

APPUNTI DI SCIENZA E TECNOLOGIA DEI MATERIALI

A cura di Tobia Piccoli

Legame primario (o chimico): legame forte derivante da trasferimento o condivisione degli elettroni negli orbitali esterni; vi appartengono il covalente, il metallico e lo ionico.

Legame secondario (o fisico): relativamente debole, senza trasferimento o condivisione di elettroni. Appartengono a questa categoria il legame di Van der Waals e quello idrogeno.

Legame ionico: è un legame in cui vi è trasferimento di elettroni. NON è direzionale.

Legame covalente: è un legame in cui vi è condivisione di elettroni. E' direzionale, al punto che un minimo spostamento del legame implica praticamente subito una frattura.

Legame metallico: è un legame in cui vi è condivisione di elettroni, ma NON è direzionale. Gli elettroni di valenza si dicono delocalizzati perché hanno la stessa probabilità di essere associati ad uno qualsiasi degli atomi presenti. Gli atomi sono molto impacchettati (anche per questo motivo, in linea di principio, sono materiali più densi).

Legame di Van der Waals: è il legame tipico dei polimeri; in una singola molecola del polimero i legami sono forti, non di VdW. Questi ultimi legano invece le varie molecole in lunghe catene. È un legame senza condivisione né trasferimento di elettroni.

Fase: porzione chimicamente e strutturalmente omogenea della microstruttura; da non confondere con il componente che è una sostanza chimica distinta, di cui è costituita la fase. Sistemi ad una fase si dicono omogenei, altrimenti eterogenei.

Monocristallo: o solido monocristallino, è un materiale in cui il reticolo cristallino continuo ed ininterrotto, senza bordi di grano.

Alligazione: operazione con cui si introduce in un materiale una certa quantità di impurezze con lo scopo di conferire particolari caratteristiche al materiale.

Soluzione solida: è un composto formato da atomi di almeno due elementi diversi, allo stato solido.

Leggi di Hume Rothery: regole per definire la possibilità di due metalli di formare leghe sostituzionali:

- differenza dei raggi atomici non maggiore del 15%
- stessa struttura cristallina
- possedere elettronegatività simile
- avere stessa valenza

Limite di solubilità: valore limite di soluto nel solvente, riferito ad una certa temperatura, oltre il quale si forma un'altra soluzione solida o un composto con composizione significativamente diversa dalla precedente.

Energia libera o di Gibbs: grandezza termodinamica funzione dell'energia interna di un sistema e della sua entropia. Un sistema si trova in equilibrio

quando, in determinate condizioni di temperatura composizione e pressione, la sua energia libera si trova in un punto di minimo. la variazione di energia si può esprimere come:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

Stato metastabile (o di non equilibrio): stato di un sistema che non raggiunge mai l'equilibrio perché la velocità di avvicinamento è estremamente lenta

Entropia: funzione che definisce il grado di disordine di un sistema. I termini statistici si ha:

$$S = k \ln \omega$$

$$k = 1.38 \cdot 10^{-23} J/K \text{ è la costante di Boltzmann}$$

ω è il numero di microstati, ossia di tutte le possibili configurazioni che un sistema di particelle può assumere. Posti N il numero totale di atomi di un sistema e N_a N_b il numero di atomi di una e dell'altra specie, si ha:

$$\omega = \frac{N!}{N_a!N_b!}$$

da cui sostituendo nell'espressione precedente ed utilizzando l'approssimazione di Stirling ($\ln x! = x \ln x - x$; $x > 20$) si ottiene:

$$\Delta S = -R [x_a \ln x_a + x_b \ln x_b]$$

che è la forma dell'entropia di miscela.

Variazione dell'entalpia di miscela:

$$\Delta H_m = \alpha RT x_a x_b$$

con:

$$\alpha RT = Nz \left[E_{AB} - \frac{1}{2} (E_{AA} + E_{BB}) \right]$$

dove:

N è il numero totale di atomi di A e B , z è il numero di coordinazione (quanti atomi di B sono legati ad ogni atomo di A) ed E_{AB} E_{AA} E_{BB} sono le energie di legame. Per $\alpha > 2$ la miscela preferisce smiscelarsi in due fasi (la curva di ΔG ha due minimi e un massimo).

