



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 614

DATA: 0409/2013

A P P U N T I

STUDENTE: Ramponi

MATERIA: Scienza e Tecnologia dei Materiali

Prof. De Salvo

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.

(2) IMPERFEZIONI NEI SOLIDI

In generale i materiali mono/policristallini possono essere considerati **ORDINATI**

Però nell'ordine generale del reticolo cristallino esistono dei difetti reticolari che fanno venire meno la periodicità della struttura cristallina stessa.

Tali difetti sono molto importanti perché influenzano:

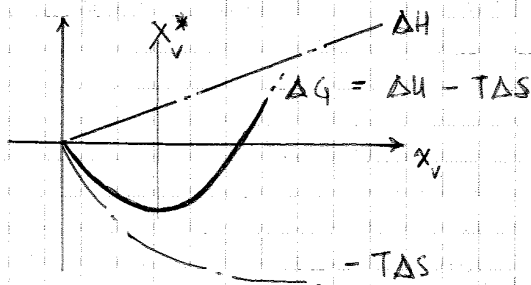
- PROPRIETÀ FISICHE
 - PROPRIETÀ MECCANICHE
 - PROPRIETÀ TECNOLOGICHE (deformabilità a freddo, superconduttività)
- dei materiali.
- Le imperfezioni sono classificate come segue:

(I) DIFETTI PUNTUALI → Possono essere

1) **VACANZE** → Una vacanza costituisce una posizione reticolare non occupata.

Si formano in seguito a fenomeni di agitazione termica (in fatti la creazione di una vacanza è dovuta ad un'eccessiva temperatura che induce negli atomi un'eccessiva energia di agitazione termica in grado di staccare gli atomi dal reticolo ⇒ **CONCENTRAZIONE VACANZE AUMENTA CON TEMPERATURA**) in prossimità delle zone in cui gli atomi nel reticolo sono meno vincolati e quindi più propensi a sfuggire, ovvero sulle superfici dei cristalli.

La formazione di una vacanza è generalmente endotermica e sicuramente provoca un aumento del disordine ⇒ la creazione di una vacanza è accompagnata da un aumento di entalpia e entropia ($\Delta H > 0$, $\Delta S > 0$)



⇒ Per ogni T esiste un valore della concentrazione molare di vacanze x_v^* tale per cui l'energia libera del reticolo cristallino è minima e quella T ⇒ Il reticolo è più stabile!

La concentrazione di equilibrio delle vacanze ad una certa temperatura T è:

$$\frac{n_v}{n_0} = e^{-\frac{Q_v}{RT}}$$

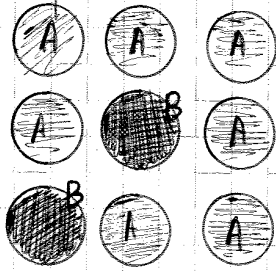
- n_v = n° vacanze
- n_0 = n° posit. reticolari
- Q_v = en. attivazione necessaria per creare 1 mol di vacanze

⇒ Il n° di vacanze aumenta con T. A 0 K vale 0 mentre a 1350 K vale circa $3 \cdot 10^{10}$

Le vacanze permettono il movimento degli atomi per diffusione da una posizione del reticolo all'altra. Gli atomi adiacenti ad una vacanza possono occuparla lasciando che tra una vacanza o loro volta. Così la vacanza si è spostata in verso opposto all'atomo.

Poiché i siti interstiziali hanno dimensioni ridotte, le soluzioni di soluti interstiziali sono ridotte e limitate a soluti di modeste dimensioni quali O, N, C, B.

• **SOSTITUZIONALI** → le soluzioni solide per sostituzione si hanno quando gli atomi o gli ioni di una specie sostituiscono quelli della specie originaria. Le soluzioni per sostituzione sono molto più frequenti di quelle interstiziali.

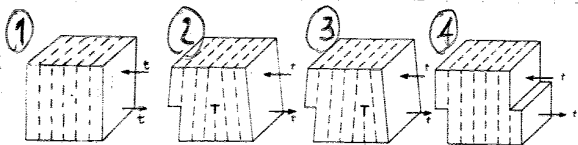


È IMPORTANTE NOTARE CHE LA STRUTTURA CRISTALLINA DEL SOLVENTE A NON VIENE MODIFICATA DALLA SOSTITUZIONE DI ATOMI A CON ATOMI DEL SOLUTO B.

Le soluzioni solide sostituzionali possono essere COMPLETE (cioè coprite quando A e B hanno struttura cristallina e dimensioni e configurazioni elettroniche simili. In queste soluzioni solide si passa con CONTINUITÀ da zone in cui è presente solo A a zone in cui è presente solo B passando per zone in cui i due atomi coesistono nel reticolo) o PARZIALI (in questo caso la sostituzione può avvenire SOLO parzialmente. Si individua una composizione che corrisponde a quella in cui il maggior numero di atomi A è stato sostituito da atomi B, detta SOLUZIONE SOLIDA LIMITE. Questo tipo di fenomeno si presenta perché molti spesso se un atomo B può scattare un atomo A dalla sua posizione reticolare e occuparla, l'atomo A può fare lo stesso e riprendere il posto. In questi casi è impossibile arrivare alle condizioni di purezza in cui si passa da zone 100% A a zone 100% B perché il fenomeno di sostituzione B-A è inverso a quello di sostituzione A-B che impedisce dunque a B di raggiungere la purezza in determinate zone).
 ⇒ Il limite di solubilità fra due elementi dipende da dimensioni atomiche, elettronegatività, strutture cristalline e valenza degli elementi.

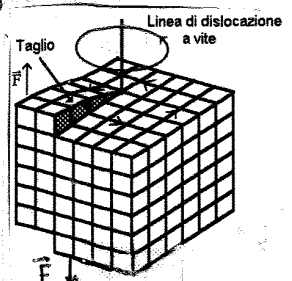
II) DIFETTI LINEARI → Possiamo essere

1) **DISLOCAZIONI A SPIGOLO** →



Difetti che si generano in seguito all'applicazione di sforzi di taglio, quali possono la creazione di una porzione di piano o un semipiano aggiuntivo nel reticolo cristallino (piano T) che

va a distorcere il reticolo stesso. In seguito all'applicazione di uno sforzo di taglio la dislocazione non solo si crea (2) ma si sposta (3) finché non si esaurisce ⇒ a qst punto il reticolo è DEFORMATO IRREVERSIBILMENTE (4) con la parte superiore spostata rispetto quella inferiore. Il reticolo però non è più DISTORTO.



2) **DISLOCAZIONE A VITE** → l'applicazione di uno sforzo di taglio può creare una coppia o spirale di atomi

(3) DIFFUSIONE ALLO STATO SOLIDO

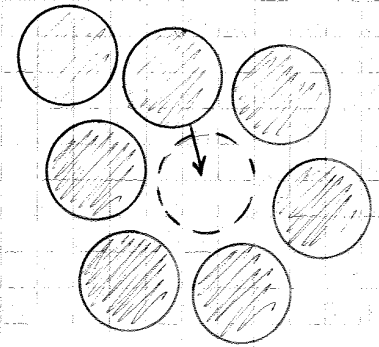
I materiali spesso subiscono dei trattamenti TERMICI per migliorarne le loro proprietà \Rightarrow Molto spesso questo tipo di trattamenti coinvolge la DIFFUSIONE ATOMICA ovvero il fenomeno di trasporto di materia mediante movimento di atomi e molecole

A livello atomico la diffusione è la migrazione degli atomi o delle molecole DA UNA POSIZIONE RETICOLARE ALL'ALTRA. Abbiamo 2 tipi di diffusione

I) DIFFUSIONE DI VACANZE \rightarrow Affinché tale

fenomeno si verifichi è necessario che

- Esista un sito adiacente vuoto
- L'atomo abbia energia vibrazionale sufficiente a rompere i legami con gli atomi vicini e a deformare il reticolo durante lo spostamento per andare ad occupare la vacanza



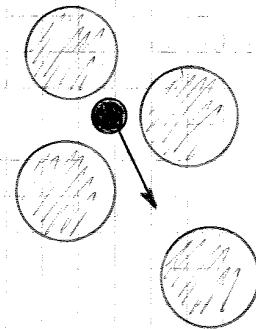
\Rightarrow Con la temperatura aumentano sia la concentrazione di vacanze che l'intensità delle vibrazioni atomiche
 \Rightarrow AUMENTA LA VELOCITÀ DI DIFFUSIONE
 \Rightarrow DIFFUSIONE È FENOMENO ATTIVATO TERMICAMENTE

L'atomo passa dalla sua posizione nel reticolo a quella precedentemente occupata da una vacanza

II) DIFFUSIONE INTERSTIZIALE \rightarrow Possaggio di un atomo molto piccolo (H, C, N, O) da una posizione interstiziale all'altra, che precedentemente era vuota.

La diff. interstiziale avviene molto più rapidamente rispetto alla diffusione di vacanze poiché

- gli atomi interstiziali sono più piccoli e mobili
- Non c'è necessità di avere vacanze
- Esistono molte più posizioni interstiziali libere che non vacanze \Rightarrow maggiore probabilità di movimenti atomici interstiziali



Una grandezza fondamentale nello studio della diffusione è il FLESSO DI DIFFUSIONE J

$$J = \frac{1}{A} \frac{dM}{dt} \left[\frac{\text{atomi}}{\text{m}^2 \cdot \text{s}} \right]$$

A = Area di diffusione
 M = flusso o numero atomi
 t = tempo

La seconda grandezza fondamentale nello studio della diffusione è la CONCENTRAZIONE C funzione di spazio e tempo. Le due grandezze sono legate dalle leggi di Fick

CASO 1) DIFFUSIONE STAZIONARIA ($\frac{\partial C}{\partial t} = 0$) \rightarrow In questi casi il flusso di diffusione J è proporzionale al gradiente di concentrazione come

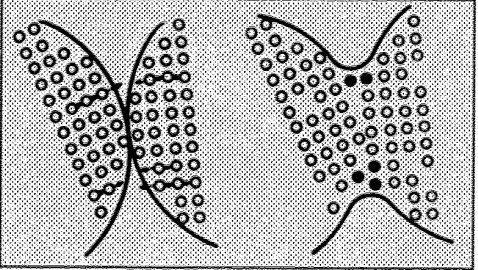
Le zirconie stabili sono ottimi conduttori ionici O^{2-} ad alte temperature poiché il meccanismo di formazione delle soluzioni solide porta alla formazione di siti O^{2-} vacanti per preservare l'elettroneutralità
 ⇒ la zirconia è creata opportunamente con dei difetti reticolari in modo che possa condurre O^{2-}
 ⇒ Trova applicazione nelle CEE COMBUSTIBILI AD OSSIDI SOLIDI

IV) APPLICAZIONI DELLA DIFFUSIONE ALLO STATO SOLIDO → Oltre alla purificazione dell'idrogeno e la diffusione ionica nelle C.C.O.S. la diffusione trova applicazione nelle seguenti tecnologie

A) SINTERIZZAZIONE

Sinterizzazione

Molti materiali, in particolare i ceramici, richiedono trattamenti ad alta temperatura per saldare le particelle (sinterizzazione). Il processo è complesso e coinvolge uno stadio in cui la diffusione gioca un ruolo essenziale. Oltre che nei ceramici questo processo è impiegato per compattare forme, anche molto complesse, costituite da polveri metalliche fini (metallurgia delle polveri).

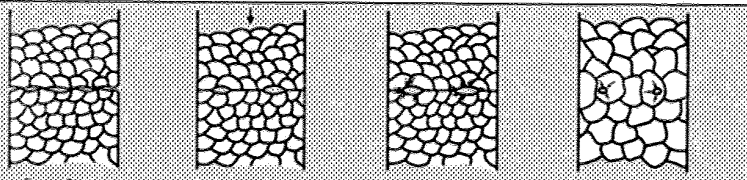


Processo di sinterizzazione. Gli atomi diffondono verso i punti di contatto fra le particelle e li uniscono creando un ponte.

B) GIUNZIONE ALLO STATO SOLIDO

Saldatura indotta da diffusione

Due superfici policristalline in alcuni casi possono essere saldate tramite processi di diffusione ad alta temperatura ed alta pressione



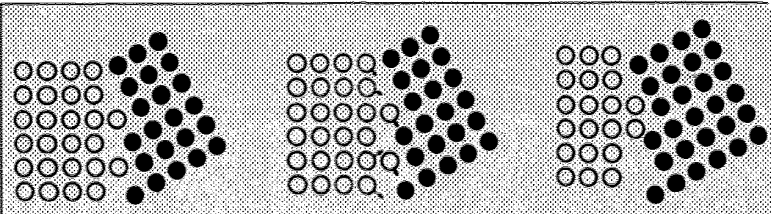
a. Superfici policristalline a contatto
 b. La pressione esterna deforma le superfici, accrescendo le aree di contatto
 c. Ad alta temperatura si ha diffusione lungo i bordi di grano e si riduce il volume delle aree vuote.
 d. I vuoti si riducono ulteriormente per la diffusione all'interno dei grani (più lenta).

Pressioni tipiche sono dell'ordine di $3 \cdot 10^6 - 3 \cdot 10^7$ Pascal, le temperature, per i metalli, sono superiori al 60% della temperatura di fusione
 Il metodo può essere impiegato per metalli come Cu, Ag, Fe, Ti, ma non per Al e Mn, perché sulle superfici si formano ossidi stabili che impediscono il contatto.

C) CRESCITA DEI GRANI

Crescita dei grani

Un materiale policristallino con grani di piccole dimensioni è meno stabile di un materiale con grani di dimensioni maggiori, a causa dell'energia superficiale. Allora, se la temperatura è sufficientemente elevata da consentire lo spostamento di atomi, i bordi di grano si spostano e alcuni grani crescono a spese di altri. Questo processo deve essere controllato quando i metalli vengono trattati ad alta temperatura.



4 NUCLEAZIONE E CRESCITA

L'apparizione di una nuova fase in una già esistente avviene attraverso fenomeni di **NUCLEAZIONE E CRESCITA**

I fenomeni di nucleazione descrivono la formazione, alla temperatura di trasformazione, di germi cristallini che hanno la struttura della fase in formazione

I fenomeni di crescita, invece, descrivono come tali nuclei crescano progressivamente per formare i grani della nuova fase fino alla trasformazione conclusa

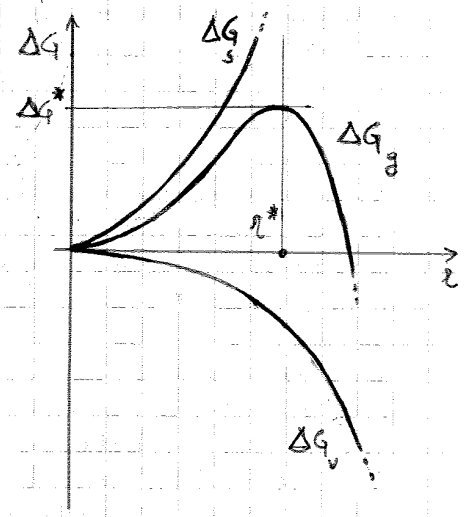
I NUCLEAZIONE → Per temperature minori della temperatura di fusione si ha l'apparizione di germi della nuova fase. Tale fenomeno è accompagnato da una variazione di energia libera della porzione di materia che costituisce il germe ΔG_g in cui si distinguono due contributi

$$\Delta G_{germe} = \Delta G_{volume} + \Delta G_{superficie}$$

ΔG_v è l'energia libera di formazione della nuova fase per unità di volume ($\Delta G_v < 0$)

ΔG_s è l'energia libera di formazione dell'interfaccia tra il germe e la fase madre ($\Delta G_s > 0$)

→ Nella nucleazione si distinguono un'ENERGIA DI SPINTA (ΔG_v) rilasciata dalla trasformazione liquido-solido (che in effetti è esotermica, e lascia energia) che sostanzialmente sostiene la struttura del germe in formazione nella fase madre e un'ENERGIA RITARDANTE (ΔG_s) dovuta alla maggior attività della superficie che tende ad opporsi alla formazione e alla crescita del germe. L'energia di spinta è tanto più negativa quanto la temperatura è bassa → Al diminuire della temperatura diminuisce anche il raggio critico r^* e la formazione dei germi è agevolata



In natura ogni sistema evolve SPONTANEAMENTE sempre verso stati ad energie più basse
 ⇒ $r = r^*$ rappresenta una posizione di equilibrio instabile
 * per $r < r^*$ l'energia del sistema diminuisce se gli embrioni si sciogliono
 * per $r > r^*$ l'energia del sistema diminuisce se i nuclei tendono troppo ad accrescersi

la nucleazione può essere:
 * **OTOGENEA** → Avviene quando i germi cristallini si formano in modo omogeneo all'interno del fuso (⇒ richiede T di sottoraffreddamento notevole)
 * **ETEROGENEA** → Ha luogo sulle pareti del contenitore di un liquido su impurezze insolubili o in generale su un agente nucleante. Questo perché l'energia di superficie richiesta per formare un nucleo stabile è più bassa sull'agente nucleante rispetto a quello che sarebbe necessaria se il nucleo si formasse nel liquido puro stesso (nucleazione omogenea) ⇒ A parità di condizioni se l'energia di superficie è minore nel caso eterogeneo allora servirà un'energia di spinta

