



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1960A -

ANNO: 2016

A P P U N T I

STUDENTE: Artuso Giovanni

MATERIA: Materiali per l'industria meccanica (Riassunto) -
prof. Matteis

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

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

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

MATERIALI INDUSTRIA MECCANICA

- Diagramma Fe-C, strutture cristallografiche acciai

FERRITE → α → CCC (cubico corpo centrato)

AUSTENITE → γ → CFC (cubico facce centrate)

- * Siti interstiziali ottaedrici e tetraedrici nel CFC
- * Siti interstiziali ottaedrici e tetraedrici nel CCC

- ELEMENTI INTERSTIZIALI N e C

- Solubilità: $\gamma \gg \alpha$ (siti più grandi)
- diffusività: $\alpha > \gamma$ (impaccamento minore) (a pari T)
- rafforzamento per soluzione solida: $\alpha \gg \gamma$ (interstizi non simmetrici) (apri)

* CEMENTITE, Fe₃C

- Trasformazioni di fase

DISPLASIVE

- 1) No diffusione
 - 2) Si conserva ordine relativo atomi
 - 3) Non si conserva forma esteriore
 - 4) Nuovi cristalli limitati da bordi di grano fase madre
- FERRITE DI WIDMANSTÄTTEN
 - FERRITE ACICULARE
 - BAINITE
 - MARTENSITE

RICOSTRUTTIVE

- 1) Diffusione
- 2) Ordine relativo NON conservato
- 3) Forma esteriore si conserva
- 4) Nuovi cristalli NON limitati

- FERRITE ALLOTROMORFA
- FERRITE IDIOMORFA
- FERRITE MASSIVA
- PERLITE

AUSTENITE → FERRITE (preesistente)

- Se raffreddamento lento (senza elementi di lega oltre al C) → 727 - 910 °C
- Se raffreddamento veloce → T più basse
- Diverse morfologie (1, 2)

1) FERRITE ALLOTROMORFA (forma da cause esterne)

- Ricostruttiva
- Raffreddamento lento
- Formato sui bordi di grano precedenti
- Orientamento cristallografico definito

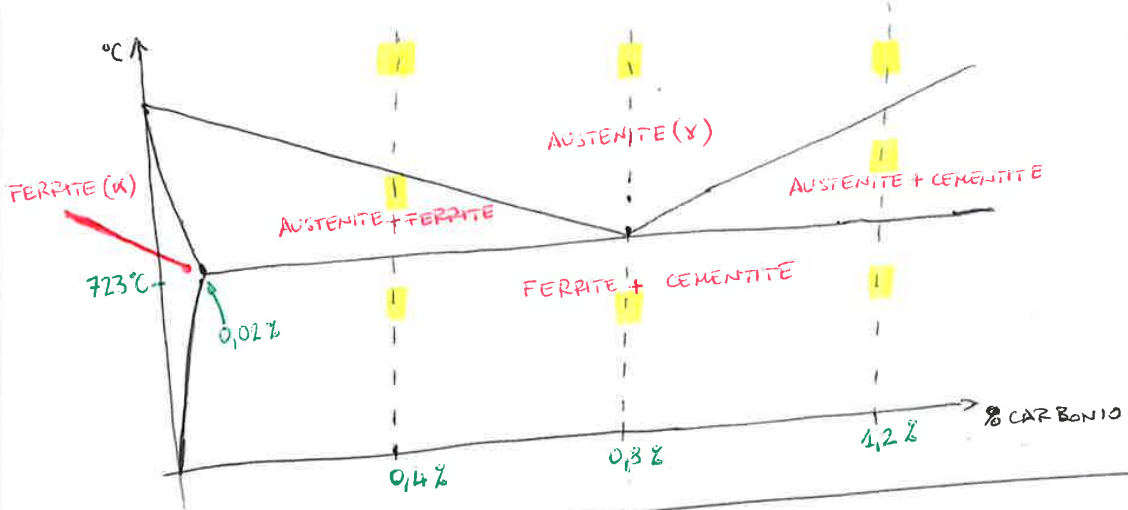
2) FERRITE IDIOMORFA (forma propria)

- Ricostruttiva
- All'interno dei precedenti grani
- Nucleata all'interfaccia con inclusioni o seconde fasi

METALLOGRAFIA

Preparazione metallografica

- 1) Prelievo campioni (evitare riscaldamento / deformazione nella sezione di interesse)
- 2) Tagliatura (non sempre)
- 3) Puliture / Lappature (Abrasioni successive con grani decrescenti; panni + sospensioni abrasive o carte abrasive)
- 4) Attacco metallografico (Acidi → Attacchi differenziali in base all'energia libera / orientamenti cristallografici / fasi)



* Metallografie

DIAGRAMMA DI STATO Fe-C

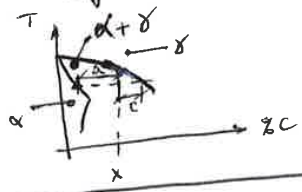
Forme cristallografiche ferro (0% C)

- ↳ fino a 912°C → FERRITE α, CCC (isomorfa)
- ↳ da 912°C a 1394°C → AUSTENITE γ, CFC
- ↳ da 1394°C a 1538°C (fusione) → FERRITE δ, CCC (isomorfa)

- Diagramma stabile (comporre C, grafite) → utile per studiare solidificazione
 - Diagramma metastabile (comporre Fe₃C, cementite) → utile per trasformazioni allo stato solido

- Esistono regioni monofasiche e regioni bifasiche in funzione di T e %C

→ Regole delle leve:



$$f_{\alpha} = \frac{c}{a+c} \quad f_{\gamma} = \frac{a}{a+c}$$

- C è soluto interstiziale

- ↳ solubilità fino a 2,1% in AUSTENITE γ (CFC)
- ↳ solubilità fino a 0,02% in FERRITE α (CCC)

→ CFC più densa ma siti interstiziali più grandi (quindi tensioni create dal C sono minori in CFC)

ACCIAI PERLITICI

→ Binari ferriferi, fili
 Yield Strength (MPa) := f(d. interlamellare, dimensione colata, dimensione grano δ)

* A 0,76% C quanta Fe₃C nella perlite?
 $[Fe_3C] = (0,76 - 0,022) / (6,67 - 0,022) \approx 11\%$

