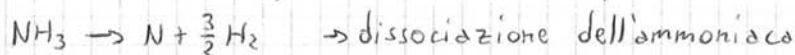
acciai da bonifica  $\rightarrow 0.3 \div 0.4\%$  di  $C$   
 trattamenti costosi per cui parlo di acciai bonificati  
 contengono  $V$  (vanadio) e  $Al$   
 $\downarrow$  forma nitrucci durissimi ( $\sim 1000$  HV)  
 costa meno di  $Al$ , ma dà una durezza inferiore



05/11

diagramma di stato Fe-N:

$N_2$  non ha nessun potere nitritante rispetto all'acciaio



questo  $N$  ha una elevata attività  $\rightarrow$  azoto a elevata attività



volessimo far avvenire questa reazione, avremmo bisogno di pressioni parziali di azoto di migliaia di atmosfere

la concentrazione di azoto viene moltiplicata per un coefficiente di attività, il quale lo rende molto più reattivo

$\Rightarrow$  il diagramma che andiamo a rappresentare non è alla pressione atmosferica è a  $\sim 1000$  atm  $\downarrow$  è ottenuto grazie alla dissociazione dell'ammoniaca  
 $\Rightarrow$  diagramma metastabile

se riesco a fermarmi alla formazione di  $\gamma'$  le qualità superficiali sono molto buone  
↳ ma se passo a  $\epsilon$  ho un crollo della durezza perché  $\epsilon$  è una soluzione solida  
↳ la nitrurazione teoricamente non dovrebbe avere la produzione di  $\epsilon$

si può utilizzare il sistema boost-diffusion anche per la nitrurazione  
↳ nel boost si forma la coltre bianca, nel diffusion N diffonde  
↳ però nella cementazione è possibile misurare il potenziale di carbonio grazie alla sonda ad ossigeno → nella nitrurazione non c'è la possibilità di

↳ monitorare il potenziale di N  
↳ si rischia che la coltre bianca non scompaia  
inoltre nella cementazione carburante il C diffonde nell'austenite  
↳ diffusione molto agevole perché la T è elevata ( $\sim 900^\circ\text{C}$ ) e perché la fase in cui avviene la diffusione è l'austenite → fase che accoglie il C  
↳ nella cementazione nitrurante la situazione sarebbe analoga se si potesse diffondere N in  $\gamma$  → però in questo modo non potrei più temperare

⇒ azoto deve diffondere sotto i  $590^\circ\text{C}$  e nella fase  $\alpha$ , da lì deve nucleare il composto interstiziale  $\gamma'$  → processo non facile

↳ il posto più accogliente per la diffusione sono i bordi di grano della ferrite → più dislocazioni, vacanze, ... → c'è un po' più di spazio

↳ la diffusione di N avviene esclusivamente qui

↳ trattamento convenzionale dura 40 ore → molto di più rispetto alla cementazione

↳ più bordi di grano ci sono, più il processo è efficiente

⇒ la struttura migliore è la martensite rinvenuta

la nitrurazione è eseguita sui pezzi finiti

↳ prima di farlo è obbligatorio un trattamento di bonifica con rinvenimento a T superiore rispetto alla T di nitrurazione → effettuato a  $\sim 600^\circ\text{C}$

↳ in questo modo ho una struttura martensitica

⇒ ho tanti bordi di grano e il materiale non rinviene più durante la nitrurazione → grazie alla bonifica

nella nitrurazione si ha un effetto di dilatazione del reticolo perché sto inserendo N → è una quantità relativamente limitata perché la diffusione a T basse è sfavorita

⇒ spessore azotato è molto limitato



SCAVINO

Trattamenti superficiali sono per la FATICA

{ induco compressione affinché resista meglio  
per la durezza basterebbe una pellicola }  
la resistenza a fatica è tanto maggiore quanto più profonda  
è la superficie in compressione

nitrocarburazione e carbonitrazione sono 2 cose diverse:

- nitrocarburazione  $\rightarrow 560^\circ\text{C}$  ( $\sim 60^\circ\text{C}$  in più rispetto alla nitrurazione)

{ aumentano i processi diffusivi\* }  
riduzione dei tempi di trattamento  $\rightarrow$  da 90 ore a 5-7 ore  
effettuata aggiungendo gas carburante ( $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ , metano, propano,  
metanolo, ...) in un'atmosfera costituita da ammoniaca