Un ESEMPIO APPLICATIVO TECNOLOGICO della NUCLEAZIONE è la generazione dei VETRI. 11

I vetri sono materiali amorfi (⇒ privi di cristalli, struttura disordinata e assolutamente isotropa)

⇒ Per creare un vetro, cioè un materiale amorfo, deve far sì che la nucleazione non avvenga in modo che i cristalli non possano crescere attorno ai nuclei

⇒ Dev'essere "saltata" la zona di temperature in cui la velocità di nucleazione si alza

⇒ I vetri si generano per processi di raffreddamento la cui velocità è tale da non permettere ai nuclei di formarsi e crescere

II CRESITA → Dopo la formazione dei nuclei stabili, questi nuclei si accrescono grazie all'aggiunta di atomi/molecole all'interfaccia per diffusione. Si formano così dei cristalli/grani intorno ad un sito di nucleazione. Queste strutture crescono fino a quando non sono comprese una contro l'altra e separate solo dai BORDI DI GRANO. Si ottengono così dei materiali POLICRISTALLINI la cui microstruttura dipende da

* NUMERO DEI SITI DI NUCLEAZIONE

→ POCHI SITI DI NUCLEAZIONE ⇒ Strutture a grani grossolani



→ MOLTI SITI DI NUCLEAZIONE ⇒ Struttura a grani fini (Maggior resistenza meccanica e proprietà più uniformi)

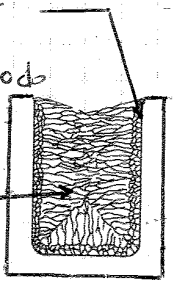


* VELOCITÀ DI DIFFUSIONE → Una diffusione lenta genera grani più piccoli, viceversa diffusioni veloci permettono l'aggregamento di più atomi e dunque la formazione di grani più grossi

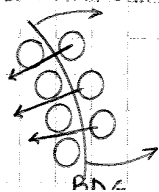
STRUTTURA DEI GRANI → I principali tipi di strutture dei grani sono 2

① **GRANI EQUIASSICI** → Si formano in prossimità delle pareti raffreddate, dove un elevato sottoraffreddamento genera un alto numero di siti di nucleazione e quindi una struttura a grani fini che crescono in modo uniforme in tutte le direzioni

② **GRANI COLONNARI** → Si formano dove il metallo solidifica lentamente (cioè nel centro della massa lontano dalle pareti). Le elevate ΔT tra le pareti e il centro generano dei grani allungati e sottili che crescono perpendicolarmente alle pareti



La struttura di un grano può essere modificata mediante una tecnica detta **INGROSSAMENTO DI GRANO** → In seguito al riscaldamento prolungato si possono verificare fenomeni di diffusione atomica che spostano gli atomi da fuori a dentro il BCG il quale automaticamente si sposta aumentando le dimensioni del grano



(5) DIAGRAMMI DI STATO

Un diagramma di stato è un grafico nel quale vengono descritte quante e quali fasi di un sistema sono presenti al variare dei parametri intensivi (P, T, C) del sistema stesso.

Nei sistemi a un solo componente le variabili considerate sono T e P, in quelli a due componenti (BINARI) invece si considerano T e C → Nei grafici dei sistemi binari si considerano solo le fasi condensate SOLIDO e LIQUIDO.

I diagrammi di stato permettono di prevedere le strutture e caratteristiche di materiali sottoposti a trattamenti termici e prevedere come il comportamento dei materiali varia al variare della temperatura, poi nello specifico permettono di:

- DETERMINARE NUMERO E TIPO DI FASI AL VARIARE DI T E C
- CALCOLARE LE QUANTITÀ RELATIVE DELLE FASI IN UN EQUILIBRIO
- DETERMINARE LA SOLUBILITÀ MASSIMA DI UN COMPONENTE IN UN ALTRO
- CONOSCERE T_{jw} DUE VARIE FASI
- DETERMINARE T A CUI AVVIENE PRECIPITAZIONE DI UN COMPONENTE IN UNA MISCELA

REGOLA DELLE FASI DI GIBBS → la varianza V di un sistema è definita come il numero di parametri intensivi di cui occorre stabilire il valore per definire esattamente lo stato del sistema (ovvero il numero delle variabili indipendenti, ovvero il numero di gradi di libertà del sistema).
La regola delle fasi esprime la varianza V come

$$V = C - f + n$$

dove C è il n° di componenti presenti, f il numero di fasi e n sono le variabili fisiche prese in considerazione nell'equilibrio.

Per le miscele binarie C = 2 e n = 1 (P = const ⇒ T è unico fattore fisico attivo) quindi la legge si riduce a:

$$V = 2 + 1 - f = 3 - f$$

⇒ ANALISI DEI DIAGRAMMI DI STATO BIFASICI

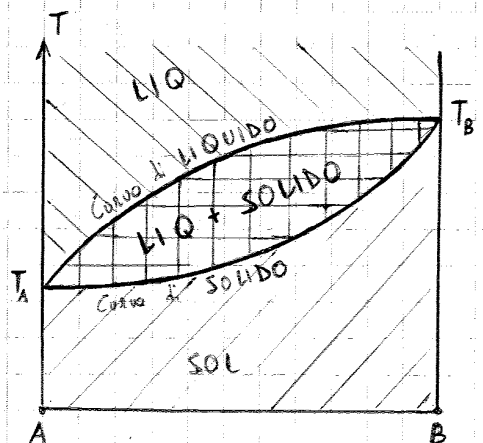
(I) MISCIABILITÀ COMPLETA ALLO STATO SOLIDO E LIQUIDO

Si individuano due linee, denominate CURVA DI LIQUIDO (quella superiore) e CURVA DI SOLIDO (quella inferiore) che suddividono il diagramma in 3 aree.

* L'area superiore corrisponde al sistema liquido ⇒ è presente una sola fase (f = 1) ⇒ V = 2 ⇒ Per definire il sistema sono necessarie 2 grandezze (T e C della fase liquida).

* L'area inferiore corrisponde al sistema solido ⇒ Anche qui f = 1 e quindi V = 2 ⇒ È necessario conoscere T e C della fase solida per descrivere il sistema.

* L'area intermedia corrisponde al sistema bifasico ⇒ f = 2 e quindi V = 1 ⇒ Basta conoscere una tra T e C per descrivere sist.



Le trasformazioni espresse dai diagrammi di stato sono reversibili. Se si riscalda una soluzione solida di composizione M si osserva alla temperatura T_3 la comparsa della prima goccia di liquido.

Durante il raffreddamento la composizione delle fasi liquide e solide varia continuamente con la temperatura e dovrebbe seguire le curve di solido e liquido (a ogni temperatura T^* esistono una composizione della fase solida S^* e una composizione della fase liquido L^*).

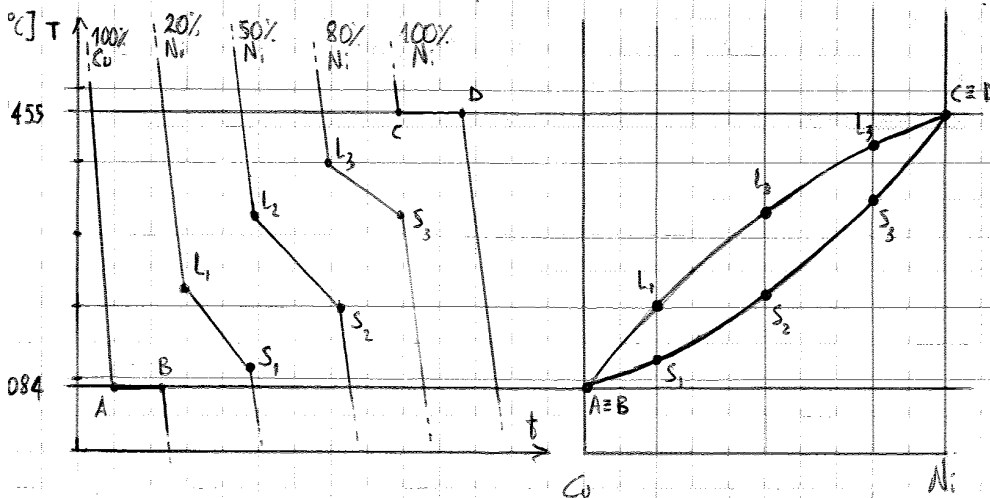
PERÒ LE MODIFICHE DI COMPOSIZIONE CHE SONO INDOTTE DALLA DIMINUIZIONE DI TEMPERATURA AVVENGONO PER DIFFUSIONE E DUNQUE DIPENDONO DA ESSA.

Al diminuire della temperatura, soprattutto per le fasi solide la diffusione è rallentata e non riesce a garantire le condizioni di equilibrio \Rightarrow Non meno che la temperatura diminuisce la composizione delle fasi è forzata a variare lungo le curve di solido e liquido ma allo stesso tempo il fenomeno della diffusione che deve realizzare tale condizione viene smorzato non riuscendo più a garantire, oltre certi livelli di raffreddamento le condizioni di equilibrio.

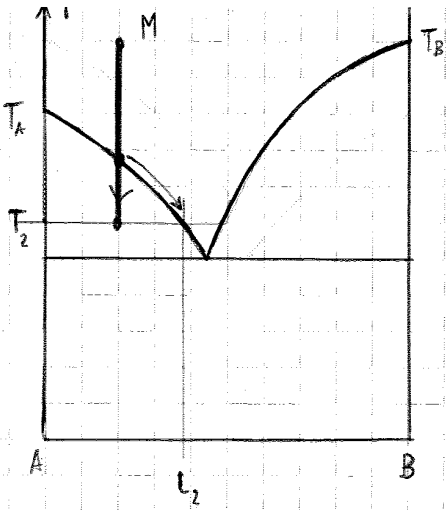
Sostanzialmente il problema sta nel fatto che a T più alte iniziano a formarsi cristalli del materiale ALTOFONDENTE mentre a T più basse si aggregano cristalli del materiale BASSOFONDENTE \Rightarrow si genera un aumento di concentrazione del materiale basso fondente verso l'esterno del grano \Rightarrow Al riscaldamento la formazione di liquido matassa.

\Rightarrow la cds risulta spostata verso Dx, così per la regola della leva ho più liquido rispetto le condizioni ideali di equilibrio.

I diagrammi di stato possono essere usati insieme alle curve di analisi termica che descrivono l'andamento della temperatura della miscela in funzione del tempo al variare della composizione.



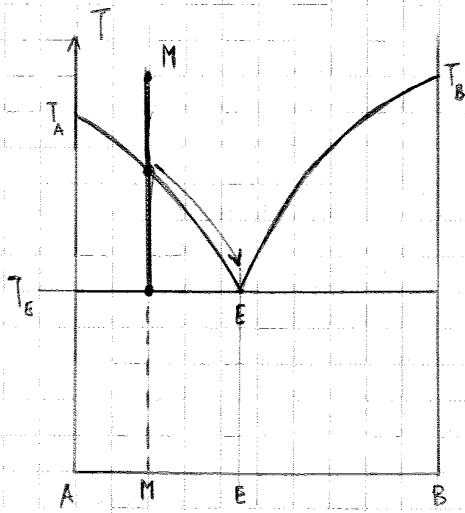
Per le miscele pure (curve 100% Ni e 100% Cu) la T diventa costante durante la trasformazione bifase. Quando la composizione è diversa da 0 o da 1 però durante la trasformazione di fase di un componente bisogna considerare che l'altro componente condensa rilasciando calore e quindi la transizione di fase avviene a temperatura non costante.



2) Cont. raffreddando nel raffreddamento si separa altro A puro. Allo stesso tempo la composizione del liquido ha assunto la composizione L_2

$$\% A, \text{ solido} = \frac{ML_2}{AL_2} \cdot 100$$

$$\% \text{ liquido } L_2 = \frac{AM}{AL_2} \cdot 100$$



3) Allo stesso tempo T_E il liquido ha composizione E la $\%$ del liquido è data da

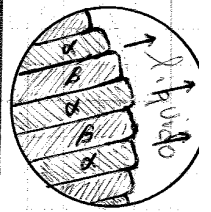
$$\% L_E = \frac{AM}{AE} \cdot 100$$

mentre la percentuale del solido A è

$$\% A, \text{ solido} = \frac{ME}{AE} \cdot 100$$

⇒ A $T = T_E$ esistono solido A primario (⇒ $\% B \neq 0$)

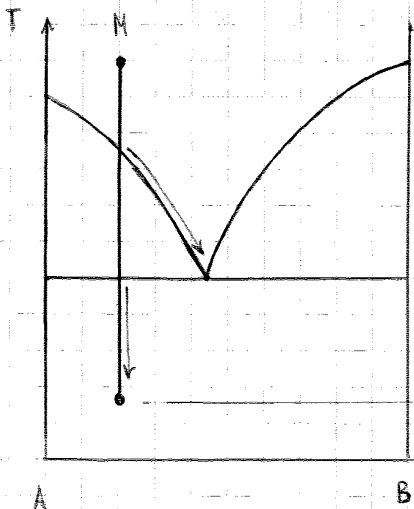
(che nuclea e cresce per $T > T_E$) e liquido di composizione eutettica E che si trasforma in una miscela di A e B (struttura eutettica) e della



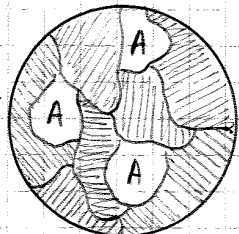
Cont. raffreddando a $T = T_E$ si sottrae calore la temperatura rimane costante a $T = T_E$ finché tutto il liquido eutettico non si è trasformato in una miscela di A e B (struttura eutettica). Alla fine di tale trasformazione eutettica la $\%$ di liquido è zero mentre si ha una composizione solida a due fasi di A e B in cui

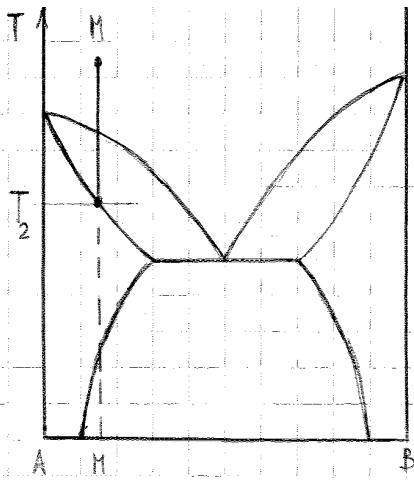
$$\% A = \frac{MB}{AB} \cdot 100$$

$$\% B = \frac{AM}{AB} \cdot 100$$

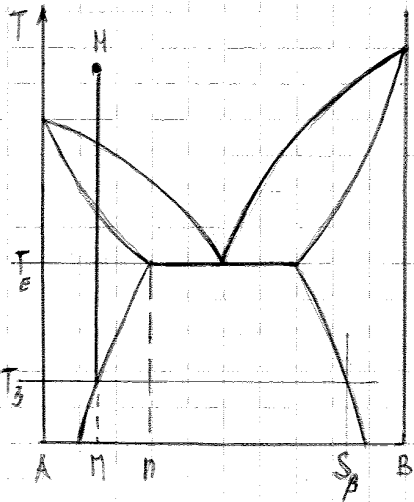


4) Alla fine della solidificazione il sistema è costituito da grossi cristalli di A di composizione primaria inglobati nella struttura eutettica. Per $T < T_E$ nel sistema varia solo la temperatura (composizione fasi e percentuali relative fasi sono costanti)



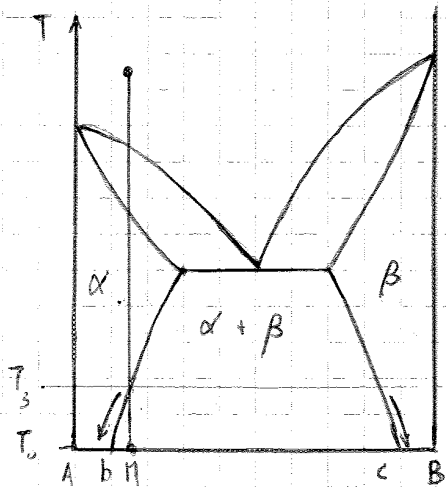


2) la soluzione liquida si solidifica alla temperatura T_2 quando tutto il liquido si è trasformato in una soluzione solida α di composizione M.