→ CICLO DI LAVORO
 1) Acciaio eutettoidico (C ≈ 0,8%)

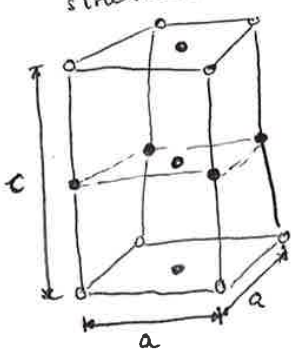
- 2) Laminazione a caldo → barre
- 3) Patentamento → Perlite finissima
- 4) Trafilatura a freddo (molti passaggi) → Allineamento perlite
- 5) Distensione (stabilizzazione) → Trattamento termomeccanico/termico, T = 250 ÷ 400, si ha distensione e invecchiamento

MARTENSITE

- Fase metastabile, non presente nel diagramma Fe-C
- Trasformazione $\gamma - \alpha'$ (o $\gamma - m$) → ottenuta dall'austenite
- Struttura cristallografica $\alpha' \approx \alpha$
- Frazione trasformata dipende solo da T e non del tempo
- Inizia alla T = M_s e si completa alla T = M_f
- Ogni cristallo cresce quasi all'istante quindi la frazione trasformata dipende solo dai punti di nucleazione che a loro volta dipendono solo da T
- La frazione trasformata tende a 1 (mai 100%) → M_f corrisponde al 95%
- Austenite che rimane a T ambiente → Austenite residua
- La trasformazione martensitica c'è solo se a M_s è presente austenite (vel. raffredd.)
 deve essere data per non avere altre trasformazioni e T > M_s
- M_s [°C] = f(%C, %Mn, %Cr, %Ni, %Mo); $V_{\alpha'} = f(e^{k \cdot (M_s - T)})$

→ FETICCO TCC (tetraedrico corpo centrato)

- (* Ferrite ha 3 siti tetraedrici per ogni atomo Fe; Austenite ne ha 4)
- (* Durante la trasformazione martensitica, tutti gli atomi di C deformano la struttura ccc in TCC)



- Se C < 0,2% → differenza tra c e a non è apprezzabile sperimentalmente

TRASFORMAZIONE MARTENSITICA E BAINITICA

- Se l'austenite è raffreddata velocemente, le trasformazioni di fase si modificano rispetto alla condizione di quasi-equilibrio:
 - 1) Trasformazione ferritica e perlitica iniziano a T progressivamente minori (A_s, A_m)
 - 2) Scompare la ferrite prouttoidica e rontaggio delle perlite (quest'ultima ha d. di diffusione del carbonio minore quindi aumenta di meno tempo)
 - 3) La perlite presenta d. interbainite progressivamente minore
- Aumentando ancora la velocità, anche la trasformazione perlitica è progressivamente sostituita da quelle martensitica e bainitica (a T più basse)

• AUSTENITE	→ FERRITE/CEMENTITE/PERLITE: <u>ricostruttiva</u> (passaggio atomi disordinato)
• AUSTENITE	→ MARTENSITE/BAINITE: <u>displensiva</u> (passaggio atomi ordinato)

* Ricostruttive = Civili
 * Displensive = Militari
 * "Paramilitore" → Fe + atomi sostituzionali: militari; atomi interstiziali: civili

MARTENSITE

- Trasformazione displensiva
- Individuazione prismi a corpo centrato nel reticolo FCC dell'austenite
- Deformazione della cella prismatica in modo che diventi un cubo
- Il carbonio influenza molto la forma finale: potrebbe essere presente in quantità maggiori rispetto al massimo accettabile del reticolo CCC → Il reticolo della martensite sarà del tipo TCC ($a/a = 1 + 0,005 \cdot [C]$)
- Tale deformazione di Bain implicherebbe elevate tensioni e un cambiamento della forma esteriore → compensati da rotazione rigida e ~~deformazioni plastiche~~
- deformazioni plastiche → molti difetti reticolari
- Trasformazione martensitica istantanea (dipende solo da T)
- Inizia a $T = M_s$ (start) e finisce a M_f (finish). Se $M_f < T_{ambiente}$ il processo finisce a $T_{ambiente}$ e parte dell'austenite rimane (austenite residua)
- $M_s = f(\text{elem. lega, dimens. grani austen.})$; se $\%[\text{elem. leg.}] \uparrow$, $M_s \downarrow$
- In acciaio martensitico si riconoscono i precedenti b.d.g. austenitici
- Se acciaio iperutetoidico → ogni grano di austenite crea molte lamelle di martensite

BAINITE

- Trasformazione displensiva
- Di tipo paramilitore: atomi Fe e sostituzionali come martensite, atomi interstiziali C si spostano per diffusione
- Lo sviluppo di un cristallo di bainite avviene come per la martensite; la diffusione inizia subito dopo.
- Bainite superiore → T più alta → diffusività C alta → migrazione completa C fuori della bainite, precipitazione nell'austenite

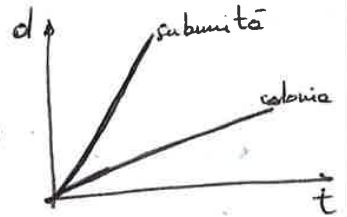
- 1) Si formano uno o più cristalli di α -bainitica \rightarrow il C in parte/tutto esce da α e arricchisce γ
 - 2) $\Delta G_{\alpha \rightarrow \gamma}$ diventa $> 0 \rightarrow$ il C "stabilizza" l'austenite \rightarrow la ~~trasformazione~~ trasformazione si blocca anche se c'è ancora γ
- * $T \downarrow$, $\Delta G_{\alpha \rightarrow \gamma} \ll 0$, serve più C per stabilizzare γ , % bainite formata maggiore

FERRITE ACICULARI

- Formo di bainite nucleata da inclusioni intragranulari, non da bordi γ
- Grani γ più grandi \rightarrow meno bordi
- Bordi con presenza di altri elementi
- Più inclusioni
- Più "disordinata"

CINETICA TRASFORMAZIONE BAINITICA

- 1) Nucleazione di α
- 2) Crescita
 - veloce: perché con poco/nulla diffusione (subunità singola)
 - più lento: rispetto alla martensite (gruppo di subunità)