{  $\downarrow$  si hanno fasi diverse rispetto alla nitrurazione ( $\gamma'$ ,  $\epsilon$ )  
 $\uparrow$  si può avere anche austenite  $\rightarrow$  posso temprare per ottenere martensite  
\* anche grazie all'effetto sinergico di C e N

in realtà conviene dividere i 2 processi

$\uparrow$  prima si effettua la nitrurazione a T più bassa in modo da  
aumentare N prima che si formi  $\gamma'$  (il quale diminuirebbe  
notevolmente la velocità di diffusione)

$\uparrow$  poi si alza la T e si aggiungono i gas carburanti

- carbonitrazione

{  $\uparrow$  aggiunta di ammoniaca (dall'1% al 5%) in atmosfera endo  
 $\downarrow$  favorisce l'austenitizzazione  $\Rightarrow$  posso lavorare a T leggermente  
inferiori  
quel poco N presente favorisce la diffusione

posso temprare a T più bassa  $\rightarrow$  da  $880^\circ\text{C}$  a  $860^\circ\text{C}$   
diminuiscono  $\downarrow$  gli shock di tempra e le differenze fra  
cuore e superficie

però  $\rightarrow$  aumenta  $\gamma$  residua perché N è austenizzante

$\downarrow$  si rischia l'infragilimento da idrogeno

in realtà usano tutti  $\text{NH}_3$  in cementazione (anche se negano)

perché si riducono i tempi



06/11

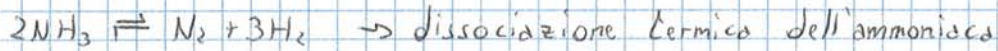
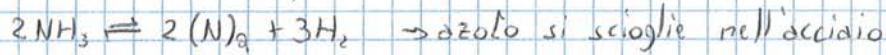
SCAVINO

carbonitrurazione  $\rightarrow 900^{\circ}\text{C}$   $\rightarrow$  si aggiunge  $\text{NH}_3$  al pezzo cementato

nella nitrurazione classica si usa solo ammoniaca

$\downarrow$  a  $500^{\circ}\text{C}$  su acciai da bonifica  $\rightarrow$  acciai bonificati prima della nitrurazione  
 $\rightarrow$  seconda della composizione della miscela

$\text{NH}_3/\text{H}_2$  si ha un potere nitrurante differente



$[\text{N}]_a = k \alpha \frac{P_{\text{NH}_3}^2}{P_{\text{H}_2}^3} \rightarrow$  abbiamo bisogno di un diagramma che ci dica quanto valga  $[\text{N}]_a$  in funzione dello % di  $\text{NH}_3$  e di  $T$

la % di  $\text{NH}_3$  fornisce  $\frac{P_{\text{NH}_3}^2}{P_{\text{H}_2}^3}$  mentre  $T$  identifica  $K$

$\Rightarrow$  diagramma di Leher

per la nitrurazione si utilizza solo una bombola di  $\text{NH}_3$

la si manda in un fornello dissociatore  $\rightarrow$  forno a pozza

$\downarrow$  a seconda della  $T$  a cui la si scalda,  $\text{NH}_3$  dissocia a una % specifica

$\Rightarrow$  nitrurazione si controlla controllando il grado di dissociazione di  $\text{NH}_3$

la nitrurazione è un processo molto lungo a causa della diffusione lenta

la sua velocità e profondità dipendono dalla forza spingente

$$D = k \frac{\Delta c}{\Delta x} \quad D: \text{coefficiente di diffusione}$$

$\Delta c$   $\rightarrow$  differenza di concentrazione riferita all'unità di lunghezza

$$J = D_{\text{diff}} \frac{dc}{dx} \rightarrow \text{flusso della diffusione}$$

$N_s$   $\rightarrow$  la differenza di quantità di azoto in superficie ( $N_s$ ) e nel cuore ( $N_0$ ) dà la forza spingente

la voglio il più elevata possibile

$N_s$  dipende dall'atmosfera nitrurante

$\Rightarrow$  posso aumentare la quantità di ammoniaca nell'atmosfera

però una volta che si forma  $y'$  la forza spingente è data solo da questa fase  $\Rightarrow$  forza spingente bassa