3) la soluzione solida α con il suo eutettico si solidifica passando dalla temperatura T_e .
 IN QUESTO CASO, DATO CHE LA COMPOSIZIONE INIZIALE M È COMPRESA TRA A E n, QUANDO LA MISCELA TRANSITA PER $T = T_e$ NON VI È FLUIDO NELLA MISCELA → LA TRASFORMAZIONE EUTETTICA NON AVVIENE.

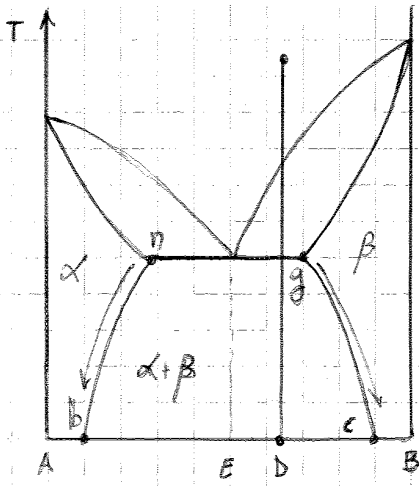
A $T = T_3$ la soluzione solida α con composizione M diventa sovrasatura rispetto al componente B. Viene allora separato un primo cristallo di soluzione solida β di composizione S_β .



4) Al diminuire della temperatura sotto T_3 la composizione delle soluzioni solide α e β varia lungo le linee di solubilità in modo tale da generare una composizione M nella zona bifasica $\alpha + \beta$.

Allo temperatura T_0 avremo:
 * COMPOSIZIONE FASE $\alpha = b$
 * PERCENTUALE " " = $(MC/Bc) \cdot 100$
 * COMPOSIZIONE FASE $\beta = c$
 * PERCENTUALE " " = $(bM/Be) \cdot 100$

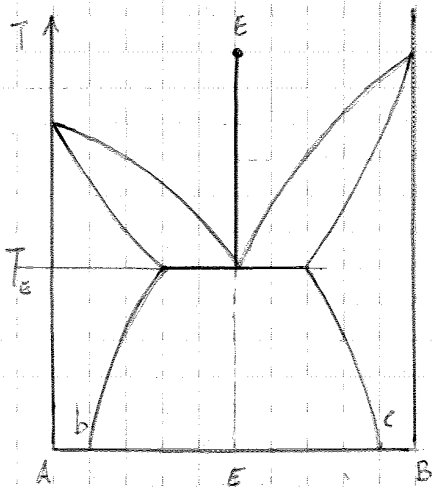
~~CASO 2) Soluzione liquida iniziale D si solidifica a temperatura T_0 in un eutettico (caso in cui la composizione iniziale D è tra i per eutettico, ovvero se) compresa tra b e c.)~~



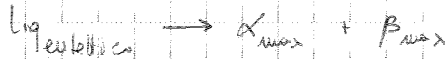
4) Concluso la trasformazione eutettica la fase α (eutettica) e β (eutettico e di più alta deposizione) cambiano composizione lungo le linee nb e gc per rispettare i limiti di solubilità in modo che nella zona bifase $\alpha + \beta$ la soluzione bifase di α e β abbia composizione complessiva D

A $T = T_0$ la fase α (di composizione b) è presente nella percentuale $(Dc/bc) \cdot 100$ e la fase β (di composizione c) è presente nella percentuale $(bd/bc) \cdot 100$

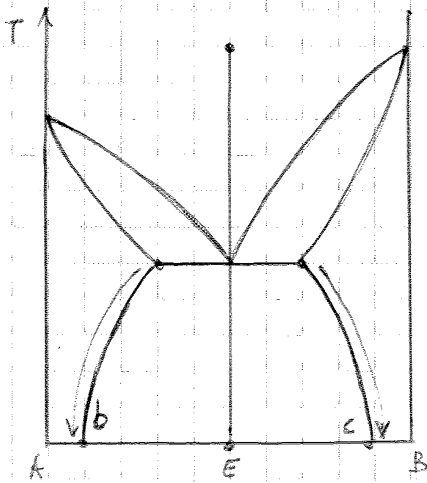
CASO 3) la composizione del liquido di partenza è giusta eutettica



1) Se si raffredda un liquido di composizione eutettica E esso si trasforma a T_E in un solido bifase eutettico $\alpha + \beta$ (con α e β a massima concentrazione in B e in A) secondo la trasformazione eutettica



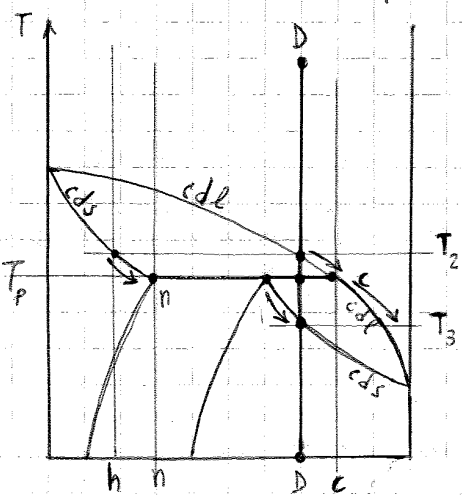
(trasformazione invariante con questa di T fino a quando non sparisce la fase liquida)



2) Quando sparisce l'ultimo goccio di liquido eutettico, il sistema tende ad essere univariante e la T riprende a scendere. Le due fasi α e β vedono variare la loro composizione lungo le curve di solubilità al diminuire di T .

Allo fine si ottiene una miscela solida bifase $\alpha + \beta$ di composizione complessiva E formata dal $[100 \cdot (Ec/bc)]\%$ di soluzione α a composizione b e dal $[100 \cdot (bd/bc)]\%$ di soluzione β a composizione c

CASO 2) Soli di fusione iper-peritettica (la composizione iniziale del liquido è maggiore di quella peritettica)



Se si raffredda una miscela a composizione $D > p$ si ha alla temperatura T_2 la separazione del primo cristallo di solido α a composizione b . Tra T_2 e T_p si ha una miscela di liquido la cui composizione varia lungo la cde e di solido α la cui composizione varia lungo la cds . A $T = T_p$ avviene un equilibrio tra solido α a composizione c e solido β a composizione n (max. concentrazione di B in α).

Avviene quindi una reazione peritettica in cui TUTTA LA SOLUZIONE SOLIDA α_n REAGISCE CON PARTE DEL LIQUIDO A COMPOSIZIONE c PER GENERARE UNA FASE SOLIDA β A COMPOSIZIONE p .

⇒ Alla fine della trasformazione peritettica dunque non avrai più solido α_n ma una miscela bifase di solido β a concentrazione p e di liquido allo composizione c .

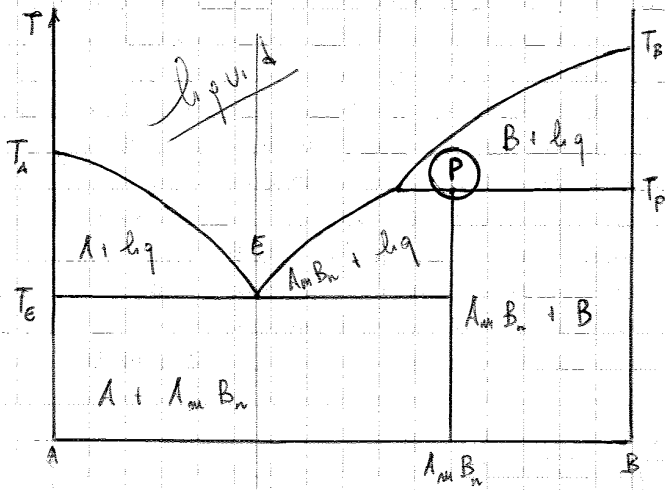
$$\% \beta_p = \frac{PD}{PC} \cdot 100 \quad \% l_{q_c} = \frac{DC}{PC} \cdot 100$$

⇒ Se si passa la fase α la T diminuisce e scende e dunque la composizione del liquido varia lungo la cde e quello dello solido β lungo la cds finché non si raggiunge $T = T_3$ quando tutta il sistema si solidifica sotto forma di fase β a composizione D .



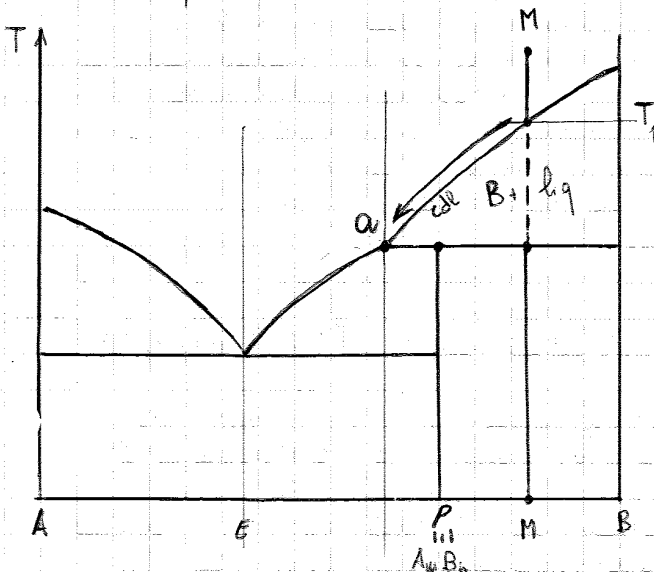
(VII) PRESENZA DI COMPOSITO INTERMEDIO A FUSIONE INCONGRUENTE

Un composto fonde incongruente quando la fusione completa NON AVVIENE A TEMPERATURA FISSA, bensì avviene in un determinato intervallo termico. Il liquido e il solido che si generano dalla fusione hanno composizione DIVERSA dal composto di partenza.



Si individua nel diagramma un composto intermedio $A_m B_n$ a composizione fissa, che però in questo caso è una composizione PERITETTICA $\Rightarrow A_m B_n$ non si genera più in maniera congruente con l'abbassamento di temperatura, bensì si genera all'indietro una trasformazione peritettica, a $T = T_p$ il che genera incongruenza nella fusione.

CASO 1) Solidificazione iper-peritettica (\Rightarrow Il liquido di partenza ha composizione $M > P$)



Se si raffredda un liquido di composizione $M > P$ alla temperatura T_1 cominciano a separarsi cristalli di B di deposizione primaria.

Non meno che la temperatura di miscela di T_1 a T_p la miscela si arricchisce di B solo mentre il liquido vede variare la sua composizione lungo la cd fino al valore a quando $T = T_p$.

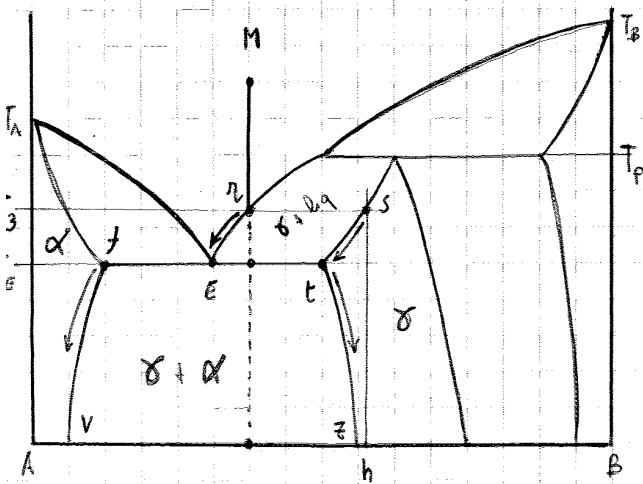
A questo punto avviene una reazione PERITETTICA in cui tutto il liquido di composizione a

reagisce con parte di B solido per generare il composto $A_m B_n$ (INCONGRUENZA) \Rightarrow A trasformazione conclusa sono presenti le due fasi B e $A_m B_n$.

$$\% A_m B_n = \frac{MB}{PB} \cdot 100$$

$$\% B = \frac{PM}{PB} \cdot 100$$

* Soli di fusione ipoperlettica →

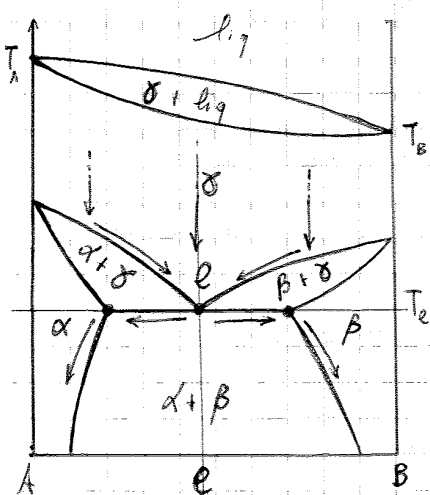


ha freddo un liquido di composizione $\pi < p$ si ha alla temperatura T_3 la deposizione del primo cristallo di δ solido con composizione $h \Rightarrow$ Al di sotto di T_3 saremo in presenza di miscela di δ solido e liquido. Non meno che la temperatura scende da T_3 a T_E dalla fase liquida si continua a separare fase δ solida. Sia la composizione del liquido che quella del solido δ variano al diminuire della T lungo le curve zE e st . Alla temperatura eutettica il liquido raggiunge la composizione eutettica t che

mentre la soluzione solida δ raggiunge la composizione h in δ . A questo punto avviene una trasformazione eutettica in cui il liquido eutettico di composizione E si trasforma in microcristalli di α e $\delta \Rightarrow$ A fine trasformazione si avranno cristalli di δ incastonati in una matrice microcristallina di α e δ (\Rightarrow Ho solo π di α e δ). Diminuendo ulteriormente la temperatura la composizione delle fasi α e δ varia lungo le linee fv e tz . A $T = T_0$ sono presenti la fase α con composizione v e la fase δ con composizione z con percentuali

$$\% \alpha_v = \frac{\pi z}{v z} \cdot 100 \qquad \% \delta_z = \frac{v \pi}{v z}$$

IX TRASFORMAZIONE EUTETTOIDICA →



una trasformazione eutettoidica è simile ad una trasf. eutettica solo che coinvolge 3 solidi (sostanzialmente il ruolo del liquido eutettico è svolto dal solido eutettoidico δ). Sia che la composizione sia maggiore, minore o uguale a e alla temperatura T_E lo solido δ ha composizione e e si trasforma a T costante in n_1 solido α allo max concentrazione in B e in n_2 solido β allo max concentrazione in A.

6 ACCIAI

FORNE ALLO TROPICHE DEL FERRO

- * $Fe\alpha$ (CCC) per $T_{lim} < T < 910^\circ C$
- * $Fe\delta$ (CFC) per $910 < T < 1394^\circ C$
- * $Fe\delta$ (CCC) per $1394 < T < T_{fus}$

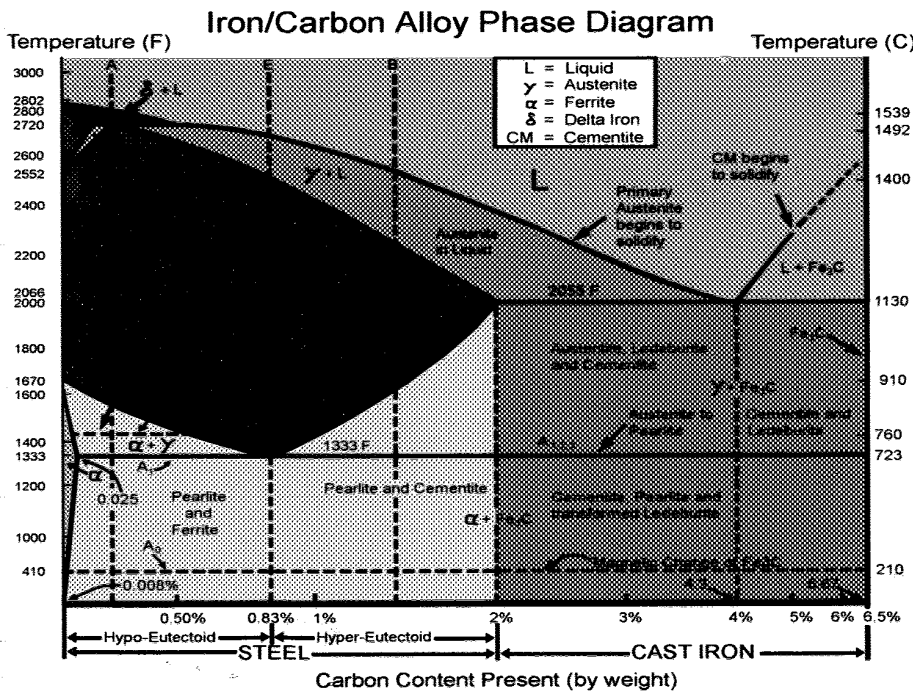
LEGHE FERROSE \rightarrow le leghe FERRO-CARBONIO si suddividono in

- * ACCIAI ($\%C < 2\%$)
- * GHISE ($\%C < 4\%$)

Il DSS FERRO-CARBONIO è complesso, ma si può suddividere in due diagrammi più semplici.