* Se $T_2 > T_1$ si ha che $\%[Bainite]_2 \ll \%[Bainite]_1$

RESISTENZA MECCANICA BAINITE

- Meccanismi di rafforzamento
 - 1) Affinamento grano α
 - 2) Alta densità di dislocazioni (in α)
 - 3) Rafforzamento da 2^a fase \rightarrow cementite
- NO: rafforzamento da C in soluzione solida: martensite

- Bainite inferiore \rightarrow 2^a fase disperse meglio \rightarrow maggior rafforzamento
- Bainite superiore \rightarrow meno resistente e inoltre più fragile e corso di percorsi di frattura fragile attraverso cementite

- In generale non si può passare dalle TTT alle CCT e viceversa. Confrontando le curve si ha che: ferrite/perlite/bainite sono spostate verso $t >$ e $T <$ nelle CCT rispetto alle TTT; martensite è uguale nei due diagrammi per via delle sue caratteristiche (eccezione se c'è bainite prima di martensite)

CICLI DI LAVORAZIONE

- Cicli termici → modificare microstruttura o solo superficie → agevolare lavorazioni o migliorare proprietà meccaniche
- Ciclo lavorazione acciai: COLATA; PRIMA DEFORMAZIONE A CALDO (laminazione); DEFORMAZIONE PLASTICA A CALDO (stampaggio a caldo); TRATTAMENTI TERMICI (per ottenere microstrutture e proprietà desiderate)
- Trattamenti termici: RICOTTURA, TEMPERA INTERCRITICA, BONIFICA, CEMENTAZIONE, TEMPERA SUPERFICIALE, NITRURAZIONE

→ RICOTTURA E NORMALIZZAZIONE

• Scopo ricottura: favorire successive lavorazioni tramite riduzione durezza e riduzione anisotropia/disomogeneità microstrutturali e delle tensioni residue

- RICOTTURA SUBCRITICA

- $T \text{ poco} < A_{c1}$
- Ridurre inclusionsi e/o tensioni residue senza trasformazioni di fase
- A livello microscopico si recuperano i danni della deformazione a freddo:
 - 1) Riduzione di fetti reticolari
 - 2) nucleazione e crescita nuovi grani senza difetti / tensioni / deformazioni
 - 3) crescita dimensione media grani
- Obiettivo ricottura: ricristallizzazione completa senza ingrossare il grano

- RICOTTURA IPERCITICA

- T superiore a A_{c1} + raffreddamento controllato lento → ferrite + perlite
- Raffreddamento in forno
- Microstruttura omogenea, durezza ridotta, no tensioni residue → facilmente lavorabile, no problemi di stabilità dimensionale

- NORMALIZZAZIONE

• Simile a ricottura ipercritica ma raffreddamento non controllato (in aria)

- * Richiedere RICOTTURA IPERCITICA \equiv Richiedere precise condizioni metallurgica finale
- * Richiedere NORMALIZZAZIONE \equiv Richiede determinato processo, non microstrutture finale

→ BONIFICA

• Scopo bonifica: realizzare microstruttura con miglior compromesso tra tenacità e resistenza meccanica (martensite rinvenuta)

PROVA JOMINY



- Cilindro di acciaio, austemizzato per 30 minuti, appeso in verticale, raffreddato con un getto d'acqua all'estremità inferiore
- Si producono, a distanza crescente dalla base, curve di raffreddamento sempre più lente
- Si ottengono superfici rettificata a distanza diverse dalla base, si misura la durezza Rockwell, si fa un grafico con durezza in funzione della distanza.

- * Curve sempre decrescenti
- * Velocità iniziale $\max \equiv$ durezza martensite
- * Decremento durezza correlato al dia

- la durezza è un indice dell'efficacia di tempra poiché indica quanto è stata efficace la trasformazione in martensite (che è la più dura)
(Inizialmente si ha martensite e poi si hanno bainite e ferrite/perlite)

STIMA DUREZZA DOPO TEMpra

- Si può stimare la durezza dopo tempra in un componente in funzione della posizione del punto sul componente (è anche una stima della microstruttura)

- Metodo approssimato (Lomont, 1943):

- 1) Stimare curve raffreddamento componente
- 2) Caratterizzare ogni curva con un solo parametro numerico ($t_{1/2}$, V_{700})
- 3) Attribuire a ogni punto del componente una durezza pari allo misurato in prove Jominy (in punti con stesse caratteristiche)

* Differenzia tecnica diversi varia poco \rightarrow parametri come "tempo caratteristico" = $f(\text{dimens. tipica}) \rightarrow$ si può determinare un parametro della curva di raffreddamento, per una data geometria, conoscendo solo la dimensione caratteristica e il coefficiente di Grossman \rightarrow si associa a ogni punto una distanza Jominy equivalente (risultato indipendente dalle temperature dell'acciaio)
($[H] = \text{mm}^{-1}$ o in^{-1})

* Semplificazioni considerate possono essere troppo stringenti \rightarrow si deve ricordare sempre a geometrie semplici, non si considerano proprietà termofisiche

TENSIONI DURANTE TEMpra

- Durante la tempra significative tensioni meccaniche \rightarrow alla fine del processo piccole deformazioni se tensioni residue (raramente rotture di tempra)
(tensioni residue rimosse con rinvenimento; deformazioni/stato superficiale ossidato o decarburato rimosse con lavorazioni meccaniche)

- Dall' costante residue si ottiene: Ferrite + Carburi; ma Fe + Carburi ~~hanno~~ la proprietà inferiori alla martensite → troppo costante residue è dannosa
- Inclusione secondario (invecchiamento): in alcuni acciai legati a 500/600°C la cementite formata prima si dissolve e favore di precipitati di elementi di lega. Questi sono più piccoli e omogeneamente distribuiti → poco durezza (diagramma HRC-T)
- Fragilità da rinvenimento: significativo riduzione tenacità se acciaio legato è tenuto per un certo t a $T \approx 500 \cdot C + 575 \cdot C$
 Causato forse dalla segregazione di elementi indesiderati presenti anche sotto lo 0,05% nei bordi delle ferrite (Ad esempio Sb, P la cui segregazione è favorita dal Ni)
 Reversibile con mantenimento prolungato a $T >$ e raffreddamento veloce
 In molti acciai si evita il problema avendo % di indesiderati bassissime e aggiungendo Mo (0,25% Mo)
- * In letteratura diagrammi per prevedere durezza dopo rinvenimento in funzione di composizione acciaio e $T_{\text{rinvenimento}}$