$\downarrow$  anche se si forma  $E$ , è comunque la fase  $y'$  sol' costante in contatto con  $a$

$\Rightarrow$  per gli effetti di diffusione bisogna evitare  $y'$

si può ricorrere alla nitrocarburazione  $\rightarrow$  effettuata a  $560^{\circ}$

non posso farlo nella nitrurazione perché se alziamo troppo la  $T$ ,

la reazione di dissociazione termica dell'ammoniaca compete con

la reazione di nitrurazione



- aumento del coefficiente di diffusione

l'obiettivo è abbassare i tempi di nitrurazione

↳ il grosso vantaggio della nitrocarburazione, oltre che avere l'aumento di  $T$  e l'aumento di diffusione (dovuto alla  $T$  e alla azione sinergica di  $N$  e  $C$ ), è che si ottiene più facilmente la fase  $\epsilon$  (dal diagramma ternario  $Fe-N-C$ )

↳  $\epsilon$  provoca una grande forza spingente per la diffusione

↳ il  $C$  "spinge"  $N$  alla diffusione  $\rightarrow$  perché forma carburi che facilitano il passaggio di  $N$  perché non tendono a reagirci (a differenza del  $Fe$ )

se lavorassimo subito a  $560^\circ C$  avremmo tempi d'incubazione troppo bassi

↳ trattamenti in atmosfera gassosa  $\rightarrow$  voglio tempi d'incubazione lunghi

{ senza gas carburanti  
 ↓  
 { solo  $NH_3$  a bassa  $T$  ← provo con

svantaggi: - difficoltà di ottenere strati superficiali monofasici di  $\epsilon$

- nel caso di sola nitrurazione, tempi lunghissimi

$\Rightarrow$  conviene fare il trattamento in 2 stadi: nitrocarburazione

1-  $T$  più bassa con la sola nitrurazione per aumentare i tempi d'incubazione

2-  $T$  più alta con aggiunta di gas carburanti  $\rightarrow$  per aumentare il coefficiente

↳ inizia quando  $\alpha$  sta per precipitare in  $\gamma'$  di diffusione

↳ in questo modo ho solo  $\epsilon$

nuclea direttamente dallo ferrite supersaturata

con la sola nitrurazione non è possibile ottenere solo uno strato di  $\epsilon$

ci sarà sempre uno strato di  $\gamma'$  sotto di esso ←

esempio di nitrurazione:

- riscaldamento in azoto a  $530^\circ C$

- nitrurazione al 70% di  $NH_3$  indissociata per 3 ore

↳ per rendere la soluzione supersaturata

- nitrurazione al 35% di  $NH_3$  indissociata per 3 ore

↳ una volta che si è formata  $\gamma'$  non voglio che si formi  $\epsilon \rightarrow$  coltre bianca

↳  $H_2$  toglie  $\epsilon$  dalla superficie

- raffreddamento in azoto

$C$  aumenta la durezza  $\Rightarrow$  esempio di nitrocarburazione

- riscaldamento in azoto a  $540^\circ C$

- nitrurazione al 60% di  $NH_3$  per 2.5 ore

dopo questo tempo inizia a formarsi  $\gamma'$



↓ perché i durometri sono piccoli (facilmente trasportabili) e hanno un costo accessibile → non richiedono neanche una preparazione del provino  
le altre prove si → costo aggiuntivo  
⇒ durezza è il modo più diffuso per qualificare il materiale

tipi di prove di durezza principali (prove statiche):

Brinell, Vickers, Rockwell e Knoop (meno usata, variante della Vickers)  
↓ si distinguono per il tipo di penetratore, carico applicato, modo in cui viene rilevata la deformazione (come viene considerata la durezza)

durezza (H) può essere definita come:

- resistenza alla deformazione elasto-plastica (concetto fisico)  
↓ Brinell, Vickers utilizzano questo concetto
- resistenza che la superficie di un materiale oppone alla sua penetrazione (concetto tecnologico) → Rockwell utilizza questo concetto
- resistenza alla scalfittura (concetto mineralogico)  
↓ materiale più duro scalfisce quello meno duro  
non interessa nel campo metallurgico  
↓ la scala di Mohs (dal talco al diamante) non è abbastanza variegata

prova di rimbalzo → prova sclerometrica (metodo Shore)