- * Diagramma metastabile FERRO-CEMENTITE (interazione per acciai)
- * Diagramma stabile FERRO-GRAFITE

La cementite o carburo di ferro Fe_3C è un composto intermetalloide di Fe e C. Si forma quando il C è presente circa al 6.5% in peso. Quando l'acciaio fuso viene fatto raffreddare in queste condizioni di composizione, il C in eccesso non esce dalla soluzione come C puro, bensì la maggior parte degli atomi di C si lega o si associa alla Fe, la formazione di cementite avviene nella reazione eutettica che nella reazione eutettica.



Nel DSS Fe-Fe₃C si distinguono

- * FASE α (FERRITE) \rightarrow lega di $Fe\alpha - C$
- * FASE δ (AUSTENITE) \rightarrow lega di $Fe\delta - C$
- * FASE δ \rightarrow lega di $Fe\delta - C$

$Fe\alpha$ e $Fe\delta$ hanno struttura cubica a corpo centrato \Rightarrow Hanno almeno spazi interstiziali rispetto a $Fe\delta$ che ha struttura cubica a face centrate \Rightarrow $Fe\alpha$ e $Fe\delta$ hanno MINORE SOLUBILITA' ovvero MINORE CAPACITA' DI OSPITARE PICCOLI ATOMI INTERSTIZIALI DI C rispetto a $Fe\delta$

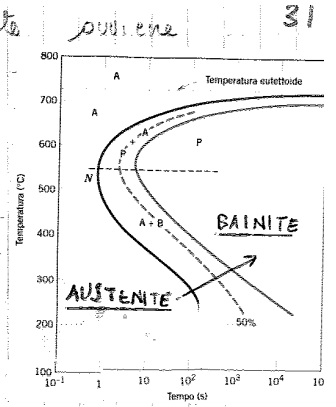
\Rightarrow la ferrite e la fase δ si trovano nella estremità sinistra del DSS poiché sono caratterizzate da $\%C$ molto basse mentre l'AUSTENITE occupa un intervallo di composizione ben più ampio (a $\approx 1130^\circ C$ $\%C = 0,2\%$)

- * Cementite Fe-Fe₃C
- * PERLITE (eutettoide fase δ (austenite) - cementite / ferrite)
- * LADEBURITE (eutettico liquido - cementite / austenite)

Abbiamo inoltre 3 trasformazioni di fase fondamentali

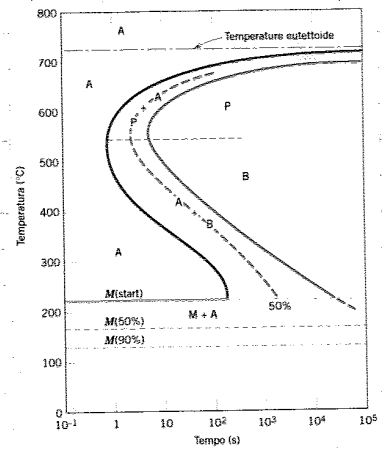
- 1) TRASF. PERITETTICA a $1493^\circ C$ $\delta + liq \leftrightarrow \delta$
- 2) " EUTETTICA a $1130^\circ C$ $liq \leftrightarrow \delta + Fe_3C$
- 3) " EUTETTOIDICA a $723^\circ C$ $\delta \leftrightarrow \alpha + Fe_3C$

* **FORMAZIONE di BAINITE** → la formazione di bainite avviene nella stessa modalità delle perlitite per le temperature più basse. Le perlitite si formano per trattamenti isotermitici tra 727°C e 540°C e la bainite per le temperature comprese tra 540°C e 215°C . La bainite è sottoposta a maggiori livelli di sollecitazione mentre rispetto alle perlitite → la sua microstruttura sarà più fine!



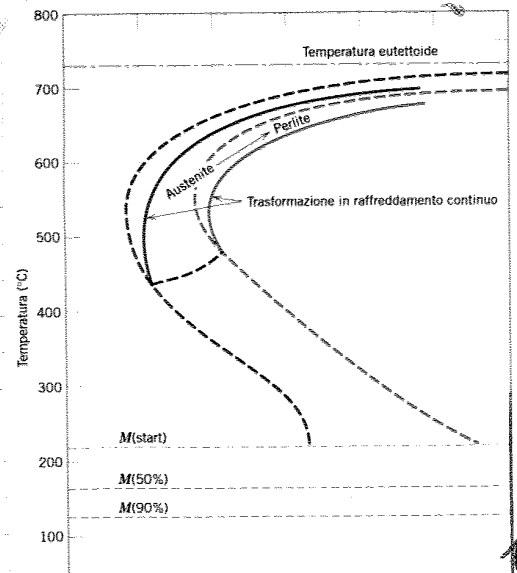
* **FORMAZIONE di PERLITE GLOBLARE** → se un acciaio con struttura perlitica o bainitica viene riscaldato a T poco inferiori a quelle dell'eutettoide per tempi sufficientemente lunghi si ottiene perlitite globulare → **STRUTTURA GROSSOLANA**

* **FORMAZIONE di MARTENSITE** → la martensite si forma quando le leghe Fe-C vengono raffreddate da temperature \approx a quella eutettoide fino a $T \approx T_{\text{omb}}$.
 (⇒ nel raffreddamento con alta diffusione ⇒ AUSTENITE FCC DIVENTA MARTENSITE BCC)
 la trasformazione martensitica avviene istantaneamente ⇒ piccoli nuclei isolati crescono alla velocità del suono. L'inizio della trasformazione avviene a $T \approx 215^{\circ}\text{C}$ e finisce a T_{omb} .
 Nelle T comprese la percentuale di martensite aumenta al diminuire di T.



(B) **CCT (CONTINUATIVE COOLING TRANSFORMATION)** → si misura il grado di trasformazione in funzione del tempo per T continuamente decrescenti (situazione reale o livello industriale)

Le maggior parte dei trattamenti termici cui sono sottoposti gli acciai implicano il raffreddamento continuo di un campione fino a T_{omb} . I TTT sono validi per T costanti, se le relazioni avvengono a T variabili il tempo necessario affinché l'intera reazione avvenga aumenta notevolmente ⇒ **CURVE SPOSTATE VERSO TEMPI MAGGIORI E TEMPERATURE MINORI**.
 Inoltre il C e gli altri elementi di lega (Cr, Ni, Mn, P, Si, W) fanno spostare verso destra il lato delle curve.



7 PROPRIETA' MECCANICHE

l'applicazione di una forza esterna ad una struttura crea uno stato di sollecitazione che ne determina una deformazione

Tale forza è detta SFORZO o TENSIONE σ

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad [N \cdot mm^{-2}] / [MPa]$$

e i vari stati di sollecitazione che può provocare sono 4

- * TRAZIONE
- * COMPRESSIONE
- * TAGLIO
- * TORSIONE

Trazione e compressione sono stati di sollecitazione generati dall'applicazione di uno sforzo longitudinale

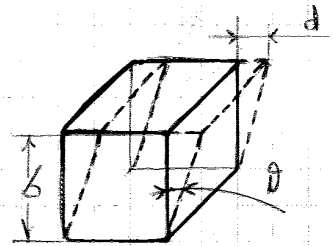
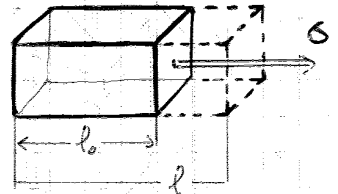
⇒ In quest caso il materiale subisce una DEFORMAZIONE ϵ

$$\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Taglio è uno stato di sollecitazione indotto dall'applicazione di uno sforzo di taglio

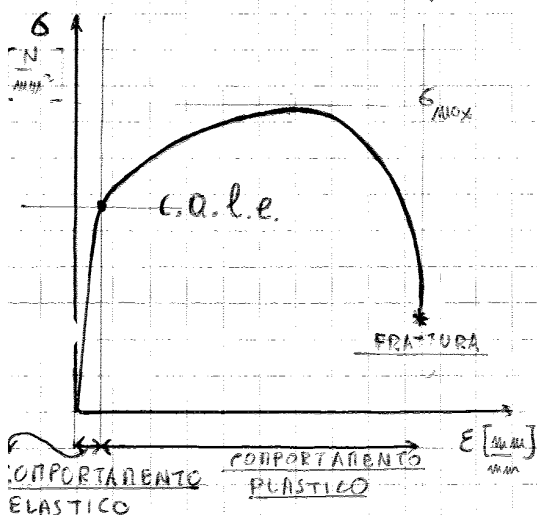
⇒ In questo caso il materiale subisce una DEFORMAZIONE δ

$$\delta = \frac{d}{b} = \tan \theta$$



I RESISTENZA A TRAZIONE

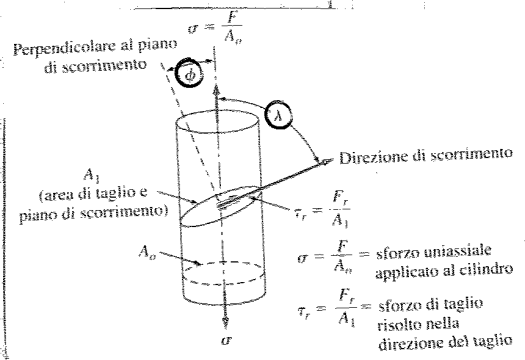
La resistenza a trazione di un materiale viene determinata sperimentalmente con una macchina costruita da uno cella di carico attraverso la quale vengono applicati carichi crescenti ad un provino bloccato tra due appoggi. ⇒ Si ottiene una curva CARICO - ALLUNGAMENTO ($\sigma - \epsilon$) che ha il seguente andamento.



Si individuano 2 diversi comportamenti. Per bassi valori del carico abbiamo comportamenti elastici. Oltre un certo valore di σ detto CARICO AL LIMITE ELASTICO invece il materiale inizia a deformarsi e ad assumere quindi comportamento PLASTICO.

→ CONPORTAMENTO PLASTICO → Oltre al c.c.l.e. un materiale può andare a rottura senza ulteriori deformazioni oppure subire la così detta deformazione plastica per poi subire rottura.
 La deformazione plastica ideale si ha quando il carico crea lo spostamento netto di un piano di atomi rispetto all'altro. Ciò comporta la rottura di molti legami e la deformazione immediata del reticolo.
 In molti casi per le legami si rompono in seguito all'applicazione del carico e quindi solo pochi atomi si muovono rispetto agli altri → ciò genera un moto di dislocazione nel materiale come se fosse un'onda che si propaga.

⇒ NOTO DELLE DISLOCAZIONI → le dislocazioni non si muovono con la stessa facilità in tutti i piani e direzioni cristallografiche.
 Lo scorrimento è più facile sui piani e nelle direzioni ad elevata densità atomica. Su questi piani gli atomi sono più vicini e la dislocazione deve percorrere meno strada per propagarsi da un atomo all'altro.
 In ogni caso affinché una dislocazione si possa muovere occorre che il carico applicato abbia sul piano di scorrimento e nella direzione di scorrimento una componente di taglio superiore a un valore denominato **CARICO CRITICO A TAGLIO τ_{CRIT}** .



Nei materiali cristallini ogni singolo cristallo ha un certo numero di differenti sistemi di scorrimento (ognuno caratterizzato dai suoi valori di ϕ e λ). All'applicazione di uno sforzo di taglio nel sistema per ogni sistema di scorrimento si generano degli sforzi di taglio e questi ovviamente dipenderanno da ϕ e λ .

$$\tau_{inibito} = \sigma \cos \phi \cos \lambda$$

Il sistema di scorrimento orientato nel modo più favorevole corrisponde $\tau_{inibito, max}$

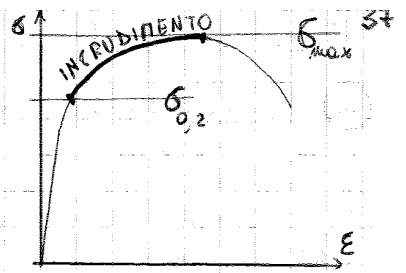
$$\tau_{inibito, max} = \sigma [\cos \phi \cos \lambda]_{max}$$

Il cristallo inizia a deformarsi poiché lo sforzo di taglio minimo richiesto per poter iniziare lo scorrimento τ_{CRIT} in quella direzione

$$\tau_{CRIT} = \sigma_{CRIT} (\cos \phi \cos \lambda)_{max}$$

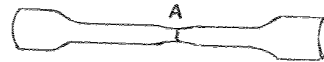
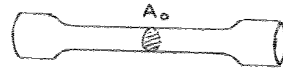
La sollecitazione minima necessaria per iniziare lo scorrimento è $\sigma_{CRIT} = 2 \tau_{CRIT}$ quando ϕ e λ sono 45°

→ Superato il carico di snervamento per proseguire nelle deformazioni permanenti occorre aumentare il carico applicato fino a che questo raggiunge il suo valore massimo. Questa fase di progressiva deformazione plastica, durante la quale il materiale si deforma uniformemente prende il nome di rafforzamento ed è caratterizzato da un rafforzamento del materiale.



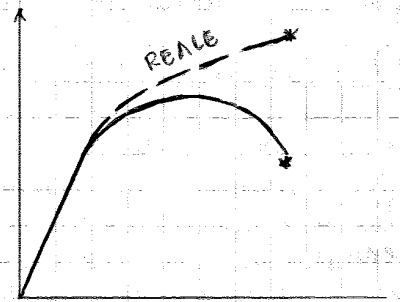
STRIZIONE → Una volta superato il carico massimo la deformazione prosegue, ma non è più uniforme, bensì è concentrata nella zona centrale del provino. La sezione che sopporta il carico si riduce localmente mentre il carico applicato continua a crescere (vedi curva reale dopo); il fenomeno prosegue finché la sezione è così ridotta che il carico applicato provoca la rottura del provino.

$$\% \text{ STRIZIONE} = \frac{A_0 - A}{A_0} \cdot 100$$



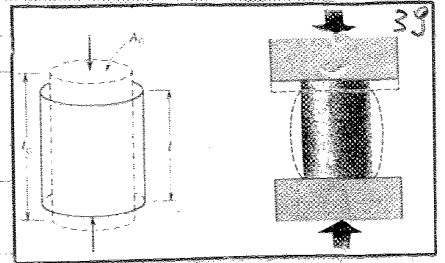
N.B. Curva reale e curva ingegneristica

Durante la fase di deformazione plastica iniziale il provino subisce una contrazione permanente della sua sezione iniziale. Se il carico applicato viene riportato in ogni istante non alla sezione iniziale, ma a quella vera si osserva che il carico vero aumenta con regolarità ed è superiore a quello misurato.

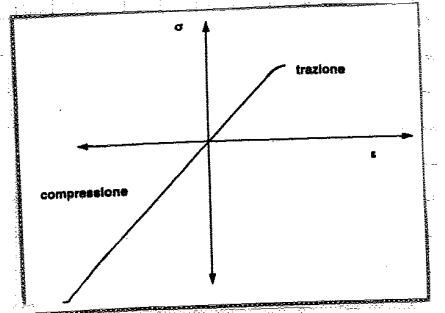


I) RESISTENZA A COMPRESSIONE

La resistenza a compressione viene determinata con una pressa fra i cui piatti viene posto un provino di superficie nota sul quale si esercita una compressione assiale progressivamente crescente.



Si registra anche in questi casi una curva CARICO - DEFORMAZIONE ($\sigma - \epsilon$) che ha per andamento opposto a quello della prova in trazione. Si osserva che il modulo elastico è sostanzialmente lo stesso mentre il carico di rottura è più alto a causa di una minore duttilità del materiale sullo resistenza a compressione rispetto a quello a trazione.



II) RESISTENZA A FLESSIONE

Prova interessante soprattutto per i materiali fragili. Sono attivi due carichi di trazione sulla parte inferiore e uno di compressione sulla parte superiore. Si registrano curve carico - deformazione analoghe a quelle delle prove a trazione e si determina il carico massimo che il materiale sopporta prima di rompersi.

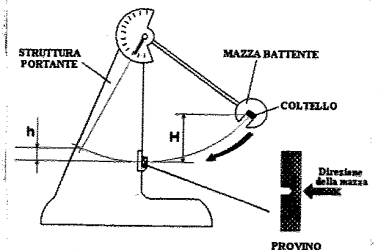
III) RESISTENZA ALL'URTO (RESILIENZA)

Misura delle quantità di energia che un materiale è in grado di assorbire prima di subire frattura in seguito ad un urto.

Tale energia dipende fortemente dalla forma e dalle dimensioni del campione e dalla velocità di applicazione del carico \Rightarrow Per avere dati riproducibili è occorre standardizzare le prove di resilienza.