Segregazione: fenomeno dovuto alla solidificazione in condizioni di non equilibrio, che comporta una distribuzione non uniforme degli elementi nei grani. La regione centrale del grano (per logica la prima a solidificarsi) è ricca dell'elemento con il punto di fusione più alto (perché raffreddando sarà il primo a tornare allo stato solido), mentre il basso fondente ha concentrazione che cresce allontanandosi dal centro del grano. Il risultato è una **struttura zonata** o **inviluppata**.

Diagramma di fase: rappresentazione grafica delle variabili di stato associate alle microstrutture. In pratica sono mappe di equilibrio associate a varie combinazioni di equilibrio e pressione.

Temperatura eutettica: per sistemi binari con $\alpha > 2$, alla quale vi è la coesistenza di 3 fasi: 2 solide ed una liquida; è la più bassa temperatura alla quale si ha presenza di fase liquido.

Reazione eutettica: $L \rightarrow \alpha + \beta$; il prodotto di una reazione eutettica è quindi sempre un solido costituito da due fasi.

α **primaria:** fase α che si è formata prima di attraversare l'isoterma eutettica.

Regola di Gibbs o delle fasi: $F + V = C + N$

dove:

F è il numero delle fasi, V è la varianza (gradi di libertà del sistema o variabili esterne che devono essere date per definire lo stato del sistema), C il numero di componenti del sistema ed N il numero di variabili termodinamiche che definiscono univocamente lo stato del sistema.

Reazione peritettica: $\beta_{solido} \leftrightarrow L + \alpha_{solido}$; ha luogo in condizioni di invarianza ($V = 0$) ed è un esempio di fusione incongruente

Fusione incongruente: fusione con formazione accanto alla fase liquida, di una fase solida con composizione diversa da quella solido di partenza.

Diagramma Fe-Fe₃C: il C è un'impurità interstiziale, ed il composto Fe_3C prende il nome di **cementite** e si hanno 3 soluzioni: $Fe_\alpha CCC$, $Fe_\gamma CFC$, $Fe_\delta CCC$; il Fe_γ prende anche il nome di austenite.

Reazione eutettoidica: $S \rightarrow \alpha + \beta$ è come una reazione eutettica, solo con partenza da un solido. Per il diagramma Fe-Fe₃C si ha nello specifico: $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$

Perlite: microstruttura tipica degli acciai (leghe ferro carbonio con %C inferiore al 2%) ottenuta dal lento raffreddamento della lega attraverso la temperatura **eutettoidica**. E' costituita da strati alternati di cementite e Fe_α che si formano simultaneamente durante la trasformazione. Gli spessori delle lamelle sono in questo caso di 1:8

Regola della leva: permette di ricavare le quantità relative delle due fasi tramite un bilancio di materia. I bilancio generale di materia, per due fasi α e β sarà:

$$x_\alpha m_\alpha + x_\beta m_\beta = x(m_\alpha + m_\beta)$$

che si può riorganizzare in:

$$\frac{m_\alpha}{m_\alpha + m_\beta} = \frac{x_\beta - x}{x_\beta - x_\alpha}$$

$$\frac{m_\beta}{m_\alpha + m_\beta} = \frac{x - x_\alpha}{x_\beta - x_\alpha}$$

Leghe ipoeutettoidi: quelle in cui la composizione è minore dell'eutettica. La ferrite presente nella perlite si chiama eutettoide, mentre quella presente prima della temperatura eutettoidica si chiama ferrite proeutettoide

Leghe ipereutettoidi: in cui la composizione è maggiore dell'eutettica; formata da perlite e cementite proeutettoide.

Composto intermedio: soluzione ordinata di atomi di A e B che viene a formarsi qualora il sistema non riesca a far coesistere le due fasi. Un composto differisce da una soluzione solida perché ha una formula chimica ben definita.