TRATTAMENTI CHIMICI / ELETTROLITICI

- Zincature; Cromatura (sia a caldo che elettrolitico)
- Decapaggio
- Passivazione

TRATTAMENTI TERMOCHIMICI

- Cementazione; Nitrazione; Carbocementazione

ACCIAI A BASSO TENORE DI C (<0,25%)

- Basso %C → Solubilità
- Deformabilità a freddo
- Per costruzioni saldate, tubature e soldate (Strutture veicolari, Tubi, Recipienti in pressione; Profili per edifici)
- Gran parte della produzione di acciaio

- Acciai ferritici-perlitici

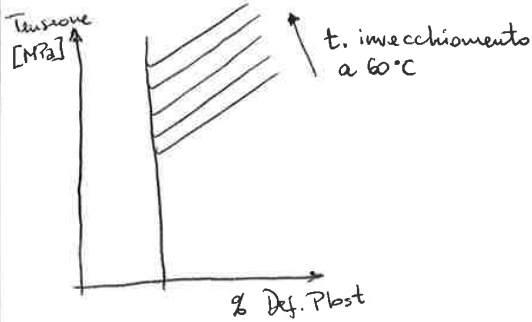
- Ciclo: Laminazione a caldo + Raffreddamento in aria
- YIELD STRENGTH [MPa] = f(%Mn, %Si, %Nf, $d^{-1/2}$)
- UNIFORM ELONGATION = f(%perlite, %Mn, %Si, %Nf)
- IMPACT TRANSITION TEMPERATURE [°C] = f(%Si, %N, $d^{-1/2}$, %perlite)

* Mn, Si: - rafforzamento per soluzione solida sostituzionale
 - riduzione duttilità

* Nf: rafforzamento per soluzione solida interstiziale
 (f: non impegnato in nitruro)

* Perlite (\equiv tenore di C): - troppo poca per rafforzamento significativo
 - peggiore duttilità

STRAIN-AGING



* Più C è presente, più è rilevante

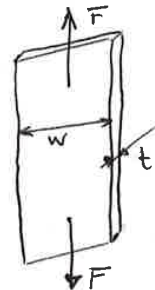
- Cause:
- * C in sol. sol. nella ferrite migra dopo la deform. presso linee disloc.
 - * Effetto arretrato dislocaz.
 - * Ricompensano sovrom. sup/inf e bande ledgers
 - * Strainpass diventa inefficace

- T di ricottura subcritica ($< A_1$) \rightarrow solubilità C $\approx 0,02\%$
 $\rightarrow 0,02\% C$ in soluz. solide nella α
- Se α contiene C: è meno deformabile, possibile strain aging
 \rightarrow meglio togliere C per acciai ad alta formabilità
- Ric. a lotti \rightarrow Raffr lento \rightarrow precipitati Fe₃C \rightarrow α di eq.
 Ric. cont \rightarrow Raffr veloce \rightarrow $\alpha \approx 0,02\% C$

ACCIAI PER IMBUTITURA PROFONDA (Inclusi IF) (Da Lam a freddo)

Richiesto:

- ALTA DEFORMABILITÀ NEL PIANO DELLA LAMIERA
- SCARSA DEFORMAZIONE DELLO SPESORE



\rightarrow Coefficiente r ALTO $\rightarrow r = \frac{E_{piano}}{E_{spessore}} = \frac{\ln(w_i/w_f)}{\ln(t_i/t_f)}$

• Coefficiente di ANISOTROPIA (r)

- Si ottiene con texture da laminazione a freddo ($1,5 \div 1,8$)
- La ricristallizzazione crea nuovi grani isotropi (1)
 \rightarrow Quindi la ricottura serve per il recovery ~~non~~ (voglio grani senza invecchiamento) ma non deve causare ricristallizzazione

• ACCIAIO con 300 ppm Al (dal calcinaggio) / 30 ppm N

* LAM. A CALDO } Al, N in soluz. solide \rightarrow { Raffredda veloce fino a 500°C
 * LAM. A FREDDO } Al, N in sol. sol in α

- Ricottura a lotti precipitazioni nitrucci di Al \rightarrow impediscono ricristallizz.
 \rightarrow Si conserva le texture volute

ACCIAI IF (Secondo metodo) (Interstitial-free)

- Con ricottura continua (riscaldam. veloce) \rightarrow metodo precedente non funziona (non c'è tempo per precipitaz. nitrucci)

\rightarrow Alternative Acciai IF

- C, N < 50 ppm (nota: con C \ll , r migliore)
- Ti, Nb per formare carburi/nitrucci
- 1) Niente C in ferrite

ACCIAI TRIP (Transformation-induced plasticity)

Ciclo fabbricazione

- COLATA, LAMIN. A CALDO, LAMIN. A FREDDO, TRATT. TERM. CONTINUO
- γ a T_{AMB} perde stabilizzata da elevato tenore di C locale (anche se % C media è bassa $\approx 0,15\%$) ($M_f < T_a$)
- Si ottiene in due passi:
 - I) Partizione C tra α e γ durante austenitizz.
 - II) Ulteriore partizione tra β e γ durante partizione bainitica
- Usando Si in lega \rightarrow previene formazione $Fe_3C \rightarrow$ più C nell' $\gamma \rightarrow \gamma$ più stabile $\rightarrow M_f$ minore
- % C in γ : fino a 1,5%
- % γ a T_{AMB} : 4-8% (a $-30^\circ C$: 1-9%; a $70^\circ C$: 6-9%)
- A TRAZIONE:
 - \rightarrow Trasformazione $\gamma \rightarrow m$ (a def media/alta) aumenta la resistenza meccanica e quindi previene strizione e rottura \rightarrow resistente, duttile

ACCIAI MARTENSITICI A BASSO TENORE DI C

- 0,22% C; 1,2% Mn; B

Ciclo

- I) COLATA, LAMIN. CALDO $\rightarrow \alpha + P$
- II) LAMIN. FREDDO, PICOTTURA $\rightarrow \alpha + P$
- III) STAMPAGGIO A CALDO CON TEMPERA NELLO STAMPO \rightarrow FORMA FINALE, MARTENSITE