↓ utilizzata quando si hanno dispositivi portatili a disposizione lasciando cadere un oggetto, a seconda della durezza del materiale su cui cade, rimbalza a una certa altezza  
più il materiale su cui cade è duro, più rimbalza  
(perché il materiale non si deforma (deformazione poco plastica))  
c'è sempre una perdita dovuta all'attrito

questa prova è valida per una prima analisi  
viene utilizzata per i teliacci per le auto per testare la resistenza alla grandine e allo stone chipping  
pietrazza schiacciata da una ruota e sparata alla velocità retrostante

prova di rigatura (scratch test) → concetto mineralogico

↓ oggetto più duro incide il più tenero → scala di Mohs

prove sclerometriche → microavvolto di diamante caricato e trascinato a velocità costante → si misura la H misurando la larghezza del solco  
↓ non utilizzate in campo metallurgico



ha funzionato  $\rightarrow$  oppure può dire se il pezzo è decarburato  
 può dire se c'è  $\gamma$  residua  $\rightarrow$  dovuta alla tempra in un mezzo troppo  
 drastico o alla T di tempra troppo alta

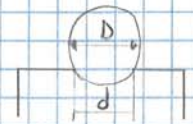
$\Rightarrow$  durezza è necessaria, ma non sufficiente

- il suo valore dipende molto dalle condizioni di prova

scala di Mohs  $\rightarrow$  non utilizzata in metallurgia perché non riesce a  
 differenziare bene le durezza degli acciai  
 acciai fra 5 e 8

prova di durezza Brinell:

penetratore: sfera di acciaio durissimo di diametro D  
 appoggia sul materiale su cui vogliamo eseguire la prova  
 viene applicato un carico sulla sfera  
 si forma una calotta sferica di larghezza d  
 misurata con un microscopio



$$HB = \frac{F}{A} = \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

$\rightarrow$  dalle tabelle (D normale) misurando d si ottiene HB  
 nelle macchine moderne il valore di HB viene fornito dalla macchina stessa

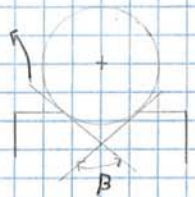
dimensioni di una tensione  $\rightarrow$  però HB viene considerata adimensionale

HB non dipende solo dal materiale, ma anche dal carico e da D

$\rightarrow$  bisogna trovare un sistema tale da rendere le prove comparabili

$\rightarrow$  angolo di penetrazione  $\beta$  tangenti alla sfera  
 affinché le prove siano comparabili,  $\beta$  dev'essere uguale

condizione realizzata quando  $\frac{d}{D}$  è uguale  
 il valore ideale per ottenere buoni valori di HB è  $\frac{d}{D} = 0.375$



$\rightarrow$  in pratica  $0.25 D < d < 0.50 D$

viene rispettata mantenendo costanti i valori di  $F/D^2$

acciai:  $\frac{F}{D^2} = 30$     leghe di rame:  $\frac{F}{D^2} = 10$     leghe leggere:  $\frac{F}{D^2} = 2.5 \div 5$

la sfera viene pressata sulla superficie del provino per un tempo standard

(da 10 a 30 s)  $\Rightarrow$  il tempo influenza la prova

sotto un carico costante fissato, non impulsivo  $\rightarrow$  tra 500 e 3000 Kg

i provini devono essere piani con superfici lucide

altrimenti i valori variano da cresta a valle

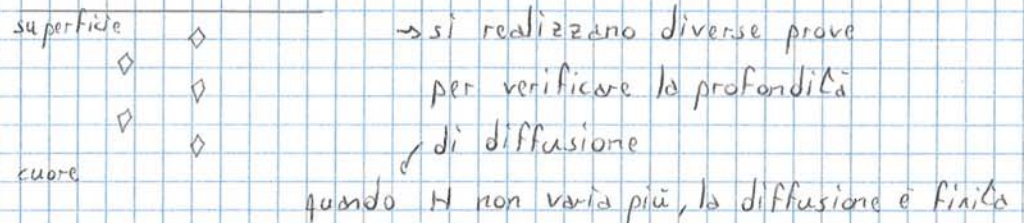
il loro spessore dev'essere almeno 8 volte quello dell'impronta