Composto a fusione congruente: composto intermedio che fonde mantenendo la stessa composizione del solido.

Composto a fusione incongruente: composto intermedio si decompone ad una certa temperatura, in una fase liquida ed una solida di composizione diversa da quella di partenza.

Posizioni nodali: vertici del reticolo cristallino.

Difetti puntuali: coinvolgono uno o più atomi; sono dovuti alla mancanza di atomi nei punti nodali (vacanze, prodotte da deformazioni plastiche, temperatura, radiazioni ionizzanti) o alla presenza di atomi in posizione interstiziale (difetti interstiziali) ed inducono stress di trazione o compressione.

Difetto di Shottky: quando in un cristallo ionico viene a mancare una coppia di ioni di carica opposta.

Difetto di Frenkel: combinazione di una vacanza e di un interstiziale

Equazione di Arrhenius: $v = c \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$; dove v è la velocità del processo, c una costante pre-esponenziale e Q l'energia di attivazione.

Retta di Arrhenius: $\ln v = \ln c - \frac{Q}{RT}$

Frazione di atomi che producono difetti: $\frac{n}{N} = c \cdot \exp\left(\frac{-E}{kT}\right)$ con n numero di difetti a una temperatura T , N numero di posizioni reticolari (o siti atomici su m^3), E energia richiesta per creare un singolo difetto (per il rame $1.17eV$) e k costante di Boltzmann.

Numero di posizioni reticolari: $N = \frac{N_A \rho}{M}$; con $N_A = 6.022 \cdot 10^{23}$ numero di Avogadro, ρ densità e M massa atomica.

Diffusione allo stato solido: migrazione di atomi (dello stesso elemento di un altro) tra varie zone del reticolo cristallino. Avviene tramite vacanze o per via interstiziale.

Prima legge di Fick: $J_x = -D \frac{\delta C}{\delta x}$ dove J_x è il flusso della diffusione lungo x , D è la diffusività, e $\frac{\delta C}{\delta x}$ il gradiente di concentrazione lungo x .

Seconda legge di Fick: $\frac{\delta C_x}{\delta t} = \frac{\delta}{\delta x} \left(D \frac{\delta C}{\delta x} \right)$; posto D indipendente dalla concentrazione, si ottiene:

$$\frac{\delta C_x}{\delta t} = \frac{\delta^2 C}{\delta x^2}$$

che ha soluzione:

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$$

Dipendenza della diffusività da T : $D = D_0 \exp \frac{-Q}{kT}$

Interpolazione: $\frac{\operatorname{erf} Z_b - \operatorname{erf} Z_a}{\operatorname{erf} Z_b - \operatorname{erf} Z_a} = \frac{Z_x - Z_a}{Z_b - Z_a}$

Sforzo o stress: $\sigma = \frac{F}{A}$ con F forza agente e A superficie su cui agisce

Deformazione nominale: $\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$ con l_0 lunghezza iniziale e l lunghezza finale del componente sottoposto a stress

Deformazione reale: $\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0}$ con l_0 lunghezza iniziale e l lunghezza finale del componente sottoposto a stress

Equazione di Hooke: $\sigma = E\varepsilon$ con E modulo elastico del materiale, o modulo di Young

Modulo di Young: misura della forza dei legami interatomici e quindi della rigidità di un materiale: un materiale con elevato modulo di Young si deforma poco sotto carico.

Rapporto di Poisson: $\nu = -\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_a}$ con ε_t deformazione trasversale e ε_a deformazione assiale di un materiale sottoposto a stress. In generale varia tra 0.25 e 0.3.

Modulo a taglio: si definisce similmente al modulo di Young, come: $\tau = G\gamma$ dove τ è lo stress di taglio e γ la deformazione a taglio.