- Relativamente duttile: poco C
- Non si rinviene (possibile auto-rinvenimento)

* DIAGRAMMA "Elongation [%] / Yield Strength [MPa]" per acciai a basso tenore di C

* DIAGRAMMI "ciclo di lavorazione" acciai

ZINCATURA

- Lamiere zincate per protezione da corrosione; strato zinco $\approx 5-10 \mu m$
- Eseguita a caldo; Immersione in Zn liquido a $460^\circ C$
- (Alternativa a T_{AMB} per via elettrolitica \rightarrow strato Zn più sottile e meno aderente)
- Acciai stampaggio profondo: dopo la ricottura e prima di imbutitura
- Acciai DP e TRIP: contemporaneamente al tratt. termico finale (se prima verrebbe danneggiato lo Zn; se dopo causerebbe rinvenimento martensite)
- Acciai martensitici (stampati a caldo): non possibile; rivestimento Al e Si

FRATTURA DUTTIVE / FRAGILE

- Misurare proprietà meccaniche a trazione ($R_m, R_{p0.2}, A$)
 - CARICO QUASI STATICO
 - CARICO 1D TENSIONE MONOASSIALE

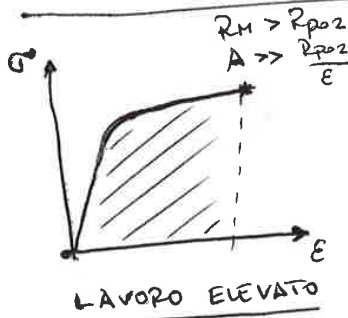
- Dunque per i metalli consegue → frattura duttile

* Cosa può portare a frattura fragile

- carico impulsivo (urti)
- carico 3D (intagli / concentraz. sforzi)
- temperatura

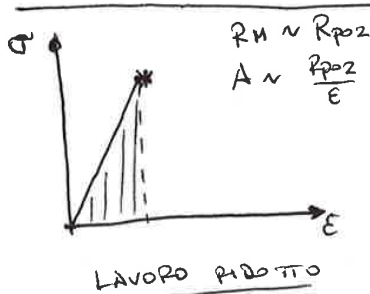
→ Perché? → Questi 3 casi impediscono deformazione plastica.

- La def. plastica richiede tempo
- Stato tensione triassiale (piccola regione supera σ_y ma def. plast. impedita da materiale circostante)
- ~~temperatura~~ favorisce moto delle dislocazioni



Velocità: dipende dall'applic. del carico

Deformazione elevata: in det. condiz. può portare a riduzione carico esterno e arresto della rottura



Velocità ~ proporzionale a σ_{suono}

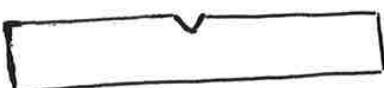
Rottura procede velocemente su tutta la sezione → pericoloso

- Per evitare fratture fragili?

- disegno e sovraccarico
- richiedere valore minimo di resist. a fratt. fragile

PROVA CHAPPY

- Pendolo colpisce un provino intagliato → $\left\{ \begin{matrix} \dot{\epsilon} \\ \text{conc. sforzi} \\ T \end{matrix} \right\} \rightarrow \text{cond. fratt. fragile}$



ENERGIA

$\Delta(\text{En. potenziale pendolo}) = \text{En. assorbito nell'urto}$

[Stessa energia si ottiene con diverse curve F-spost.]

- Clivaggio favorito da quasi tutti i fenomeni che aumentano la tensione di sovraccarico
- In acciai con martenite rinvenuta/bainite → macro-faccette di clivaggio (gruppi di lamelle di b. o m. isorientate e derivanti dallo stesso grano di δ)

FRATTURA INTERGRANULARE

- Separazione tra grani adiacenti.
- Consiste da fenomeni di infrogimento dei bdg
- In acciai con martenite rinvenuta o bainite → bdg rotti sono quelli dei precedenti grani δ (+ disorientamento cristallogr; + difetti locali)
- Infrogimento bdg causato da: precipitazione seconde fasi, segregazione atomi di elementi di lega
- Frattura di tipo fragile (come prima, potrebbe esserci deformazione microscopica)

FRATTURA DUTTILE (nucleazione, crescita e coalescenza di microvuoti)

- Preferibile nei componenti meccanici → elevata deformazione e quindi elevato assorbimento di energia
 - Nucleazione microvuoti: rottura di particelle di 2° fasi fragili o adesione tra queste e la matrice metallica
 - Inizialmente i microvuoti aumentano di dimensione indipendentemente dagli altri, poi i campi di tensione di microvuoti adiacenti interagiscono e creano deformazione (estensione microscopica) fino alla rottura completa
 - Superficie di frattura è un insieme di faccette
 - Crescita microvuoti favorita da stato tensione triassiale
- * Esempio: frattura coppa-cavo dei campioni di trazione cilindrici

FRATTURE MISTE

- Fratture reali sono miste
 - Superfici di clivaggio + piccole regioni di fratture duttile
 - Fratture con regioni intergranulari e transgranulari
 - Anche tutti e tre i meccanismi di frattura insieme
- In questi casi di fratture miste, l'energia assorbita è quella delle fratture duttile

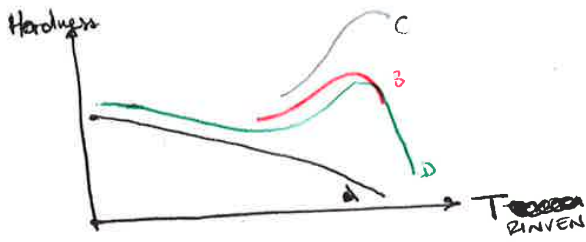
MICROSCOPIO ELETTRONICO

- * Parti del microscopio
- * Funzionamento
- * Scansioni metalli con fratture

- Potrebbe essere che dopo rinvenimento si abbia durezza maggiore rispetto al dopo tempra

*** RINVENIMENTI MULTIPLI**

- 2°: rinvenire carburi causati da trasformazione di γ precedente
- 3°: eliminare tensioni residue



- A: ~~Carburi~~ Rinven. mortensite
- B: precipitazione carburi
- C: γ residuo \rightarrow mortensite
- D = A + B + C: diagramma rinvenimento per acciai rapidi