- ↓ facilita la lettura e non modifica il valore HV
- campo di applicazione illimitato, sia per la durezza che per dimensione del saggio
- svantaggi:
  - bisogna preparare accuratamente il campione
  - il materiale del provino interessato dalla prova è limitato

prove di microdurezza → Vickers → carichi da 1 a 1000 g  
 valore di durezza indipendente dal carico perché  $\beta$  è costante  
 ⇒ posso utilizzare carichi piccolissimi  
 in questo modo andiamo a interessare zone molto ristrette del materiale  
 ↓ addirittura il singolo cristallo  
 perché più piccolo è il carico, più piccola è l'area interessata dall'impronta  
 ~ ordine dei 10  $\mu\text{m}$

le superfici devono essere assolutamente lucidate e il più regolari possibili  
 cucitura:



prova Knoop → nei casi di materiali altamente anisotropi, l'impronta di una prova Vickers sarebbe molto distante da un quadrato  
 ⇒ prova Knoop ha un penetratore rombico con diagonali in rapporto 7:1  
 si misura bene la durezza nella direzione della diagonale maggiore  
 nella misura dell'impronta si tiene conto solo della lunghezza della diagonale maggiore  
 è una prova poco utilizzata

prova di durezza Rockwell:

- ↓ semplice e veloce → è in assoluto la più utilizzata
- ↳ differenza della Brinell e della Vickers, al posto che misurare l'impronta, si va a misurare la profondità di essa (indicata con  $t$ )
- ↳ non misura la resistenza alla deformazione, ma misura la resistenza alla penetrazione
- il penetratore può essere sferico in acciaio o, per materiali più duri, un cono con la punta di diamante con un angolo interno di  $120^\circ$
- solitamente si utilizza un precarico in modo da evitare che la qualità superficiale influenzi il valore della prova
- ↓ si punta il penetratore e poi lo si carica



in base alla norma:  $\%C = 0.4 \pm \Delta \rightarrow$  varia la tolleranza (delta) a seconda della norma  $\rightarrow$  normalmente  $\Delta \sim 0.03$

a seconda della norma ho un campo diverso di prova Somini

indica anche le % di Mn, Si, S, P

$\Rightarrow$  l'informazione esaustiva è data dalla norma di riferimento

perché negli acciai al carbonio vengono normali anche gli altri elementi?

- Mn: si trova nei minerali (non è costoso) e migliora la temprabilità  
 $\Rightarrow$  negli acciai commerciali 0.5% Mn è praticamente sempre presente

- Si: disossidante  $\rightarrow$  silicio residuo è un buon indicatore di calmaggio  
 operazione effettuata per eliminare i gas disciolti nel metallo fuso  
 il Si si lega all'ossigeno e l'ossido formatosi, per effetto della minor densità, galleggia in superficie

- S, P: impurezze che danno inclusioni  $\rightarrow$  riduzione della tenacità

la norma mi garantisce le qualità meccaniche

gli acciai che non lavorano a caldo hanno una più alta % di P e S perché non hanno bisogno di tenacità

non si trovano Cr e Mo negli acciai al C perché sono elementi di lega costosi  
 se il materiale è lievemente fuori dalla tolleranza (fuori dalla norma) lo si può accettare lo stesso, ma con uno sconto  $\Rightarrow$  questione economica

### ② acciai legati

I numero: % di C moltiplicata per 100

seguito dai principali elementi di lega  $\rightarrow$  elementi caratterizzanti del materiale

numero finale: indica la % degli elementi riportati divisa per un coefficiente

il I elemento riportato è quello che si trova a % più alta  
 normalmente è riportata solo la sua percentuale

coefficiente  $\rightarrow$  4: Co Cr Mn Ni Si W

10: Al Be Cu Mo Nb Pb Ti V Zr

100: C N P S

1000: B

coefficiente  
 quasi mai  
 utilizzato

EX. 36 Cr Mo 7-10  $\%C = 36/100 = 0.36\%$

$\%Cr = 7/4$

$\%Mo = 10/10 = 1\%$

### ③ acciai alto legati

preceduti dalla lettera X

seguito da un numero che corrisponde alla % di C moltiplicata per 100

seguono gli elementi di lega con le rispettive %



scelgo senza Mo perché è meno costoso

Mo comporta un costo extra-lega

media temprabilità per il quale se devo evitare la fragilità a rinvenimento posso, dopo la tempra, effettuare un rinvenimento a bassa T

privilegio la resistenza a trazione rispetto alla tenacità → Ex. Condino da oppure, se voglio effettuare un rinvenimento ad alte T, cemento poiché il momento critico è il raffreddamento (formazione di carburi), posso raffreddare velocemente ⇒ è una tempra dopo rinvenimento