Relazione moduli: $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$

Dislocazioni: si creano durante la cristallizzazione del materiale o durante deformazioni plastiche e consistono in un'irregolarità del reticolo cristallino: una fila di atomi mancante. La densità media per un materiale non deformato è nell'ordine di $10^5 - 10^6 \frac{\text{disloc}}{\text{cm}^2}$, mentre se il materiale viene deformato si può raggiungere un ordine di $10^{10} - 10^{12} \frac{\text{disloc}}{\text{cm}^2}$. Si fornisce la densità superficiale perché si intendono cm di dislocazioni per cm^3 . Solo la presenza delle dislocazioni permette di spiegare la deformazione plastica dei materiali. Le dislocazioni sono interne al grano, NON sono i bordi di grano. Per muovere le dislocazioni è necessario rompere e ricreare continuamente i legami; ciò è comunque energeticamente più facile che rompere direttamente il reticolo cristallino. Le sorgenti in cui nascono le dislocazioni si dicono sorgenti di Frank - Read. Si muovono facilmente nei metalli perché il legame è fortemente delocalizzato e la deformazione (indifferentemente dal materiale, avviene solo lungo precisi piani di scorrimento (quelli dove la densità atomica è maggiore e quindi la distanza interatomica minore).

Yield strength o limite di snervamento: valore limite oltre il quale l'energia fornita ad un materiale sottoposto a stress, è tale da deformato plasticamente. E' possibile aumentarlo rallentando il moto delle dislocazioni.

Riduzione della dimensione dei grani: è uno dei metodi utilizzati per rallentare il moto delle dislocazioni aumentando quindi il limite di snervamento del materiale. Riducendo la dimensione dei grani, si aumenta lo sviluppo dei bordi di grano, che sono un ostacolo per le dislocazioni; infatti a causa del disordine in prossimità dei bordi, è necessario un surplus di energia per muovere la dislocazione oltre il bordo in modo che raggiunga un altro grano. E' l'unico metodo di indurimento che non comporta un calo della duttilità del materiale.

Legge di Hall - Petch: $\sigma_y = \sigma_0 + \frac{1}{\sqrt{d}}$ dove σ_y è il limite di snervamento, σ_0 una costante tipica di ogni materiale e d la dimensione media dei grani.

Indurimento per soluzione solida: si basa sul fatto che la presenza in forma solida di un soluto in un materiale, crea nel reticolo un campo di stress che rallenta il moto delle dislocazioni. Tale fenomeno segue la legge:

$\sigma_y = \varepsilon_s^{\frac{3}{2}} C^{\frac{1}{2}}$ dove ε_s tiene conto della differenza di dimensioni tra soluto e solvente e C è la concentrazione del soluto.

Raffreddando molto velocemente (per non toccare il naso della curva TTT innescando la trasformazione) è anche possibile ottenere soluzioni sovrasature (senza che abbiano luogo fenomeni diffusivi in tempi ragionevoli) a temperatura ambiente.

Indurimento per precipitazione o invecchiamento (age hardening): possibile qualora il diagramma di stato abbia una zona in cui la solubilità decresca bruscamente con la temperatura: raffreddando bruscamente tale soluzione, si formano molti precipitati non necessariamente ai bordi di grano, che ostacolano fortemente il moto delle dislocazioni. L'invecchiamento avviene a temperatura bassissima, e quindi con ridotta mobilità degli atomi: per questo i precipitati non crescono eccessivamente; il risultato è un precipitato fine e coerente (fase θ). Il procedimento dipende da vari fenomeni che si succedono:

- inizialmente tutto il soluto è intrappolato in soluzione solida a causa della tempra. Pian piano cominciano a formarsi i precipitati (zone di Guiner - Preston) che portano tutto il soluto a essere rimosso dalla SS.

- indurimenti per precipitati coerenti: forniscono la massima resistenza al reticolo della matrice circostante. Al crescere delle dimensioni del precipitato la coerenza va perdendosi, diminuendo la resistenza.