\Rightarrow LE PROVE DI RESILIENZA MISURANO L'ENERGIA NECESSARIA PER ROMPERE UN PROVINO DI FORMA STANDARDIZZATA CUI VIENE APPLICATO UN CARICO DINAMICO ISTANTANEO. LE PROVE SONO ESEGUITE CON UN PENDOLO DI CHARPY

Una mazzetta battente di massa nota viene sollevata ad una altezza H e poi lasciata cadere su un provino di sezione nota. Lo stesso rompe il provino, comunicando nell'urto parte della sua energia cinetica e poi ricade ad un'altezza h minore di quella di partenza.



$$\Rightarrow \text{RESILIENZA} = M(H-h)$$

Tanto più lo stesso risale in alto (più h tende a diventare H) tanto minore è l'energia assorbita dal provino e tanto più fragile è il materiale.

- 2) I materiali con struttura cubica o face centrate (fcc) invece per mezzo della prova di flessione delle di sezioni in modo uguale alle diverse temperature. ⇒ Presentano comportamento plastico a tutte le temperature
- 3) I materiali ad alta resistenza meccanica sono molto fragili ad ogni T

V DUREZZA

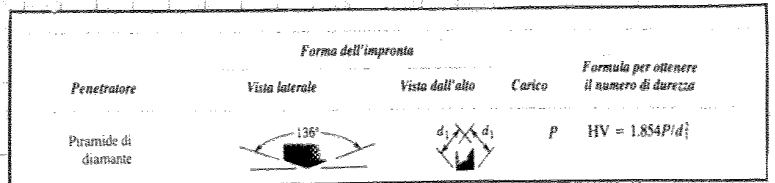
La resistenza superficiale (o durezza) è la resistenza ad una deformazione permanente della superficie provocata da un penetratore adeguatamente "caricato" di un peso. Si determina attraverso delle prove di durezza. Esse si effettuano utilizzando un diametro di testa di diversi penetratori che vengono spinti a penetrare nella superficie da un carico costante applicato per brevi tempi. Si hanno poi a misurare superficie e profondità dell'impronta.

TIPICI DI DUREZZA

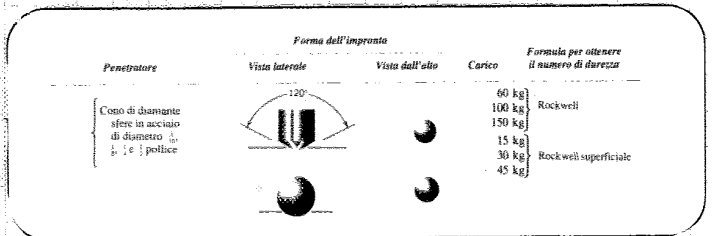
1) **DUREZZA BRINELL (HB)** → È data dal rapporto tra carico applicato P (500 ÷ 3000 kg) e la superficie delle calotte sferiche in ACCIAIO DURO con diametro variabile (1,25 ÷ 10 mm).



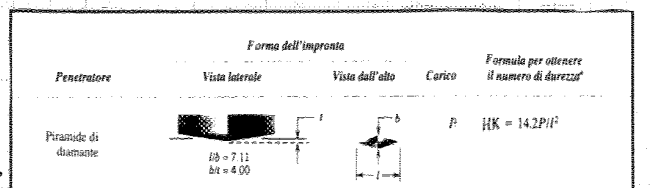
2) **DUREZZA VICKERS (HV)** → È data dal rapporto tra il carico applicato P e la superficie dell'impronta lasciata da una piramide di diamante a base quadrata.



3) **DUREZZA ROCKWELL (HR)** → È data dalla profondità di penetrazione di uno spuntone di acciaio o di un cono di diamante oppure di un cono di carburo (60 ÷ 150 kg).



4) **MICRODUREZZA (KNOOP o VICKERS)** → Le prove si effettuano con carichi modesti (25 ÷ 500 g) e si misurano le dimensioni dell'impronta con l'aiuto di un microscopio; sono utili per valutare la durezza di aree molto ristrette.



può essere di dimensioni di base quadrata (Vickers) o a base rombica molto allungata (Knoop). Come penetratore si usano

CORRELAZIONE DUREZZA - CARICO MASSIMO A TRAZIONE

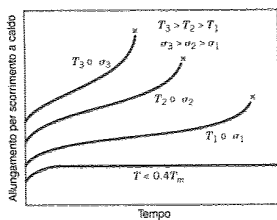
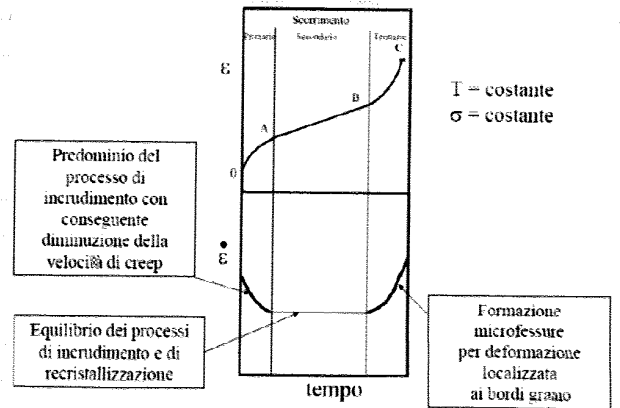
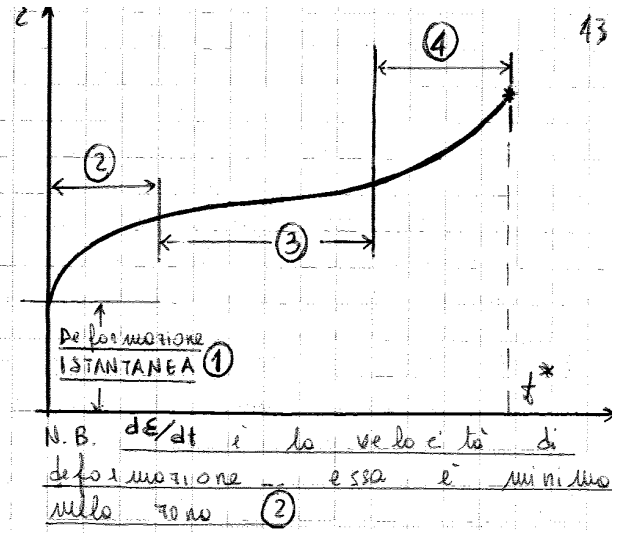
Le prove di durezza si eseguono facilmente e sono correlabili con il carico massimo a trazione (per gli acciai $\sigma_{max} = 3,45 HB$) ⇒ **COMPORIAMENTO MECCANICO LEGHE Fe-Fe₃C** → Il comportamento meccanico delle leghe Fe-Fe₃C dipende dalla % di Fe₃C. Infatti la Fe₃C è più fragile e dura delle ferite. ⇒ Aumentando % Fe₃C ottengo un materiale più duro e resistente, meno duttile e meno tenace. Inoltre il comportamento meccanico di queste leghe

① Deformazione elastica all'atto dell'applicazione del carico

② CREEP PRIMARIO → la velocità di deformazione è decrescente (< 0) poiché in questa fase l'incremento ha velocità maggiore rispetto alla tendenza della struttura a rilassarsi dovuto all'entrambo

③ CREEP SECONDARIO → la velocità di deformazione è costante poiché la velocità di incremento bilancia perfettamente quello di rilassamento termico della struttura

④ CREEP TERZIARIO → la velocità di deformazione è crescente e il processo termina con la rottura del campione dopo un progressivo assottigliamento



I fenomeni di scorrimento viscoso dipendono da σ e T come in figura

⑦ RESISTENZA A FATICA

La fatica è il degrado della resistenza meccanica subita da un materiale quando è sottoposto a sforzo ciclico. COSTITUISCE LA CAUSA PRINCIPALE DI ROTTURA DI COMPONENTI IN ESERCIZIO. Tale rottura avviene per sollecitazioni inferiori a σ_{max} e in alcuni casi addirittura al carico di servizio senza che se ne possa notare alcun segno per molti anni.

Le prove di resistenza a fatica vengono eseguite applicando cicli di carico e scarico sul materiale e misurando il numero di cicli massimo che quel materiale può sopportare.

La rottura per fatica può avvenire principalmente in 2 modi:

VIII COMPORTAMENTO MECCANICO DEI MATERIALI CERAMICI

I materiali ceramici presentano un comportamento esclusivo mente ELASTICO.

A seconda del tipo di materiale ceramico si hanno diversi meccanismi di deformazione

* CERAMICI IONICI → Dislocazioni e piani di scorrimento sono vincolati dalla presenza di cariche ⇒ Il numero limitato di sistemi di scorrimento ostacola il movimento delle dislocazioni

* CERAMICI COVALENTI → Il legame covalente è fortemente direzionale ⇒ limita il n° di nat. di scorrimento e quindi ostacola il movimento delle dislocazioni

* VETRI → Si deformano solo per flusso viscoso

INFLUENZA DEI DIFETTI SULLE PROPRIETÀ MECCANICHE → Nei materiali ceramici sono spesso presenti difetti che influenzano sulle prop. meccaniche del materiale stesso.

I possibili difetti sono

* PRESENZA POLVERI → Le inclusioni di tipo organico, che possono contaminare le polveri ceramiche prima della sintesi, vengono poi in tale processo scaldate e del punto che bloccano lo scorrimento dei nodi

* SINTERIZZAZIONE INCOMPLETA → la sinterizzazione incompleta crea delle porosità

* DIVERSA ESPANSIONE TERMICA → Le inclusioni inorganiche con coefficiente di dilatazione termica diversa dal ceramico generano tensioni residue al raffreddamento ⇒ Stress termici possono generare cricche nei pressi dei BDG

Questi difetti/porosità vanno ad influenzare le proprietà meccaniche del ceramico

* MODULO ELASTICO → Diminuisce all'aumentare delle porosità ($P = \text{porosità} \% \text{ in volume}$)

$$E = E_0 (1 - 1,9P + 0,9P^2)$$

* RESISTENZA A FLESSIONE → Diminuisce all'aumentare di P

$$\sigma_{fless} = \sigma_0 e^{-nP} \quad n = \text{const. tipica}$$

⇒ TEORIA DI GRIFFITH → I pori o le cricche molto piccole sulla superficie o all'interno del materiale agiscono come CONCENTRATORI DI TENSIONI in prossimità del loro apice

⇒ LA TENSIONE MASSIMA È APPLICATA SECONDO LA LEGGE

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left(\frac{a}{r_f}\right)^{1/2}$$

⇒ Nei materiali fragili la rottura avviene quando sotto l'azione di uno sforzo la resistenza teorica di coesione del materiale viene superata all'apice di un difetto qualsiasi tra tutti quelli esistenti nel materiale, quindi la resistenza meccanica è determinata unicamente. Invece nei materiali ceramici la resist. meccanica dipende dal difetto di dimensione maggiore e quindi non è possibile definire esattamente la sua resist. meccanica.

8 PROPRIETÀ TERMICHE

La temperatura è quel parametro fisico che da uno misura dell'energia vibrazionale degli atomi di un materiale. In fatti quando riscaldiamo un materiale, ovvero gli forniamo energia termica, si osserva a livello microscopico un aumento dell'agitazione termica e a livello macroscopico un aumento di temperatura. \Rightarrow fornendo energia termica ad un materiale, esso assorbe quell'energia per aumentare l'energia vibrazionale dei propri atomi, subendo dunque un aumento di temperatura.

Le vibrazioni di atomi adiacenti NON SONO INDIPENDENTI l'uno dall'altro, bensì risultano accoppiate. Questi accoppiamenti originano una serie di onde vibrazionali che si propagano attraverso la struttura del solido con una certa energia quantizzata la cui fondamentale è detta FONONE.

I CAPACITÀ TERMICA

Indica la capacità di un materiale di accumulare calore. Si esprime come rapporto tra calore in finitesi dQ e variazione di temperatura dT , in base a tale osservamento di calore.

$$C = \frac{dQ}{dT} \quad \left[\frac{J}{K} \right]$$

Si definisce inoltre capacità termica specifica (o calore specifico) la capacità termica massiva.

$$c = \frac{C}{M} = \frac{dQ}{M dT} \quad \left[\frac{J}{K \cdot kg} \right]$$

Il calore specifico può essere calcolato a pressione costante (c_p) o a volume costante (c_v) e vale

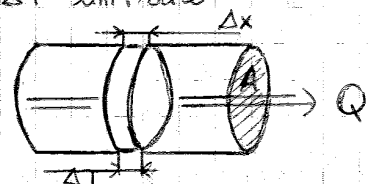
$$\begin{cases} c_p = c_v + R \\ c_p > c_v \end{cases}$$

II CONDUCEBILITÀ TERMICA (K)

Indica l'attitudine o meno di un materiale a trasferire energia termica (calore) da un sistema ad alta T ad uno a bassa T.

Si esprime a partire dalla I legge della diffusione come quantità di calore che in un secondo attraversa l'area unitaria di lunghezza unitaria a causa di ΔT unitaria.

$$\frac{Q}{A} = k \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad \Rightarrow \quad k = \frac{Q \cdot \Delta x}{A \cdot \Delta T} \quad \left[\frac{W}{m \cdot K} \right]$$



III RELAZIONE CONDUCEBILITÀ TERMICA - STRUTTURA ATOMICA

- I METALLI hanno alta conducibilità in virtù del legame metallico che li compone e conferisce grande mobilità agli e^- .
- I CERAMICI trasmettono calore meno efficacemente dei metalli.

N.B. Abbiamo visto come la conducibilità termica dei materiali ceramici sia molto alta, non troppo alta, non troppo bassa. Ebbene esistono dei ceramici che invece sono caratterizzati da conducibilità termica molto elevata, simile a quella dei metalli.

Questi materiali spesso hanno alta conducibilità termica e bassa conducibilità elettrica \Rightarrow Sono usati come dissipatori di calore e isolanti termici.

Questi materiali sono caratterizzati da struttura cristallina semplice e ad alta simmetria (\Rightarrow il modo di fononi è favorito e con esso k)

Questi materiali sono ampiamente usati negli scambiatori di calore poiché permettono di lavorare a T maggiori di quelle garantite dai metalli senza perdite di rendimento. La conducibilità termica di questi materiali è fortemente influenzata dai difetti del materiale stesso.

L'aumento della resistività termica è direttamente proporzionale allo indice quadrato del diametro dei grani

$$k \propto \sqrt{d}$$

\Rightarrow Al diminuire della dimensione dei grani la conducibilità diminuisce mentre strutture più grossolane hanno k più alte perché è minimo l'effetto di deviazione fononica del BDG e quindi è minimo l'opposizione al passaggio del calore in questi tipi di materiali. In tutti i tipi di difetti vanno limitati al minimo (\Rightarrow eliminando difetti puntuali, vacanze e impurezze)

III DILATAZIONE TERMICA

Tutti i solidi si espandono quando vengono riscaldati e si contraggono quando vengono raffreddati.

\Rightarrow Si definisce un COEFFICIENTE DI DILATAZIONE α come rapporto tra la deformazione di un materiale e la differenza di temperatura che l'ha causato.

$$\frac{l_{T^*} - l_0}{l_0} = \alpha (T^* - T_0) \Rightarrow \frac{\Delta l}{l_0} = \alpha \Delta T \Rightarrow \epsilon = \alpha \Delta T \Rightarrow \alpha = \frac{\epsilon}{\Delta T} [K^{-1}]$$

La dilatazione termica di un materiale è dovuta all'aumento della distanza media fra i costituenti del reticolo (ioni, molecole o atomi) rispetto alle loro posizioni di equilibrio o suo volto causato dall'aumento del moto di agitazione termica dei costituenti stessi dovuto all'aumento di temperatura.

\Rightarrow AUMENTO $T \Rightarrow$ AUMENTO AGITAZ. TERMICA \Rightarrow AUMENTO DISTANZA MEDIA TRA I COSTITUENTI DEL RETICOLO \Rightarrow DILATAZIONE

\Rightarrow Risultato ovvio che un fenomeno del genere sarà quanto più facile in una struttura in cui i legami tra gli atomi sono deboli e per permettere agli atomi di allontanarsi l'uno dall'altro mentre sarà quanto più difficile in strutture caratterizzate da legami forti in cui gli atomi non possono allontanarsi troppo gli uni dagli altri.