è meglio aggiungere il Mo (anche come costo)

42 Cr Mo 4 → insensibile alla fragilità da rinvenimento

può essere rinvenuto a T alle quali passo attraverso l'intervallo di Infragilimento (al raffreddamento)

ha una resistenza a trazione maggiore di circa 100 MPa rispetto a 36 Cr Mo 4

36 Cr Ni Mo 4 → Cr dà carburi, dà temprabilità e migliora la resistenza

meccanica → effetto stabilizzante dei carburi

Mo ha lo stesso effetto, ma in misura minore perché ce n'è di meno

è in quantità strettamente sufficiente a evitare l'infragilimento da rinvenimento

Ni: come il Mn ha caratteristiche austenitizzanti → curve CCT spostate a

migliorano la temprabilità destra e in basso

la differenza sta nel fatto che Mn dà carburi, il Ni no

migliorano la resistenza meccanica ma riducono la tenacità

⇒ il Ni è l'elemento caratteristico per aumentare la temprabilità

si dice che Ni è un elemento tenacizzante

non aumenta la tenacità ma non possiede nessuno degli inconvenienti

degli altri elementi che migliorano la temprabilità e riducono la tenacità

⇒ è detto tenacizzante perché non peggiora la tenacità

N.B. gli elementi di lega principali sono C, Ni, Cr, Mo

vengono utilizzati nelle varie leghe sempre per gli stessi motivi

quale di questi acciai è il migliore per fare la tempra a induzione?

deve essere temprabile in acqua ⇒ C45 → ma deve avere pezzi di dimensione

non C60 perché il C45 ha ridotta perché è un acciaio poco

abbastanza C (durezza) per far avvenire

temprabile

la tempra a induzione ma ha un minor rischio di formazione di cricca



- fra 34 Cr Mo 4 <sup>⑥</sup> e 36 Cr Ni Mo 4 <sup>⑦</sup>; Tenore di C circa uguale  
 ↳ l'unica differenza è la presenza di Ni (1%)  
 ↳ il rafforzamento in ⑦ non è dovuto alla presenza dell'1% di Ni, in quanto dà un modestissimo rafforzamento da soluzione solida  
 ↳ è dovuto al fatto che un acciaio contenente Ni ha un significativo aumento della temprabilità → contributo da incremento del tenore di martensite  
 ⇒ % di martensite superiore rispetto a ⑥
- nel 36 Ni Cr Mo 16 il Ni aumenta in modo significativo rispetto a ⑦  
 ⇒ aumenta la temprabilità  
 ↳ mi accorgo della differenza dei 2 acciai solo in relazione della % di martensite a cuore
- qual è il criterio di scelta fra questi acciai?  
 ↳ dev'essere basato sulla dimensione del componente che vado a trattare  
 ↳ le caratteristiche meccaniche sono relative al trattamento di un provino  
 ↳ variano i diametri critici (dalla prova Somini)  
 ↳ da ① a ③ aumenta significativamente il diametro critico  
 ↳ è più facile che ③ prenda tempra, ma se ho un pezzo piccolo, anche ① prende tempra
- ⑧ non è necessariamente il migliore → ha un costo elevato  
 ↳ è il migliore per temprabilità, ma non per altre caratteristiche  
 ↳ tutto dipende dallo scopo per cui voglio utilizzare l'acciaio
- acciai → al C → carico di snervamento ( $R_s$ ) è di poco superiore alla metà del carico di rottura ( $R$ ) → circa il 60%  
 ↳ legati →  $R_s$  è circa il 75% del carico di rottura  
 ↳ perché il movimento delle dislocazioni è molto più ostacolato dalle seconde fasi (carburi) → Cr e Mo sono stabilizzanti dei carburi  
 ↳ ampliano il campo elastico (perché  $R_s$  è maggiore)
- 41 Cr 4 e 34 Cr Mo 4 → hanno lo stesso  $R_s$  ma ⑥ ha molto meno C  
 ↳ quindi come mai hanno lo stesso  $R_s$ ? ↳ meno carburi  
 ↳ perché il Mo rende i carburi più prestazionali ⇒ ostacolano maggiormente le dislocazioni  
 ↳ i carburi di Mo sono un ostacolo decisamente più difficile da superare rispetto a quelli di Cr  
 ↳ ⇒ negli acciai da utensili i carburi prediletti non sono quelli di Cr, ma quelli di Mo (e alcuni altri elementi)
- ⑥ ha una tenacità superiore rispetto a ⑤  
 ↳ perché il contenuto in carbonio è minore