LAVORAZIONI A FREDDO (C = 1 ÷ 2 %)

- "W", "O", "D", "A"
- tem probilità $D > A > O > W$
- mortensite dura (alto C)
- Cr, Mo, V: quasi del tutto legati nei carburi
- (durezza e resistenza a usura) $\downarrow \downarrow$ ad alta T

LAVORAZIONI A CALDO (C = 0,3 ÷ 0,5 %)

- "H"
 - Maggiore tenacità
 - Maggiore resistenza e usura a alta T
- } Rispetto a quelli per lavorazioni a freddo

RAPIDI
"T", "M"

ACCIAI MARAGING

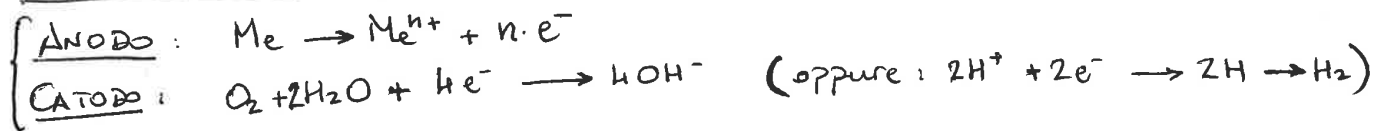
- Ni, Co, Mo, Ti, C; (Al \approx 0,1% \rightarrow dissidazione)
- Trattamento termico: \rightarrow AUSTENITIZZAZIONE A 820°C
 \rightarrow TEMpra IN AZIA \rightarrow MARTENSITE "DOLCE"
 \rightarrow INVECCHIAMENTO A 480°C
- Rafforzamento mortensite: \rightarrow PRECIPITAZIONE INTERMETALLICI (d \approx 15 nm)
 \rightarrow SOLUZ. SOLIDA SOSTITUZ., B.D.G., DISLOCAZIONI
- Tipi senza Co \rightarrow meno costosi

Effetti elementi di lega

- Ni \approx 18%
 - formare mortensite priva di C
 - abbassa Ms, Mf (compensato da Co)
 - forma precipitati (Ni₃Mo, Ni₃Ti) \rightarrow rafforzamento per invecchiamento
 - può rafforzare la mortensite per soluzione solida

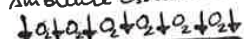
- Potenziale di Electrodo (E°): f.e.m fornito dalle celle galvaniche formate dall'elettrodo + un elettrodo standard a H
 Misura la maggiore o minore tendenza di uno ione (specie ossidata) ad acquistare elettroni (uscire a ridursi)

- Semi reazioni (in generale)



- Passivazione

Ambiente ossidante (Aria)



Film passivo

Metallo

1-4 nm

• Al, Ti, Cr: resistenti alla corrosione atmosferica perché formano strato passivo

- Acciai resistenti alla corrosione atmosferica ("Corten")

• C/Cr/Cu/P

• Strato di prodotti di corrosione (100 μm), formato da ossidi e idrossidi di Fe e fosfi con P, Cu. → Strato che rallenta/blocca ulteriore corrosione

• Ottimo per climi secchi, no climi piovosi (pioggia rimuove strato)

- Rivestimenti protettivi per acciai al C

→ Zinco (Zn ha $E^\circ = -0,76V$, Fe ha $E^\circ = -0,44V$)

→ Strato Zn 10/20 μm su acciaio → ANODO sacrificale

→ Sopra Zn si forma idrossido di Zn ($Zn(OH)_2$, "ruggine bianca")

PITTING

1) Inox passivo con film di Cr_2O_3

2) Punti deboli nel film (inclusioni di fosfi secondari, ad esempio carburi di Cr che, essendo più nobili, formano catodo)

3) I carburi attaccano e distruggono localmente il film

4) Inizia il micro pitting (solo visibile al microscopio) → variazione locale del pH (+ acido) (+ aggressivo) → eccesso di H^+ riducono Cl^- circostante

INTERSTIZIALE

- Per materiali a comportamenti attivo/passivo

- Zone con poco ossigeno (celle occluse)

→ la reazione $O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$ si arresta poco per volta nella fessura per carenze di O_2

SECONDA FASE - ALTRI INTERMETALLICI

- Laves, X ~~(C)~~
- Possibili in presenza di Mo e/o Ti, Nb (dopo tratt. prolungato a $\approx 800^\circ\text{C}$)

INOX γ - TRATT. TERMICI

- Solubilizzazione ($1000 \div 1100^\circ\text{C}$; raff. ecque)
 - Per ottenere microstruttura γ monofase e discioglie i carburi di Cr (raff. veche per scegliere carburi)
- Stabilizzazione ($850 \div 950^\circ\text{C}$; raff. oria) (solo per quelli con Nb, Ti)
 - Per formare TiC, NbC intragranulari
- Recovery (Ricottura, Ricristallizzazione)
 - Ripristinare duttilità/formabilità dopo def. a freddo
- Distensione
 - Per eliminare tens. residue

INOX γ - USI SPECIALI

- Non magnetici
- No transizione duttile/fragile → usi criogenici
- Resist. a corrosione a caldo → usi a caldo

INOX FERRITICI

- Solubilità (Resist. corrosione intergran) → - C; + Ti, Nb
- Resist. meccanica → + Cr
- Resist. ossid. e caldo → + Cr, Al, Si
- Resist. al pitting e corrosione a umido → + Cr, Mo
- Minor costo → - Cr

PROPRIETÀ MECCANICHE

$$\left. \begin{array}{l} \bullet - R_{p0.2} \approx 250 \div 300 \text{ MPa} \\ \bullet - R_m \approx 500 \div 550 \text{ MPa} \\ \bullet - A \approx 20 \div 25\% \end{array} \right\} \text{Tipiche}$$

- Transizione duttile/fragile
- Rafforzati per:
 - INCRUDIMENTO
 - AFFIN. GRANO
 - SOL. SOL. SOSTITUZ. (+Cr → maggior resist.)