\Rightarrow LE DILATAZIONI TERMICHE SONO INVERSAMENTE PROPORZIONALI ALL'ENERGIA DI LEGAME

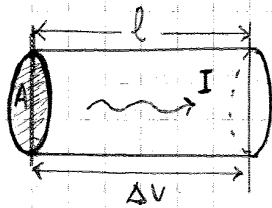
9) PROPRIETA' ELETTRICHE

le proprietà elettriche descrivono lo esposto di un materiale sottoposto ad un campo elettrico applicato dall'esterno

1) CONDUTTIVITA' ELETTRICA

la conduttività elettrica indica la facilità con la quale un materiale è in grado di condurre corrente elettrica σ . È definita come l'opposto della resistività ρ di un materiale

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad [\Omega^{-1}m^{-1}]$$



$$\begin{cases} \Delta V = RI \\ \rho = \frac{RA}{l} \end{cases} \implies \rho = \frac{\Delta V A}{I l} \quad [\Omega m] \implies \sigma = \frac{I l}{\Delta V A} \quad [\Omega^{-1}m^{-1}]$$

Dal momento che la conduttività elettrica è un parametro che esprime l'attitudine o meno di un materiale a condurre corrente elettrica, cioè a permettere il moto degli e^- al suo interno, essa dipende dal modo in cui avviene la CONDUZIONE ELETTRONICA nel materiale stesso.

⇒ LA CONDUTTIVITA' ELETTRICA DI UN MATERIALE DIPENDE DAL TIPO DI CONDUZIONE ELETTRONICA CHE ESSO REALIZZA

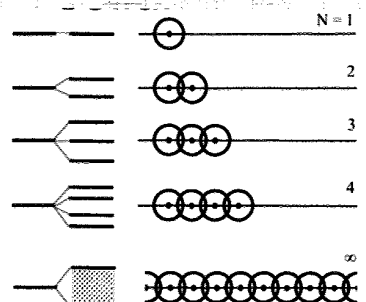
A suo volta il tipo di conduzione realizzata dal materiale dipende da

- * Energia degli e^- nel materiale
- * Modo in cui i livelli sono occupati ⇒ Un atomo isolato ha una configurazione elettronica ben stabilita e fissa, ma in un solido, dove gli atomi sono impaccati per un vicino all'altro, gli e^- di un atomo vengono perturbati dalla presenza di altri e^- e dai nuclei di altri atomi ⇒ la configurazione canonica degli atomi viene perturbata e ogni livello atomico si suddivide in molte piccole bande di livelli energetici molto vicine alla BANDA DI ENERGIA

⇒ Come si forma una banda?

Consideriamo un solido fatto con una sostanza caratterizzata da atomi con un solo orbitale s

Quando abbiamo un solo atomo il suo orbitale non si suddivide. Non appena si aggiunge un secondo atomo esso va a interferire nella configurazione elettronica del primo atomo in cui l'orbitale si suddivide in due livelli energetici, uno ad energia più bassa, uno ad energia più alta. Aggiungendo altri atomi questo fenomeno prosegue e nel caso di ∞ atomi i livelli energetici sono così vicini che appaiono come un continuo



liberarsi, deve per forza superare il GAP della banda di separazione, al che ostacola più o meno lo conduttivile e secondo che il GAP sia più o meno

esempio -

⇒ la conduttivile di un materiale aumenta all'aumentare delle possibilità che gli e^- al suo interno siano liberi e possano dunque muoversi per trasportare la carica

⇒ LA CONDUITIVITA' DIPENDE DAL NUMERO DI e^- LIBERI

NEL MATERIALE

Una volta liberi gli e^- vengono accelerati da una ddp e si muovono nel materiale quindi il loro cammino non è libero. Essi subiscono scattering da imperfezioni reticolari, impurezze, vacanze, atomi interstiziali, di dislocazioni e oscillazioni termiche.

⇒ LA CONDUITIVITA' DIPENDE DAUNA MOBILITA' DEGLI e^- μ_e che tiene conto delle interazioni subite dagli e^- durante il cammino nel materiale

⇒ IN CONCLUSIONE LA CONDUITIVITA' DIPENDE SIA DAL NUMERO DI e^- LIBERI (\sim discorso sulle bande) CHE DAL MODO IN CUI TALI e^- VIAGGIANO NEL MATERIALE

$$\Rightarrow \sigma = n \cdot |e^-| \cdot \mu_e$$

⇒ ANDAMENTO σ/ρ IN ALCUNI MATERIALI NOTEVOLI

(a) METALLI → Nei metalli la resistività è influenzata principalmente da 3 fattori

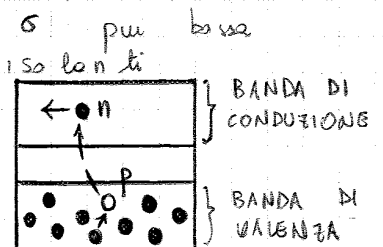
- **TEMPERATURA** → All'aumentare di T aumentano le vibrazioni termiche e le vacanze, entesube centri di scattering che dunque alzano ρ
- **PRESENZA DI ATOMI DI SOLUTO** → Gli atomi di soluto agiscono come centri di scattering e dunque alzano ρ . la resistività cresce con la % atomica di soluto.
- **DEFORMAZIONE PLASTICA** → Al crescere dello def. plastica cresce il n° di dislocazioni che agiscono da centri di scattering.

⇒ la resistività totale del metallo può essere considerata la somma di 3 contributi, uno della T, uno degli atomi di soluto e uno della def. plastica

$$\rho_{\text{metallo}} = \rho_T + \rho_i + \rho_d \Rightarrow \sigma_{\text{met}} = \frac{1}{\rho_{\text{met}}}$$

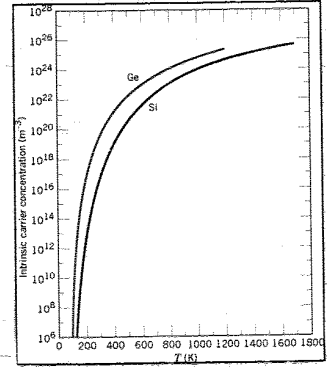
(b) LEGHE → Il materiale metallico può utilizzare come conduttore i RANGI PURO e basso livello di ossidazione interna. Se servono discrete proprietà meccaniche oltre che buona conduttivile si introduce una seconda fase - la lega più appropriata è Cu-Be.

(c) SEMICONDUCTORI → I semiconduttori presentano dei metalli ma comunque ben più alta degli. Nei semiconduttori la conduzione avviene di fatto ma nella banda di conduzione che in quello di valenza. In fatti la promozione di un e^- nella banda di conduzione lascia libera uno vacanza nella stati di valenza e conseguentemente

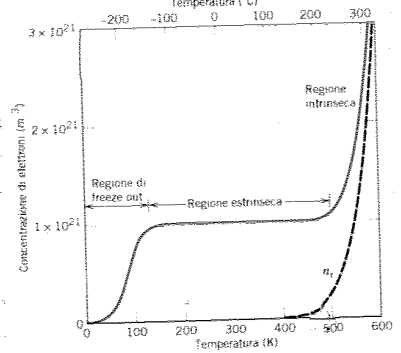


RELAZIONE CONDUITIVITA' - TEMPERATURA NEI SEMICONDUITORI

* Per quanto riguarda i semiconduttori intrinseci all'aumentare delle T si verificano 2 fenomeni causati dall'aumento dell'agitazione termica: n e p aumentano molto mentre μ_p e μ_n diminuiscono leggermente (a causa dell'aumento di scattering)
 ⇒ All'aumentare di T la conduttività aumenta molto.



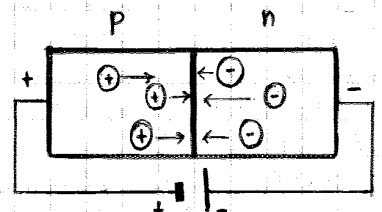
* Per quanto riguarda i semiconduttori estrins. si nota come essi raggiungono gli stessi valori di conduttività di quelli intrinseci però per T nettamente inferiori. A T basse prevale il componente estrinseco in posto del drogaggio. A T più alte, invece, a causa della agitazione termica il n° di transizioni intrinseche da banda di valenza o banda di conduzione, diventa maggiore del numero di lacune generate estrinsecamente (⇒ COMP. INTRINSECO > COMP. ESTRINSECO)



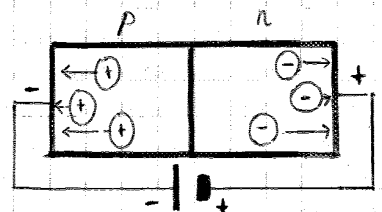
DISPOSITIVI A SEMICONDUZIONE

* **DIODI** → Dispositivi che consentono alla corrente di fluire in una sola direzione ⇒ permettono di trasformare corrente alternata in continua. È formato da una giunzione p-n realizzata drogando l'estremità di un unico cristallo con dopanti p e l'altra estremità con dopanti n. Potremo avere 2 tipi di polarizzazione

1) **POLARIZZAZIONE DIRETTA** (Parte p collegata a terminale positivo e parte n collegata a terminale negativo) → le lacune ed e⁻ sono spinti verso l'interfaccia p-n. Aumentando ΔV di polarizzazione gli e⁻ riescono a superare la barriera di giunzione e si muovono nella regione p saltando di lacuna in lacuna fino a raggiungere il terminale positivo

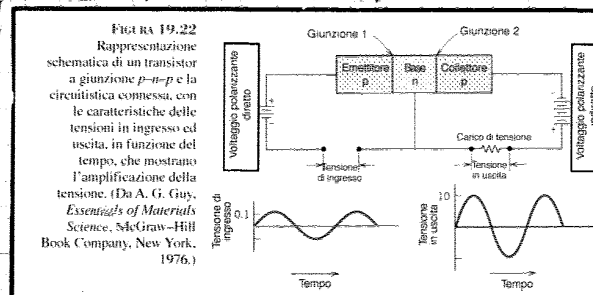
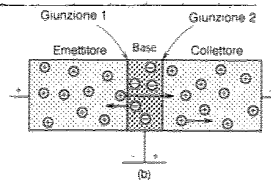


2) **POLARIZZAZIONE INVERSA** (Parte p collegata a terminale negativo e parte n collegata a terminale positivo) → le lacune ed e⁻ sono spinti lontano dall'interfaccia p-n. Quindi si genera un'ampia regione vuota ⇒ Flusso poco corrente

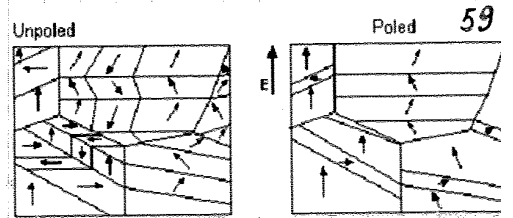


* **TRANSISTOR** → Dispositivi che permettono di amplificare i segnali elettrici. Sono costituiti da giunzioni p-n-p o n-p-n.

Dall'emettitore un gran numero di lacune entrano nella base. Se la base è sufficientemente sottile le lacune possono passare al collettore di tipo p senza ricombinarsi con gli e⁻ e diventano parte del circuito emettitore-collettore
 ⇒ Nel collettore una lacuna cattura un elettrone



vengono applicati due elettrodi e all'inverso essi in campo elettrico ESTREMAMENTE INTENSO.

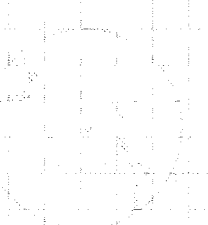


I dipoli dei domini tendono ad allinearsi parallelamente al campo elettrico e si ottiene dunque una polarizzazione residua del materiale che permane anche in seguito all'eliminazione del campo elettrico (\Rightarrow STRUTT. ORDINATA GLOBALMENTE). Inoltre può avvenire migrazione di contorni dei domini (i domini orientati in modo favorevole crescono a spese dei vicini).

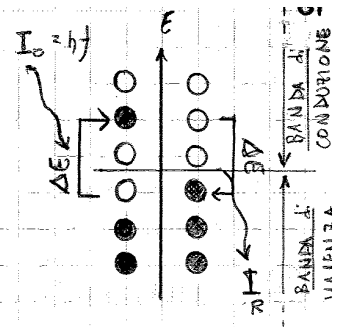
Adesso il materiale è dotato di proprietà piezoelettriche. A T superiori della T di Curie l'agitazione termica distrugge l'ordinamento dei dipoli e quindi anche la polarizzazione residua.

I materiali piezoelettrici hanno dei limiti operativi.

- Sono sottoposti a DEPOLARIZZAZIONE se messi in campi elettrici in direzione opposta al campo polarizzante o campi elettrici forti e alternati se subiscono forti stress meccanici o se sono sottoposti a $T > T_{Curie}$.
- Sono sottoposti a INVECCHIAMENTO: le proprietà piezoelettriche decadono dal momento in cui si sverruola la polarizzazione.



III PROPRIETA' OTTICHE DEI METALLI

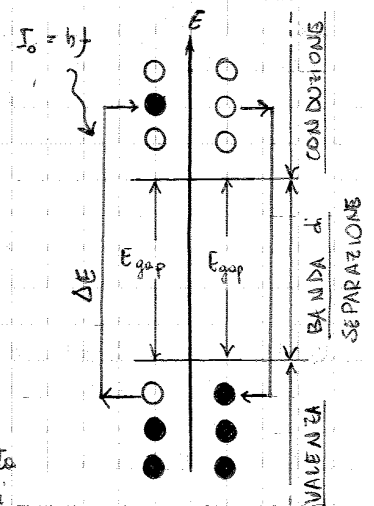


a) ASSORBIMENTO → Nei metalli la differenza di energia tra banda di valenza e banda di conduzione è praticamente nulla ⇒ una qualsiasi radiazione incidente con qualsiasi e quindi energia qualsiasi è in grado di eccitare un atomo e quindi viene assorbita.

⇒ I metalli assorbono la grandissima parte delle radiazioni (solo quelle a f elevatissimo riescono a loro passare).
Inoltre i metalli sono caratterizzati da alte densità elettroniche quindi l'assorbimento totale avviene entro uno spessore di $\approx 0,1 \mu m$.

b) RIFLESSIONE → la maggior parte delle radiazioni assorbite da un metallo viene rimessa dalla superficie in forma di luce visibile dovuta alla transizione degli e dallo stato eccitati a quello fondamentale.
Valori tipici di r per i metalli sono $0,9 \div 0,95$, quindi circa il 5-10% dell'energia incidente è assorbita per calore, lo restante è riflesso.

IV PROPRIETA' OTTICHE DEI NON - METALLI



a) ASSORBIMENTO → Nei materiali non-metallici la differenza di energia tra banda di valenza e banda di conduzione E_{gap} NON È TRASCURABILE
⇒ Solo le radiazioni con energia maggiore di E_{gap} sono in grado di eccitare gli atomi e venire assorbita dal materiale (⇒ deve valere $hf > E_{gap}$)

La luce visibile ha $0,4 \leq \lambda \leq 0,7 \mu m$ ⇒ l'energia trasportata dalla luce varia da 1,7 eV (rosso) a 3,1 eV (violo) ⇒ Se $E_{gap} < 1,7 eV$ allora tutta radiazione visibile è in grado di eccitare atomi e venire assorbita (⇒ ASSORBIM. COMPLETO ⇒ MAT. OPACO). Se $E_{gap} > 3,1 eV$ invece, nessun tipo di radiazione visibile può essere assorbita dal materiale (⇒ NO ASSORBIMENTO ⇒ MATERIALE INCOLORE). Se $1,7 \leq E_{gap} \leq 3,1 eV$ si ha un assorbimento parziale nel campo del visibile ⇒ Materiali colorati.

b) RIFLESSIONE → Anche in qst caso le radiazioni assorbite sono rimesse sotto forma di radiazione elettromagnetica.
Se sono presenti impurità o altri difetti, possono essere introdotti livelli elettronici all'interno della banda di separazione ⇒ possibili di emissioni multiple.

I materiali con i quali si costruiscono i diodi sono studiati e scelti apposta per avere E_{gap} compreso nel comp del visibile ($1,7 < E_{gap} < 3,1$ eV). In qst modo viene generata la radiazione visibile e si genera elettroluminescenza.

VI FIBRE OTTICHE

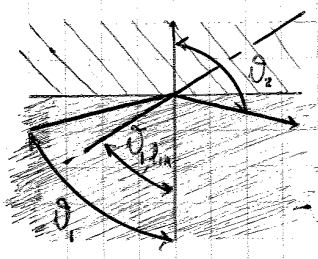
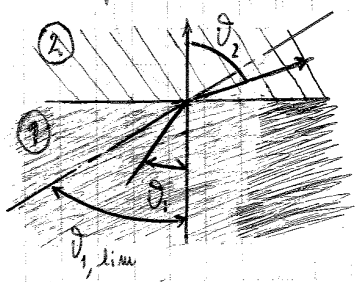
Le fibre ottiche sono elementi fondamentali per la trasmissione dei segnali elettromagnetici. Esse permettono di trasmettere le o.e. (che trasportano un'informazione) con attenuazione minima del segnale ad una velocità pari a $2/3$ di quella della luce nel vuoto.