perché ho un acciaio temprabile in olio, posso scegliere una frequenza elevata in modo da avere una zona di tempra sottile  $\rightarrow$  cricche meno probabili

acciai da tempra a induzione:

ingranaggi  $\rightarrow$  alta resistenza ad usura  $\rightarrow$  sottoposto a un processo di indurimento superficiale  
 $\downarrow$   
buona resistenza meccanica  
 $\downarrow$   
buona lavorabilità all'utensile  
 $\downarrow$   
buona stabilità dimensionale

la forza fra gli ingranaggi viene trasmessa quando i denti sono in presa  
 $\downarrow$   
più la forza è elevata, maggiore è la potenza trasmessa  
gli ingranaggi temprati a induzione sono in grado di trasmettere potenze molto elevate

quando si tratta di resistenza ad usura vado a vedere il contenuto di C  
 $\downarrow$   
maggiore la % di C, maggiore la resistenza  
però bisogna stare attenti alle altre caratteristiche

$\downarrow$   
Ex. CGO ha bassa tenacità  $\rightarrow$  cricche si formano facilmente  
 $\Rightarrow$  non può essere sottoposto a tempra induzione  
acciai al C con basso tenore di C neppure  
 $\Rightarrow$  o uso C45 o il 41Cr4

se l'ingranaggio non devessere sottoposto a grandi potenze, ma magari è molto grosso, con sollecitazioni a fatica importanti (richiedono una buona tenacità), ho bisogno di una buona temprabilità  
 $\Rightarrow$  parte bassa dell'elenco  $\rightarrow$  da ⑥ a ⑧

buona tenacità  $\rightarrow$  escludiamo ⑧ perché ha minore tenacità  
lavoro a flessione, più che a usura

stabilità dimensionale  $\Rightarrow$  34 Cr Mo 4 perché il Ni è un elemento austenitizzante  $\rightarrow$  tende a dare austenite residua  
 $\downarrow$   
tende a modificare maggiormente la dimensione

inoltre c'è leggermente meno C  $\rightarrow$  il carbonio è un elemento peggiorativo per quanto riguarda la stabilità dimensionale

negli acciai da tempra a induzione è sconsigliata la presenza di Ni in lega  
 $\downarrow$   
in particolare in associazione a tenori di C significativi

$\Rightarrow$  per la stabilità dimensionale il più sconsigliato è l'⑧ (4% di Ni)

non esistono veri e propri tipi di acciai da tempra a induzione

(perché eseguita per una certa applicazione, non per un certo tipo di acciaio)  
 $\downarrow$   
il più comune è il 34 Cr Mo 4



in un acciaio da tempra a induzione miro a formare  $\gamma$  omogenea  
se ho carburi più piccoli e distribuiti lo raggiungo più facilmente  
⇒ posso diminuire la T a cui scaldo l'acciaio e il tempo di riscaldamento  
↳ minor diffusione, grani più piccoli

gli elementi di lega utili alla tempra a induzione sono quelli che mi danno una miglior distribuzione dei carburi

V: non mi interessa come apporto di carbonio nel riscaldamento a induzione  
↳ non importa se i carburi di V non dissolvono  
↳ conto sulla dissoluzione dei carburi di Cr

⇒ V è scelto per gli acciai dell' "a grano controllato" o "a grano fine"  
non è il grano finale, ma è quello iniziale (austenitico)

cosa succede dopo la tempra a induzione effettuata su 48CrMoV8?

si forma una certa quantità di austenite residua (perché ci sono tanti elementi legati), ma non provoca un'effettiva influenza sul valore di durezza