EL. LEGA

- Cr → resist. a corrosione, struttura ferritica
- C → meno possibile per:
 - ridurre carburi di Cr (da cui corrosione intergr.)
 - evitare formazione di γ (da cui martensite fragile)
 - mantenere duttilità
- Ti, Nb → formare carburi TiC, NbC (Non dovuti) (Invece di Cr₂₃C₆)
aumentare Creq ed evitare formaz di aust. e caldo.
- Al, Si → ossidaz. a caldo

INOX MARTENSITICI

- Scopi: - resist a corrosione
- affilabilità, durezza, resistenza, resist. a usura

- Uso: - utensili resistenti a corrosione

- Ciclo di lavorazione

- 1) Colata, Lam a caldo, forgiatura
- 2) Ricottura subcritica
- 3) lavorazioni meccaniche
- 4) bonifica
- 5) Finiture

* Ricottura

- Tipicamente subcritica (di lavorabilità) $\approx \pm 50^\circ\text{C}$ \rightarrow ottiene Ferrite + Carburi sferoid.
- Poramente ipercritica

* Bonifica

- Composizione. C e Cr bilanciati per avere completamente esistente o aust + carburi
- Pre-riscald
- T austenitizz.: $950 - 1100^\circ\text{C}$ • (determina % carburi indissol. (ti) \rightarrow tenperabilità; Ms, Mf; durezza mart.; δ residua)
• (determina dim. grano)
- Rinvenimento: $T < 400^\circ$ \rightarrow durezza (distensione)
 $T > 600^\circ$ \rightarrow tenacità

* TAUSTEN.
 ALTA \rightarrow Dissol carburi (possibile $M_f < T_A$); Ingrossam grano; Ferrite δ
 BASSA \rightarrow Carburi indissolubili (poco C in δ ; martens meno duro); Ferrite α

INOX DUPLEX (Inox bifasici $\gamma - \alpha$)

- Fasi: • Alla solidificazione: ferrite
• Durante raffreddamento: $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$ ($M_s < T_A$)

- Tratt. termico: Solubilizzazione a $1000/1050^\circ\text{C}$ + Raffreddamento rapido
 $\rightarrow \approx 50\% \alpha$; $50\% \gamma$ (no altre fasi)

- Proprietà: • Resist a corrosione ($Cr > 20\%$)
• Resist. meccan $>$ rispetto a austenitici
(A pari resist a corrosione R_{p2} DUPLEX $\approx 2 \cdot R_{p2}$ AUST.)
• Resist. tenso-corrosione

- Fasi indesiderate: • Carburi/Nitruri
• Intermetallici (σ , X , Laves)
• Decomposizione spinoidale a 475°C ($\alpha \rightarrow \alpha + \alpha'$)

\rightarrow • Minor resist. a corrosione
• Fragilità
• Uso solo a $T < 300^\circ\text{C}$

- REGIONE AUSTENITIZZATA più critica (costituenti fragili durante raffreddom.)
 Martensite si produce più facilmente in ① e ③ perché in ① grano δ grande quindi più temprobile e in ③ c'è molto C in δ
 → Regione austenitizzata più dura ma molto meno tenace

- SALDABILITÀ ACCIAIO (probabilità di formare martensite in ZTA)

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$$

→ $Ceq < 0,25$ → SALDABILE

→ $Ceq > 0,5$ → NON SALDABILE

* Saldabilità e Temprobilità sono proprietà opposte

- Acciai da bonifico: non saldabili

- Acciai a basso ZC: saldabili (anche in questo caso ZTA inferiore e originale)

* Riduzione proprietà ZTA ↑ se acciaio ottenuto con trattamenti termici/termomeccanici più elaborati (HSLA, DP, ...)

* Se $Ceq > 0,5$, necessaria saldatura, impossibile trattamento termico dopo → si fa un riscaldamento omogeneo prima e dopo → ridurre $v_{raffr.}$ ZTA (prima), rinvenire martensite formata e ridurre tensioni residue (dopo)

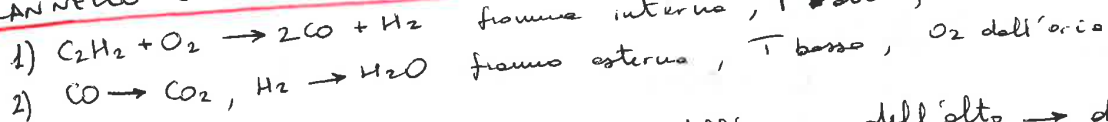
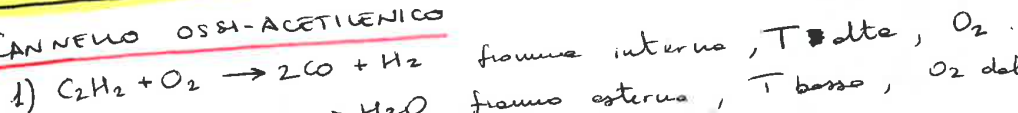
METALLOGRAFIE SALDATURE

* Durezza in funzione delle distanze

* Porosità da gas e da nitrò

SALDATURE CON FONTE DI CALORE CHIMICA (Energia da fonte chimica)

- CANNELO OSSIGEN-ACETILENICO

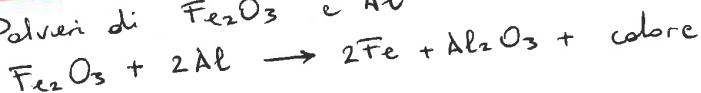


- Si regola C_2H_2/O per avere eccesso dell'uno o dell'altro → da cui fiamma esterna riducente o ossidante (per acciai meglio neutro/riducente)
 (Se riducente: alone dovuto a C_2H_2)

- Fiamma interna su gasocan, esterna da protezione

- ALLUMINO TERMIA

Polveri di Fe_2O_3 e Al



1) Accensione

2) Cobro, Fe verso il basso, Al_2O_3 più leggero → verso alto

* Binari ferrosi

TITANIO

α , Esagonale ($T < 882^\circ\text{C}$) $\rightarrow c/a = 1,587$

β , CCC ($T > 882^\circ\text{C}$)

* In generale

- c/a ALTO \rightarrow scarsa deformazione
- c/a BASSO \rightarrow possibile scorrimento sui piani (aumento densità piani)
(Caso Titanio \rightarrow duttile)

TITANIO "COMMERCIALMENTE PURO"

- Corrosione (industria chimica), Biocompatibilità
- Grado 1-2, duttile, resistente a corrosione
(N, O, C, Fe \rightarrow impurità interstiziali)
- Grado 3-4, resistenza + elevata
O, Fe si tiene apposta più alto
- Fe aggiunto per resist a corrosione
- Struttura: α
- Tratl termico possibile: solo ricottura