→ Come funzionano le fibre ottiche? Le fibre ottiche sono sottili fili di vetro in cui si realizza la RIFLESSIONE INTERNA TOTALE (SI PUÒ AVERE SOLO CON PASSAGGIO DA MATERIALE PIÙ DENSO A MATERIALE PIÙ DENSO (b))

La riflessione interna totale è un caso particolare del fenomeno della rifrazione in cui la rifrazione stessa è nulla. ⇒ Foro l'o.e. a non viene rifratta nel materiale 2. ⇒ Impongo $\theta_2 > 90^\circ$. ⇒ Dalla legge di Snell si ottiene un valore limite θ_1 .

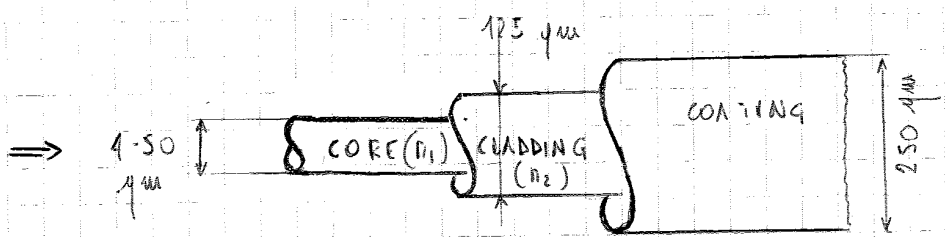
$$\theta_{1,lim} = \arcsin(n)$$

oltre il quale la radiazione non è rifratta ma è riflessa totalmente.

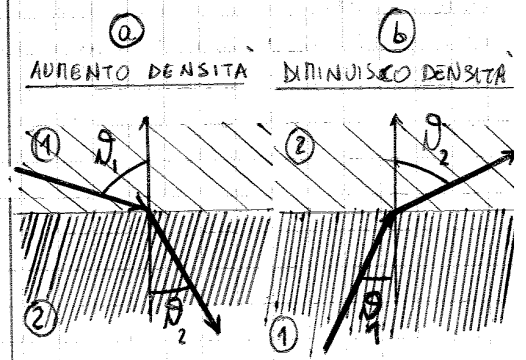


$$\begin{cases} \theta_1 < \theta_{1,lim} \\ \theta_2 < 90^\circ \end{cases}$$

$$\begin{cases} \theta_1 > \theta_{1,lim} \\ \theta_2 > 90^\circ \end{cases}$$



Abbiamo visto che un effetto della polarizzazione elettronica indotta da un o.e. in un atomo è la RIFRAZIONE dell'o.e. stessa. Quando gli atomi di un materiale sono polarizzati la luce che attraversa il materiale viene rifratta. Quando la luce viene rifratta, subisce un rallentamento/pulsazione a seconda che passi da un materiale meno o più denso o uno più o meno denso.



Legge di Snell

$$n_1 \sin \theta_1 = n_2 \sin \theta_2$$

$$\frac{n_2}{n_1} = n = \frac{\sin \theta_1}{\sin \theta_2}$$

a → n > 1
b → n < 1

Il segnale può nel core. Il cladding tiene confinato nel core. Il coating protegge strati interni.

11 COMBUSTIONE

Le reazioni chimiche possono essere **ENDOTERMICHE** o **ESOTERMICHE**.
 Le reazioni endotermiche avvengono con assorbimento di calore ($\Delta H > 0$) mentre quelle esotermiche avvengono con produzione di calore ($\Delta H < 0$). ΔH è l'**ENTALPIA DI REAZIONE** ovvero la differenza di entalpia tra prodotti e reagenti.

La Combustione è una reazione chimica di ossidazione in cui un combustibile viene ossidato dall'azione di un agente ossidante detto **comburente** fortemente esotermica capace di propagarsi ad alte velocità e può essere accompagnata da manifestazioni luminose (emissione nel visibile \rightarrow chimiluminescenza).

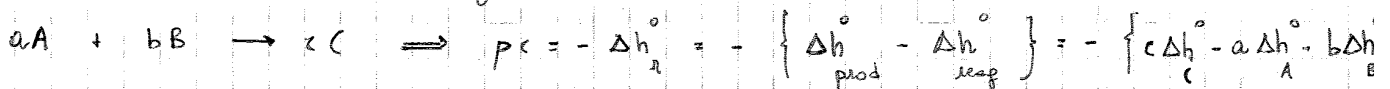
I MECCANISMO DI COMBUSTIONE

- La combustione si può suddividere in 4 fasi
- 1) **MISCELAZIONE** \rightarrow Fase in cui avviene il contatto più o meno uniforme tra particelle di combustibile e aria di combustione
 - 2) **PRE-COMBUSTIONE** \rightarrow Fase in cui tra i 400 e 600 °C avviene la formazione di specie instabili (radicali liberi) estremamente reattivi che attivano la combustione innalzando sensibilmente la velocità delle successive reazioni di ossidazione
 - 3) **COMBUSTIONE** \rightarrow Fase in cui i radicali liberi si combinano con O_2 e molecole combustibile per dare origine a prodotti di ossidazione **COMPLETA** (CO_2 , H_2O , ...) e **INCOMPLETA** (CO , H_2) e altri radicali liberi
 - 4) **REAZIONI POST-FIAMMA** \rightarrow Fase in cui i prodotti di combustione (fumi) portano all'esterno parte del calore prodotto con conseguente diminuzione di T. Avengono inoltre reazioni chimiche dei prodotti di combustione parzialmente ossidati per dare i prodotti finali di reazione.

N.B. la combustione si definisce completa quando gli elementi ossidabili presenti nel combustibile (C, H, N, S) vengono ossidati rispettivamente a CO_2 , H_2O , N_2 , SO_2 . Se si formano CO , PHO , H_2 , SO_3 , NO , NO_3 la reaz. è anomala.

II PROPRIETÀ DEI COMBUSTIBILI

a) POTERE CALORIFICO \rightarrow Quantità di calore misurato dalla combustione completa dell'unità di massa (liquidi/solidi) o di volume in condizioni normali (0°C, 1 atm) (gas) di combustibile. Il potere calorifico è dato dall'entalpia specifica di reazione combiata di segno



Nei prodotti di combustione si trova sempre dell'acqua sommo di quella prodotta dalla reazione stessa e di quella eventuale elemento presente nel combustibile. Si misura in kJ/kg o kJ/Nm^3 .
 Se nei prodotti di combustione l'acqua compare allo stato liquido allora il pc è detto **SUPERIORE** (pc_s).
 Viceversa se compare allo stato gassoso (vapore) il pc è detto **INFERIORE** (pc_i).

g) TEMPERATURA DI IGNIZIONE → Come per tutte le reazioni anche per quelle di combustione è necessaria una certa energia di attivazione, in modo che la miscela combustibile - comburente raggiunga una temperatura detta di ignizione.

h) LIMITI DI INFIAMMABILITÀ → Una volta innescata la combustione, questo calore necessario a che il processo continui e per chi ciò accade è necessario che i rapporti volumetrici fra il combustibile ed il comburente siano compresi entro determinati limiti: **LIMITE DI INFIAMMABILITÀ INFERIORE E SUPERIORE**

Temperature di ignizione di alcuni gas e vapori (T amb. e 1 atm):

Idrogeno	572°C	CO	610°C	67
Metano	632	Etano	472	
Propano	493	Butano	408	
Etilene	490	Acetilene	305	
Benzene	580	Benzina	280-420	

Gas combustibile	% minima di gas in volume	% massima di gas in volume
Idrogeno	4	75
Ossido di carbonio	13	74
Metano	5	15
Etano	3	12
Propano	2	9.5
Acetilene	2.5	80
Benzene	1.5	7

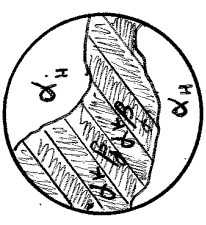
2

1. Se si deve
calcolare la deposizione
proeutettica, si
riferisce al
sottile [K, E]
invece che
182°C il
sottile è [K, E]

Si consideri 1 kg di una lega per saldature 50:50 in peso Pb-Sn (vedi figura).

- a) A che temperatura appare il primo solido per raffreddamento? $\approx 215^\circ\text{C}$
- b) Qual è la prima fase solida che si forma e qual è la sua composizione? Fase α a composizione $X(\text{Sn}) = 17\% - \text{Pb} 83\%$
- c) A che temperatura la lega solidifica completamente? Alla temperatura $T_0 = 183^\circ\text{C}$
- d) In che quantità sarà trovata una fase di deposizione primaria (proeutettica) nella microstruttura? α in peso del liquido $\approx 27,3\%$ \Rightarrow Poiché la massa totale è 1 kg, la massa di primo deposito α è $\frac{148}{100} \cdot 100 = 27,3\%$

e) Com'è distribuito lo stagno nella microstruttura per la stessa lega (ii) la varianza (ii) Per una temperatura di 200°C determinate (i) le loro quantità relative espresse le fasi presenti, (iii) le loro composizioni, (iv) le loro quantità relative espresse in peso percentuale. Ripetere i quesiti precedenti per una temperatura di 100°C .



A $T = 182^\circ\text{C}$ la trasformazione eutettica ($\beta_0 \rightarrow \alpha_k + \beta_0$) si è appena conclusa \Rightarrow Tutta il liquido si è trasformato in due strutture di microstruttura di α a composizione k ($18,3\% \text{ Sn} - 81,7\% \text{ Pb}$) e β a composizione f ($97,8\% \text{ Sn} - 2,2\% \text{ Pb}$) \Rightarrow A trasformazione conclusa la miscela è costituita da due fasi di deposizione proeutettica in quantità relative di α_k e β_f . Nei grani di α poco Sn è presente al $18,3\%$ (k) mentre nella microstruttura eutettica è presente al $18,3\%$ (α_k) e al $97,8\%$ (β_f). Per trovare la massa di stagno depositato a 182°C due considerazioni:

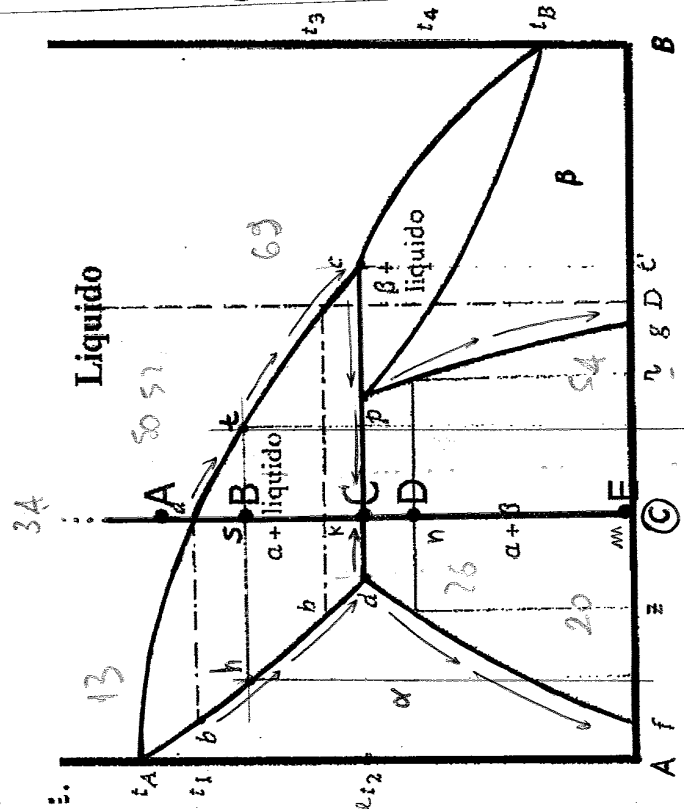
- * DEP. PROEUTETTICA FASE $\alpha \rightarrow$ Ho 270 g di α al $18,3\% \Rightarrow M_{\text{Sn}} = 270 \cdot 0,183 = 50 \text{ g}$
- * DEP. EUTETTICA FASE $\alpha \rightarrow$ Due calcolare % in peso fase α a 182°C $\% \alpha = \left(\frac{148}{k_f}\right) \cdot 100 = 60\%$
- \rightarrow A 182°C ho 601 g di fase α di cui 270 sono proeutettici.
- \rightarrow Da deposizione proeutettica ho $601 - 270 = 328 \text{ g}$ di α al $18,3\% \Rightarrow M_{\text{Sn}} = 60 \text{ g}$
- * DEP. EUTETTICA FASE $\beta \rightarrow$ Due calcolare % in peso fase β a 182°C $\% \beta = \left(\frac{148}{k_f}\right) \cdot 100 = 39,9\%$
- \rightarrow Ho 399 g di β al $97,8\% \Rightarrow M_{\text{Sn}} = 390 \text{ g}$

Solubilità totale allo stato liquido e solubilità parziale allo stato solido con pentotico

Se c'è un solo punto invariante in un punto invariante due scorie % a inizio e fine trasformazione

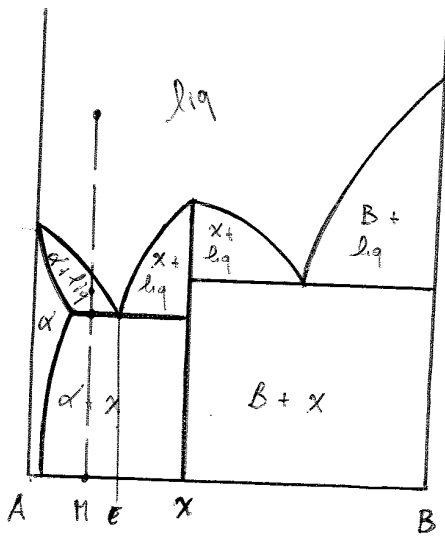
Indicare ove possibile, per il raffreddamento del liquido di composizione C: il numero delle fasi presenti, la loro composizione (in termini di % di A e B) e le loro quantità relative, rispettivamente nei punti: A, B, C, D, E. Calcolare inoltre, per ogni punto sopra indicato, il grado di varianza del sistema.

- (A) * n° fasi = 1 $\Rightarrow V = 2$
 * l'unica fase liquida ha composizione c (34% B, 66% A)
- (B) * n° fasi = 2 $\Rightarrow V = 1$
 * la fase solida α ha composizione h (13% B - 87% A)
 * la fase liquida ha composizione t (50% B - 50% A)
 * $\% \alpha = \frac{sb}{ht} \cdot 100 = 43,24\%$
 * $\% Lq = \frac{hs}{ht} \cdot 100 = 56,76\%$
- (C) * n° fasi = 3 $\Rightarrow V = 0$
 * Fu T = T_p ha coesistenza di 3 fasi



Fase α composizione d (26% B, 74% A)
 Fase β a composizione p (52% B - 48% A)
 Fase liquida a composizione c (69% B - 31% A)

- * INIZIO TRASF.
 - $\% B = 0\%$
 - $\% \alpha_1 = \left(\frac{K_1}{A_1}\right) \cdot 100 = 81,4\%$
 - $\% Lq_1 = \left(\frac{A_1}{A_1}\right) \cdot 100 = 18,6\%$
- * FINE TRASF.
 - $\% Lq_2 = 0\%$
 - $\% \alpha_2 = \left(\frac{K_2}{A_2}\right) \cdot 100 = 69,23\%$
 - $\% \beta = \left(\frac{A_2}{A_2}\right) \cdot 100 = 30,77\%$
- (D) * n° fasi = 2 $\Rightarrow V = 1$
 * fase solida α ha composizione z (20% B - 80% A)
 * fase solida β ha composizione r (54% B - 46% A)
 * $\% \alpha_2 = \frac{nr}{zr} \cdot 100 = 58,82\%$
 * $\% \beta_2 = \frac{zn}{zr} \cdot 100 = 41,18\%$
- (E) n° fasi = 2 $\Rightarrow V = 1$
 * Fase α_1 con f (5% B - 95% A)
 * Fase β_2 con g (60% B - 40% A)
 * $\% \alpha_1 = \frac{mg}{fg} \cdot 100 = 52,7\%$
 * $\% \beta_2 = \frac{fm}{fg} \cdot 100 = 47,3\%$



3 STEPS

- 1) Valutare n° fasi e varianza
- 2) Calcolare composizione fasi (legge orizzontale)
- 3) Calcolare % in peso (legge leve)

Π (20% B - 80% A)

X (50% A - 50% B)

E (30% B - 70% A)

A) Solo 1 fase liquida con composizione M

B) Risulta di fase solida α al (6% B - 94% A) e fase liquida al (24% B - 76% A) $\Rightarrow f = 2 \Rightarrow V = 1$

$$\% \alpha = \frac{24 - 20}{24 - 6} \cdot 100 = 22,22 \%$$

$$\% liq = \frac{20 - 6}{24 - 6} \cdot 100 = 77,78 \%$$

C) Risultato trifasico ($f = 3 \Rightarrow V = 0$) di fase liquida a composizione eutettica E, fase α a composizione (10% B - 90% A) e composto X a composizione fissa:

* INIZIO TRASF

$$\begin{cases} \% X = 0 \% \\ \% \alpha = \frac{30 - 20}{30 - 10} \cdot 100 = 50 \% \\ \% liq = \frac{20 - 10}{30 - 10} \cdot 100 = 50 \% \end{cases}$$

* FINE TRASF

$$\begin{cases} \% liq = 0 \\ \% \alpha = \frac{50 - 20}{50 - 10} \cdot 100 = 75 \% \\ \% X = \frac{20 - 10}{50 - 10} \cdot 100 = 25 \% \end{cases}$$

D) Risultato bifasico ($\Rightarrow f = 2 \Rightarrow V = 1$) di fase solida α a composizione (4% B - 96% A) e composto X (composiz. fissa)

$$\% \alpha = \frac{50 - 20}{50 - 4} \cdot 100 = 65,21 \%$$

$$\% X = \frac{20 - 4}{50 - 4} \cdot 100 = 34,79 \%$$

F [kN]	50	100	150	175	200	225	250	275	300	310	310	290
Δl [mm]	0.09	0.19	0.28	0.33	0.39	0.47	0.59	1.10	3.40	5.00	6.40	7.40 rottura

Il diametro a rottura è stato misurato essere 12.4 mm

Tracciare la curva forza applicata/allungamento e determinare:

- **il carico massimo,**
- **il modulo di Young,**
- **il carico di snervamento allo 0.2%;**
- **la deformazione percentuale,**
- **la riduzione percentuale di sezione a rottura.**

Es 8.