↳ Ex. con 1% di  $\gamma$  residua HRC è sempre 58

però  $\gamma$  residua rende difficile la stabilità dimensionale col passare del tempo

⇒ le viti a circolazione di sfere realizzate perfettamente sono quelle a cui si è aggiunta la decomposizione dell'austenite residua →  $M_f < 0^\circ\text{C}$

↳ riguarda essenzialmente la zona temprata a induzione

↳ meccanica di precisione (al  $\mu\text{m}$ ) → posso vedere se è stabile dimensionalmente controllando la dimensione del passo della vite

facio una tempra a induzione, porto la vite temprata in progressivo in un forno a  $150^\circ\text{C}$  (per evitare di avere perdite di durezza)

↳ poi la metto in un frigo a  $\sim -30^\circ\text{C}$

⇒ accoppio un'operazione di stress relieving a un'operazione di trasformazione di  $\gamma$  residua in martensite

quanti cicli devo fare? un primo ciclo di forno, un secondo di frigo e un terzo di forno

stress relieving, trasformazione di  $\gamma$  residua in martensite, stress relieving della martensite che deriva dall'austenite residua

quale elemento può portare alla richiesta di un ulteriore ciclo frigo-forno?

il C perché 0.48% può andare da 0.46 a 0.50

con 0.50 la tendenza alla formazione di  $\gamma$  residua aumenta



- devono essere trattati per tempi molto lunghi a  $T \sim 500^\circ\text{C}$   
 $\Rightarrow$  acciai da bonifica devono essere rinvenuti a  $T$  superiori di quelle della nitrurazione  $\rightarrow T > 550^\circ\text{C}$
- N è un austenizzante molto forte  
 $\Rightarrow$  acciai da nitrurazione NON devono contenere elementi austenizzanti (come il Ni) perché darebbero austenite residua
- medio/basso tenore di C per avere una buona tenacità a cuore
- devono avere un'elevata durezza superficiale dopo nitrurazione  
 $\Rightarrow$  devono contenere elementi stabilizzanti dei nitruri  $\rightarrow$  Al Cr Mo V
- nitrurazione prevede un lento raffreddamento nel forno da nitrurazione  
 $\Rightarrow$  devono contenere elementi che evitino la fragilità da rinvenimento  $\rightarrow$  Mo

|                 | $R_{0.2}$ (carico di snervamento) | $K_{cu}$ (resilienza) | A% |
|-----------------|-----------------------------------|-----------------------|----|
| ① 41 Cr Al Mo 7 | 735                               | 22.5                  | 12 |
| ② 34 Cr Al Mo 7 | 590                               | 24.5                  | 14 |
| ③ 31 Cr Mo 12   | 880                               | 24.5                  | 10 |
| ④ 31 Cr Mo V 10 | 835                               | 34.5                  | 12 |

il più comune acciaio da nitrurazione è il 41 Cr Al Mo 7:

- 0.4% C  $\rightarrow$  acciaio da bonifica
- Cr, Al, Mo  $\rightarrow$  elementi stabilizzanti dei nitruri

$\rightarrow$  il V si evita perché è un elemento extra-costoso  
 sostituito da Al (1%)  $\rightarrow$  trovato solo negli acciai da nitrurazione

Al residuale è un elemento costantemente presente negli acciai  
 $\rightarrow$  Al ha un'estrema affinità con l'ossigeno  $\rightarrow$  meglio di Si

$\Rightarrow$  disossidazione finale dell'acciaio non può che prevedere l'utilizzo di Al  
 con l'1% di Al non vado soltanto a realizzare una completa disossidazione dell'acciaio, ma aggiungo un elemento che dà nitruri estremamente stabili  
 vantaggio: danno nitruri tali da migliorare moltissimo la durezza  
 si può passare da 600 a 1000 HV con l'aggiunta di questi elementi  
 $\rightarrow$  a un acciaio al carbonio nitrurato  
 è come aggiungere uno strato ceramico sul metallo  
 oltre ceramica ad altissima resistenza ad usura  
 vantaggio: gli elementi affini all'azoto ne riducono la diffusione perché lo  
 $\Rightarrow$  il tenore di questi elementi di lega dev'essere un compromesso catturano  
 $\rightarrow$  ostacolano in misura accettabile la diffusione aumentando  
 la durezza superficiale