- indurimento per precipitazione: i precipitati non sono più coerenti ma ostacolano comunque il moto delle dislocazioni. Queste possono però ridurre l'efficacia dei precipitati in due modi: le dislocazioni possono tagliare i precipitati oppure piegarsi intorno ad essi; il precipitato resiste al taglio con una forza direttamente proporzionale al suo diametro ed al tempo di invecchiamento. Lo stress per piegarsi è invece inversamente proporzionale al tempo di invecchiamento

Indurimento per deformazione plastica o incrudimento: deformando plasticamente un materiale si aumenta la densità delle dislocazioni. Ciò ha due effetti: il movimento di un numero maggiore di dislocazioni richiede maggiore energia e l'interazione delle dislocazioni porta spesso ad un reciproco bloccaggio del movimento. L'incrudimento si descrive con la relazione:

$$\sigma_y = A\varepsilon^n ; \text{dove } A \text{ e } n \text{ sono costanti (per Al } \frac{1}{6} < n < \frac{1}{3} \text{)}$$

Il grado percentuale di incrudimento è invece:

$\%CW = 100 \frac{A_0 - A_d}{A_0}$ dove A_0 e A_d sono rispettivamente le aree iniziali e finali dopo l'incrudimento

In generale un qualsiasi pezzo deve subire più fasi di incrudimento, perché una deformazione applicata in una sola volta potrebbe portare ad un'eccessiva fragilità del manufatto. Il processo di incrudimento deforma anche i grani del materiale. Per ovviare a ciò si procede con una ricottura (recovery o annealing).

Necking o strizione: progressiva diminuzione del diametro di un provino sottoposto a trazione, contemporanea all'allungamento del provino stesso.

Duttilità: grado di deformazione plastica che un provino può subire prima della rottura. Si può esprimere in due modi:

$\% \varepsilon = \frac{l_f - l_0}{l_0} 100$; sovralongazione percentuale, con l_f lunghezza finale dopo la rottura e l_0 iniziale

$\%RA = \frac{A_0 - A_f}{A_0} 100$; riduzione dell'area, con A_f area finale dopo la rottura e A_0 area iniziale

In generale questi due indici non corrispondono. A grandi linee si considerano fragili i materiali che raggiungono la rottura con deformazioni $< 5\%$.

Resilienza: capacità di un materiale di assorbire energia sotto deformazione elastica, per restituirla una volta terminato lo stress:

$$U_r = \int_0^{\sigma_y} \sigma d\varepsilon = \frac{J}{m^3}$$

e grazie alla legge di Hooke:

$$U_r = \frac{1}{2} \sigma_y \varepsilon_y = \frac{\sigma_y^2}{2E}$$

Tenacità, toughness: indica l'attitudine di un materiale ad assorbire energia fino alla rottura. Un materiale tenace è sia resistente che duttile.

Durezza, hardness: resistenza che un materiale oppone alla sua penetrazione.

Durezza Brinell: $HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$; dove F è la forza applicata, D è il diametro della sfera e d il diametro dell'impronta

solo per gli acciai vale la relazione lineare: $\sigma = 3.45HB$

Durezza Vickers: $HV = 1.854 \frac{F}{d^2}$; dove d è la media della diagonali in mm

Durezza Knoop: $HK = 14.2 \frac{F}{l^2}$; dove l è la diagonale maggiore della punta rombica

Prova di creep: valuta il comportamento di un materiale, sottoposto a stress, in funzione della temperatura. Il materiale è sottoposto a sforzo costante a temperatura costante, e si rileva il tempo di rottura. La deformazione a creep è dovuta principalmente a movimento delle dislocazioni e fenomeni di diffusione di atomi e vacanze verso i bordi di grano.

Steady state creep rate: corrisponde alla pendenza della retta di creep stazionario;

$\dot{\varepsilon} = C \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \xrightarrow{\text{sulla retta}} \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t}$; dove Q è l'energia di attivazione del creep e C una costante

Formula di Larson - Miller: $LM = T(A + B \log t)$ con LM indice di Larson - Miller, T temperatura, A e B rispettivamente 20 e 1 per gli acciai e t tempo

Fatica: tipologia di stress che agisce ciclicamente e alternativamente. Lo stress applicato ad un provino durante una prova a fatica, ha espressione:

$\sigma = 10.18 \frac{lF}{d^3}$ con l lunghezza del provino in mm , F forza applicata in N e d diametro del provino

Il difetto da cui si propaga una frattura a fatica è sempre superficiale, da qui l'esigenza di rifinire adeguatamente i componenti.