Ti: EFFETTI ELEM. LEGA

- α - stabilizzanti (Al, O, N, C)
- β - stabilizzanti:
 - \rightarrow isomorfi (V, Mo, Nb, Ta)
 - \rightarrow formatori di eutettoide (Mn, Cr, Co, Fe; Co, Ni, Cu, Si)
- Neutri (quasi) (Sn, Zr)

TRASFORMAZ. DI FASE

- $\beta \rightarrow \alpha$ (trorf con diffusione)
- $\beta \rightarrow \alpha'$ o α'' (trorf. Martensitica)
- α' : struttura EC come α (pochi leganti)
- α'' : struttura EC distorta (tenore leganti maggiore)

MARTENSITE:

- non molto dure
- metastabile (non permette partiz. elem. di lega)
(possibile rinvenimento/invecchiamento con decomposizione in $\alpha + \beta$)
(quò portore rafforzamento)

Ti: LEGHE α E QUASI α

- legante principale: Al (α -stab.)
- Altro: Sn, Zr (neutri)
- Minor resist. a corros., magg. prop. meccaniche (rispetto a Ti CP)

Rispetto a α - β $\left\{ \begin{array}{l} \text{più Kic} \\ \text{applicazioni a } \sigma \text{ alta e } T \text{ ambiente} \\ \text{formabilità a TA} \\ \text{più temprabili} \end{array} \right.$

GHISE

- Leghe da fonderia: I) Basse T fusione
II) Ritiro solidific. ridotto/nullo (effetto grafite)

* Diagramma Fe-C: $\left\{ \begin{array}{l} \text{ALTA } T, \% \text{ C basso} \rightarrow \text{METASTABILE} \\ \text{BASSA } T, \% \text{ C alta} \rightarrow \text{STABILE} \end{array} \right.$

GHISE BIANCHE $\left\{ \begin{array}{l} \text{Si, V, Cr, Sn, Mo, Mn} \\ \text{stabilizz. carburi} \end{array} \right. \left| \begin{array}{l} \text{Cu, Co, Ni, Al, Si, C} \\ \text{grafitizzanti} \end{array} \right. \text{GHISE GRIGIE}$

- Si, Al: grafitizzanti e ferritizzanti (favoriscono matrice di ferrite)
- Ni, Cu, Sn: $\left\{ \begin{array}{l} \text{grafitizzanti durante solidific. conve.} \\ \text{favoriscono perlite durante raffreddamento} \end{array} \right.$ (poco usati)
- Cr, Mo, W, V: formano carburi, favoriscono cementite primaria ~~e~~ perlite (poco usati, ghise bianche)
- Mn: MnS meno denso di FeS, Perlitizzante (1% Mn matrice perlitica)
- Altri (Mg, Ce, Ca, ...) % molto piccole: nuclei e crescita grafite

- GHISA BIANCA: Durezza elevata, Fragile, Produz. ghisa malleabile

* Si: si usa per avere Ceq alto (+ colabile, ma senza avere troppa grafite che abbassa propr. meccaniche)

* P: come Si per Ceq ma ~~ma~~ FeS fragile

- GHISA GRIGIA LAMELLARE

(A) \rightarrow MIGLIOR PROP. MECCAN \rightarrow omogenea; orient. casuale (INOCULATA)
(P) \rightarrow MIGLIOR PROP. TERMICHE \rightarrow lamelle grossolane; ghise ipereutettiche

* Inoculazione

- Effetto grafitizzante; Particelle grafite più piccole e numerose
- In genere Ceq $< 4,2 \rightarrow \delta$ per prima, $\delta + Cg$ ai bordi. \rightarrow si aggiunge Fe/Si in polvere \rightarrow Ceq \uparrow localmente \rightarrow nuclei anticipati Cg \rightarrow distrib. omogenea grafite (A)

* Sferoidale

- serve per propr. meccan. (riduce condutt. termica)
- Grafite cresce a lamelle ~~o~~, aggiungendo Mg anche verticalmente \rightarrow sferoidali

Leghe Fe-C - (Si) pure \rightarrow grafite sferoidale
 " + impurezze (O, S) \rightarrow " lamellare
 " + " + additivi (Mg, Ce) \rightarrow " sferoidale

Lavorazione:

- I titolo: def e caldo
 • def e freddo (+ ricottura + ult. def e freddo) + ...
- * Lamiere: se ricottura eccessiva → grano grande → effetto buccia d'arancia
 dopo imbutitura
- II titolo: (preferibile) def e caldo → così $\alpha + \beta$ invece di $\alpha + \beta'$
 Dopo def e caldo, in zona $\alpha + \beta$ → raffreddamento, % α sale
 + α → + duttile
 + β → (più β') → + duro
- * Aggiungere 2% Pb a ottoni per lavorazione macchine utensili

Bronzi con Sn

- fino a 11% Sn → possibile lega monofasica
- trasformaz a $T < 400^\circ\text{C}$ non avvengono (scarsa diffusività)
- problema omogeneità
- oltre 11% → microstr. $\alpha + \delta$ ($\delta \rightarrow \alpha + \epsilon$ non avviene)
 (per duttilità NO δ)

~~Leghe Cu-Sn~~

- concorrenti degli acciai in alcune nicchie
- Sn: scopo rafforzam per sol. sol.
- Esistono sia leghe per colata che per def. plastica
- * Bronzi al P per resist meccan e a corrosione (P 0,3%)

Bronzi con Al

Come negli ottoni: leghe α , monofasiche, duttili
 leghe $\alpha - \beta$, meno deformabili

Bronzi all'Al, migliora la resist a corrosione

Leghe Cu-Be

Tipiche Cu $\begin{cases} \swarrow 0,5\% \text{ Be} \\ \searrow 2\% \text{ Be} \end{cases}$

} $R_{p0,2} = 1050$, $R_{M} = 1400$ (invecchiato)

Ciclo tratt termico

A) Solubilizz $\approx 850^\circ\text{C}$

B) Invecchiamento $\approx 350^\circ\text{C}$

A) Solubilizz $\approx 850^\circ\text{C}$

B) Deform a freddo

C) Invecchiamento $\approx 350^\circ\text{C}$