Regola di Miner: permette di calcolare la vita a fatica di un pezzo sottoposto a cicli variabili:

$\sum \frac{n_i}{N_i} = 1$ dove n_i è il ciclo sottoposto allo stress σ_i e N_i è la vita del componente sottoposto ad una prova di Wohler

Proprietà fisiche di alcuni materiali:

Materiale	ρ $\frac{kg}{dm^3}$	T_f [$^{\circ}C$]
Fe	7.87	1538
Al	2.7	660
Cu	8.9	1085
Ni	8.9	1455
Pb	11.3	327
Sn	7.3	232

Impacchettamento atomi nei reticoli atomici:

- cubico primitivo, CP: 8 atomi negli 8 vertici del cubo, posti a contatto come sfere rigide. Il coefficiente di impacchettamento è:

$$c.i. = \frac{V_{pieno\ occupato}}{V_{cella}} = \frac{8 \cdot \frac{1}{8} \frac{4}{3} \pi R^3}{a^3} = \frac{\frac{4}{3} \pi R^3}{8R^3} = 0.524 ; \text{ con } R \text{ raggio atomico e } a \text{ lato del cubo primitivo, } a = 2R$$

- cubico corpo centrato, CCC: 8 atomi negli 8 vertici del cubo e 1 atomo centrale in contatto con tutti gli altri. Il coefficiente di impacchettamento è:

$$c.i. = \frac{V_{pieno\ occupato}}{V_{cella}} = \frac{8 \cdot \frac{1}{8} \frac{4}{3} \pi R^3 + \frac{4}{3} \pi R^3}{a^3} = \frac{\frac{8}{3} \pi R^3}{\left(\frac{4R}{\sqrt{3}}\right)^3} = 0.680 ; \text{ con } R \text{ raggio atomico e } a \text{ lato del cubo primitivo, } a = \frac{4R}{\sqrt{3}}$$

- cubico facce centrate, CFC: 8 atomi negli 8 vertici del cubo, 6 atomi al centro delle 6 facce del cubo e nessun atomo al centro. Il coefficiente di impacchettamento è:

$$c.i. = \frac{V_{pieno\ occupato}}{V_{cella}} = \frac{8 \cdot \frac{1}{8} \frac{4}{3} \pi R^3 + 6 \cdot \frac{1}{2} \frac{4}{3} \pi R^3}{a^3} = \frac{\frac{16}{3} \pi R^3}{\left(\frac{4R}{\sqrt{2}}\right)^3} = 0.740 ; \text{ con } R \text{ raggio atomico e } a \text{ lato del cubo primitivo, } a = \frac{4R}{\sqrt{2}}$$

Vuoti interstiziali: il raggio degli atomi che possono essere introdotti negli interstizi (ottaedrici o tetraedrici), senza provocare spostamento degli atomi i sui lati del cubo stesso, è:

- $r = 0.155R$; per i CCC, con R raggio delle sfere ai vertici

- $r = 0.414R$; per i CFC, con R raggio delle sfere ai vertici

Raggio critico nucleazione: valore minimo del raggio di una particella, superato il quale quest'ultima avrà possibilità di crescere.

Bilancio energetico nucleazione: affinché da un liquido nuclei un'altra fase, la variazione di energia libera dovrà essere negativa. Si hanno quindi i seguenti termini:

- calore fornito dal nuovo volume che si forma:

$Q = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v$; con r raggio del nuovo nucleo che si forma e ΔG_v variazione di energia libera associata

$\Delta G_v = \Delta H_f \frac{\Delta T}{T_m}$; con ΔH_f variazione entalpica per passaggio da liquido a solido, ΔT salto termico e T_m temperatura di fusione del materiale considerato

- lavoro per creare la nuova interfaccia solido liquido:

$$L = 4\pi r^2 \gamma_{s/l} ; \text{ con } \gamma_{s/l} \text{ energia superficiale della nuova interfaccia}$$

E la variazione totale dell'energia libera è:

$$\Delta G = 4\pi r^2 \gamma_{s/l} - \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta H_f \frac{\Delta T}{T_m}$$

ed il raggio critico per la nucleazione è:

$$r_c = \frac{2\gamma_{s/l} T_m}{\Delta H_f \Delta T}$$

Condizione per la solidificazione

$\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_\varepsilon < 0$; con ΔG_v energia libera di volume, negativa, ΔG_s energia libera di superficie, positiva, ΔG_ε energia libera di tensione meccanica, spesso trascurabile

Velocità di crescita: $\dot{G} = C \exp \left[-\frac{Q_2}{kT} \right]$

Classificazione acciai inossidabili:

- inossidabili martensitici: sono i più duri e resistenti tra tutti gli inox, ma a temperature intorno a 0°C perdono tali proprietà e diventano fragili (energia assorbita < 27J) . Inoltre non sono utilizzabili alle alte temperature perché il trattamento di tempra tende a svanire. Sono inoltre i più facili a corrodersi tra tutti gli inox.

- inossidabili ferritici: contengono più cromo e meno carbonio dei martensitici, e NON sono induribili con il trattamento di tempra. Tra gli inox sono i meno adatti ad essere impiegati alle basse temperature, così come presentano problemi di ingrossamento dei grani se sottoposti a temperature superiori agli 850°C. Se sottoposti per lungo tempo a temperature comprese tra 550°C e 850°C si ha una precipitazione dei carburi di cromo che comporta una diminuzione della tenacità.

- inossidabili austenitici: i maggiormente utilizzati tra gli inox. Contengono dal 12% al 30% di Cr e dal 7% al 35% di Ni e hanno struttura completamente austenitica. Sono quindi amagnetici, non temprabili e insensibili alla precipitazione dei carburi di Cr (vanno quindi aggiunti elementi stabilizzanti come Ti o Nb). Rimangono tenaci anche a temperature molto basse e sono quindi impiegati in applicazioni criogeniche. Inoltre hanno ottime resistenza alla corrosione, lavorabilità e forgiabilità; sono utilizzabili fino a 925°C.

- inossidabili duplex: si variano le composizioni in modo da avere un rapporto ferrite/austenite compreso fra 30/70 e 60/40. Se vi è troppa ferrite si possono presentare infragilimento e tendenza alla corrosione generalizzata, mentre se vi è troppa austenite non si ha resistenza alla corrosione sotto trazione. Se i rapporti sono all'interno del range indicato, si instaura una protezione catodica della ferrite sull'austenite. Il grande vantaggio di questa categoria di acciai è dato dalla compresenza di un'elevata resistenza alla corrosione contemporanea ad una resistenza due volte superiore ad un comune acciaio austenitico. Essendo tali proprietà ottenute con un risparmio di lega, si ha anche un vantaggio economico.

Classificazione leghe ferrose: la prima distinzione è tra ghise ($2.11\% < C < 4.6\%$) e acciai ($C < 2.11\%$). Gli acciai sono ulteriormente distinti in basso legati (nessun elemento presente con concentrazione superiore al 5%) e alto legati (almeno un elemento presente con concentrazione superiore al 5%). Le ghise si distinguono poi in bianche, grigie, sferoidali e malleabili, mentre gli acciai basso legati si distinguono ancora in base alla concentrazione di carbonio.

Energia di impatto: energia necessaria per rompere un provino di forma standard mediante impatto, cioè con rapida applicazione del carico.

Fattore di intensificazione dello sforzo: $K_{IC} = Y\sigma_f\sqrt{\pi a}$ dove σ_f è il valore della tensione che determina il cedimento del pezzo (monoassiale), Y un coefficiente geometrico adimensionale (ordine di grandezza 1) e a lunghezza della cricca ($2a$ se la cricca è interna). Il valore critico del fattore di intensificazione è indipendente dallo spessore solo se è rispettata la seguente condizione:

$$w < 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \text{ con } w \text{ spessore del provino}$$