Un componente di lunghezza 100 mm viene sottoposto ad una forza di 1000N e deve presentare un allungamento massimo di 0.05 mm. **Calcolare il peso del componente** realizzato in acciaio ($E=210$ GPa; densità= 7.8 g/cm³) ed in Al ($E=70$ GPa; densità= $2,7$ g/cm³).

Es 9.

Un carico di trazione viene applicato lungo l'asse di simmetria di una barra cilindrica di ottone (modulo di Young= 97 GPa) avente un diametro di 10 mm. **Determinare il carico** necessario a produrre una variazione del diametro di 2.5×10^{-3} mm ipotizzando una deformazione puramente elastica.

Es.10

Ad un cavo di Nichel avente un diametro di 3,80 mm si applica una forza di 3780 N. Sapendo che la tensione di snervamento è di 310 MPa e la tensione massima a trazione o carico di rottura (tensile strength, TS) è di 380 MPa, determinare se:

- **il cavo si deformerà plasticamente**
- **il cavo subirà strizione**

Proprietà termiche

Es1.

Calcolare il flusso di calore attraverso una lamiera di acciaio di 10 mm di spessore se la T vale 300 °C e 100 °C sulle due facce e calcolare la quantità di calore trasmessa in 1 ora attraverso un'area di 0.25 m².

$$k = 51.9 \text{ W/m K}$$

Es2.

Se 100 g di alluminio, rame e ferro assorbono la stessa quantità di calore, quale di questi metalli subirà il maggior aumento di temperatura?

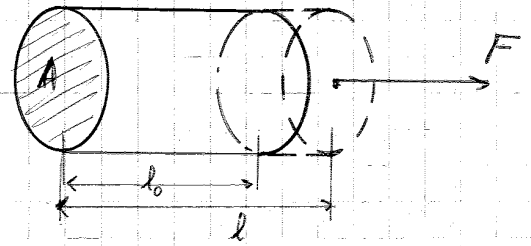
Calori specifici:

$$\text{Al} = 0,9010 \text{ J/g}\times\text{K}; \text{Cu} = 0,3844 \text{ J/g}\times\text{K}; \text{Fe} = 0,4490 \text{ J/g}\times\text{K}$$

ESERCIZI PROPRIETÀ MECCANICHE

① $A = 0,0001 \text{ m}^2$
 $l_0 = 0,15 \text{ m}$
 $F = 200 \text{ kg}_f$
 $\Delta l = 0,0005 \text{ m}$

$\sigma = ?$
 $\epsilon = ?$



N.B. $1 \text{ kg}_f = 9,8 \text{ N} \Rightarrow F = 200 \cdot 9,8 \text{ N} = 1960 \text{ N}$

$\Rightarrow \sigma = \frac{F}{A} = \frac{1960 \text{ N}}{0,0001 \text{ m}^2} = 19,6 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} = 19,6 \text{ MPa}$

$\Rightarrow \epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{0,0005 \text{ m}}{0,15 \text{ m}} = 3,33 \cdot 10^{-3} = 0,33 \%$

② Filo con $\begin{cases} l_0 = 0,1 \text{ m} \\ A = 1 \text{ mm}^2 \\ F = 10 \text{ N} \end{cases}$ Determinare σ , ϵ , Δl nel caso di filo di rame o di acciaio

$\begin{cases} E_R = 110 \text{ GPa} \\ E_A = 210 \text{ GPa} \end{cases}$

$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{10 \text{ N}}{1 \text{ mm}^2} = 10 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2} = 10 \text{ MPa}$

$\sigma = E \epsilon$ (Hooké) $\Rightarrow \epsilon = \frac{\sigma}{E} = \begin{cases} \epsilon_R = 9,09 \cdot 10^{-5} = 0,0091\% \\ \epsilon_A = 4,76 \cdot 10^{-5} = 0,0048\% \end{cases}$

$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \Rightarrow \Delta l = \epsilon l_0 = \begin{cases} \Delta l_R = 9,09 \cdot 10^{-6} \text{ m} \\ \Delta l_A = 4,76 \cdot 10^{-6} \text{ m} \end{cases}$

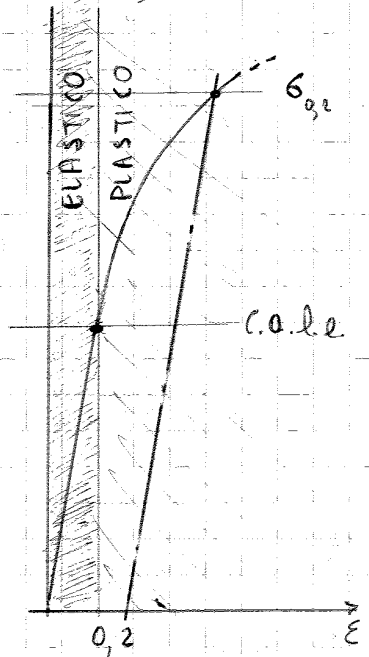
⑤ lego Cu con $\sigma_{0,2} = 275 \text{ MPa}$ e $E = 115 \text{ GPa}$

* Calcolare forza massima che può essere applicata in trazione su un campione con $A = 0,00325 \text{ m}^2$ senza avere deformazione plastica

Il campo di deformazione di un solido è suddividibile in 2 parti

* Nello primo il materiale è sottoposto a deformazione elastica (che può essere lineare, non lineare o onelastico) \Rightarrow DEFORMAZ. VARIA LINEARE CON σ

* Oltre un certo valore del carico detto c.a.l.e. si passa nella seconda zona in cui il comportamento è plastico (caratterizzato da creazione movimento e moltiplicazione delle dislocazioni) \Rightarrow DEFORMAZIONE NON VARIA LINEARE CON σ .



Nonostante ciò dopo il c.a.l.e. si nota che la deformazione prosegue per una certa estensione a carico costante. L'entità di questo fenomeno è detta SNERVAMENTO

Oltre lo snervamento la deformazione diventa NON LINEARE e quindi IRREVERSIBILE \Rightarrow Il carico di snervamento è il carico oltre al quale la deformazione diventa irreversibile e dunque permanente

($\sigma_{0,2}$ è difficile da determinare quindi per convenzione è il carico corrispondente ad $\epsilon = 0,2\%$)

\Rightarrow la forza massima applicabile al campione con area A senza deformarlo è quella corrispondente al carico di snervamento

$$\Rightarrow F_{max} = \sigma_{0,2} A = 89,3 \text{ kN}$$

* Lunghezza max alla quale può essere allungato a trazione un campo elastico un campione con $l_0 = 0,115 \text{ m}$

l_0 lunghezza massima raggiungibile in campo elastico e quella corrispondente ad un allungamento del ϵ^* % allo quale o suo valore corrisponde il carico di snervamento $\sigma_{0,2}$ ($\Rightarrow \epsilon^*$ è il max allungamento percentuale raggiungibile in campo elastico)

$$\epsilon^* = \frac{\Delta l}{l_0}$$

$$\Rightarrow \Delta l^* = l_0 \cdot \epsilon^* = l_0 \cdot \frac{\sigma_{0,2}}{E} = 2,75 \cdot 10^{-4} \text{ m}$$

$$\sigma_{0,2} = E \epsilon^* \Rightarrow \epsilon^* = \frac{\sigma_{0,2}}{E}$$

$$\Rightarrow l^* = l_0 + \Delta l^* = 115,275 \text{ mm}$$

* RIDUZIONE PERCENTUALE DI SEZIONE A ROTAZIONE

$$d_2 = 12,4 \text{ mm} = 0,0124 \text{ m} \implies A_2 = 1,208 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$$

$$\implies \% = \frac{A_0 - A_2}{A_0} \cdot 100 = 39,9 \%$$

8) Componente con $l_0 = 0,1 \text{ m}$ sotto posto a $F = 1000 \text{ N}$ deve presentare allungamento massimo di $0,05 \text{ mm} = 0,00005 \text{ m} = \Delta l^*$. Calcolare il peso del componente.

~~$m = \rho \cdot V = \rho \cdot A \cdot l = \rho l \frac{F}{\sigma} = \rho l \frac{F}{E \epsilon} = \frac{\rho l F}{\Delta l E}$~~

* Acciaio $\rho = 7,8 \cdot 10^3 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$
 $E = 210 \text{ GPa}$

$$m = \rho V = \rho A l = \rho l \frac{F}{\sigma} \implies m = \frac{\rho l F}{\sigma}$$

$\implies l$ è la lunghezza massima ammissibile del componente e vale

$$l = l_0 + \Delta l^* = 0,10005 \text{ m}$$

$\implies \epsilon$ è il massimo allungamento percentuale ammissibile (dettato da Δl^*) e vale

$$\epsilon = \frac{\Delta l^*}{l_0} = 0,05 \%$$

Se ho acciaio ($\rho = 7,8 \cdot 10^3 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$; $E = 210 \text{ GPa}$)

$$\implies \sigma_{Ac} = \epsilon E_A = 105 \text{ MPa} \implies m_{Ac} = 7,43 \cdot 10^{-3} \text{ kg}$$

* Se ho alluminio ($\rho = 2,7 \cdot 10^3 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$; $E = 70 \text{ GPa}$)

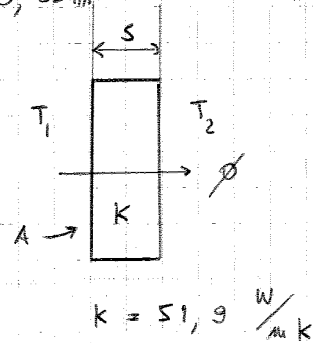
$$\implies \sigma_{Al} = \epsilon E_{Al} = 35 \text{ MPa} \implies m_{Al} = 0,77 \text{ kg}$$

ESERCIZI PROPRIETÀ TERMICHE

① * Calcolare il flusso di calore ϕ attraverso la lama di acciaio di spessore $s = 0,01 \text{ m}$ con ΔT tra le facce pari a 200°C ($T_1 = 300^\circ \text{C}$; $T_2 = 100^\circ \text{C}$) e area $A = 0,25 \text{ m}^2$

Per calcolare il flusso termico uso legge di Fourier per convezione

$$\frac{\phi}{A} = k \frac{dT}{dx}$$



$$\Rightarrow \phi = A k \frac{\Delta T}{s} = 259,5 \text{ kW}$$

* Calcolare calore trasmesso in $\Delta t = 1 \text{ h} = 3600 \text{ s}$

$$\phi = \frac{dQ}{dt} \Rightarrow Q = \phi \Delta t = 934,2 \text{ MJ}$$

② Se 100 g di Al, Cu, Fe assorbono lo stesso quantitativo di calore Q , allora quale metallo subisce la maggior ΔT

$$c_{\text{Al}} = 0,9010 \frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}}$$

$$c_{\text{Cu}} = 0,3844 \frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}}$$

$$c_{\text{Fe}} = 0,4490 \frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}}$$

$\Rightarrow c_{\text{Al}} > c_{\text{Fe}} > c_{\text{Cu}}$
 \Rightarrow A parità di massa e variazione di temperatura Al assorbe più calore di Fe che assorbe più calore di Cu

$$c = \frac{dQ}{dT} \Rightarrow c = \frac{dQ}{m \Delta T} \Rightarrow \Delta T = \frac{dQ}{m c} \Rightarrow \Delta T = \frac{Q}{m c}$$

\Rightarrow A parità di Q e m dato che $c_{\text{Al}} > c_{\text{Fe}} > c_{\text{Cu}}$

$$\Rightarrow \Delta T_{\text{Al}} < \Delta T_{\text{Fe}} < \Delta T_{\text{Cu}}$$

- ⑤ Una barra di Al con $l_0 = 10 \text{ m}$ viene raffreddata da $T_1 = 311 \text{ K}$ a $T_2 = 263 \text{ K}$.
 Come varia la sua lunghezza?

Una qualsiasi ΔT induce in un materiale una deformazione proporzionale a α stessa secondo la legge

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \alpha \Delta T \quad \text{con} \quad \alpha = 23,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1} \text{ per Al}$$

$$\Rightarrow \Delta l = l_0 \alpha \Delta T = 10 \cdot 23,6 \cdot 10^{-6} \cdot (263 - 311) = -0,0113 \text{ m}$$

[m] [K⁻¹] [K]

$$\Rightarrow l = l_0 + \Delta l = 9,9887 \text{ m}$$

- ⑥ Una barra di acciaio è riscaldata da $T_1 = 293 \text{ K}$ a $T_2 = 353 \text{ K}$ con le estremità vincolate.
 Quale tensione si sviluppa?

Se la barra è riscaldata con le estremità vincolate in posto le dilatazioni termiche inducono un carico

$$\sigma = \epsilon E \quad \text{con} \quad \epsilon = \alpha \Delta T$$

$$\begin{cases} E = 207 \text{ GPa} \\ \alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1} \end{cases}$$

$$\Rightarrow \sigma = \alpha \Delta T E = 12 \cdot 10^{-6} \cdot (353 - 293) \cdot 207 \cdot 10^9 = 149 \text{ MPa}$$

[K⁻¹] [K] [Pa]

- ⑦ Una barra di ottone ($E = 100 \text{ GPa}$; $\alpha = 20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) vincolata alle estremità può sopportare una sollecitazione massima pari a $\sigma_{\text{max}} = 172 \text{ MPa}$.
 Fino a che T può essere scaldato? (A partire da $T_0 = 293 \text{ K}$)

$$\begin{cases} \sigma = \epsilon E \\ \epsilon = \alpha \Delta T \end{cases} \Rightarrow \sigma = \alpha E \Delta T < \sigma_{\text{max}}$$

$$\Rightarrow \Delta T < \frac{\sigma_{\text{max}}}{\alpha E} \Rightarrow T < T_0 + \frac{\sigma_{\text{max}}}{\alpha E}$$

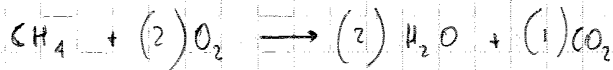
$$\Rightarrow T < 106 \text{ }^\circ\text{C}$$

Esercizi su Combustione

① Calcolare il potere calorifico inferiore Q_i del CH_4 puro conoscendo $Q_s = 39\,800 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3}$

$$Q_i = Q_s - n \cdot 2500 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}}$$

⇒ devo trovare n , ovvero i kg di H_2O che si formano per la combustione di 1 Nm^3 di CH_4



⇒ Da 1 mol di CH_4 si formano 2 di H_2O

⇒ Da 22,4 l di CH_4 si formano $2 \cdot P.M._{\text{H}_2\text{O}} = 36 \text{ g}$ di H_2O

$$22,4 : 36 = 1000 : x \Rightarrow x = \frac{36 \cdot 1000}{22,4} = 1,607 \text{ kg}$$

⇒ Da $1000 \text{ l} = 1 \text{ Nm}^3$ si ottengono $1,607 \text{ kg}$ di H_2O

$$\Rightarrow n = 1,607 \frac{\text{kg}}{\text{Nm}^3}$$

$$\Rightarrow Q_i = 39\,800 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3} - 1,607 \frac{\text{kg}}{\text{Nm}^3} \cdot 2500 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} = 35\,782,5 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3}$$

② Calcolare Q_i del benzene (C_6H_6) sapendo che $Q_s = 41\,850 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}}$

$$Q_i = Q_s - n \cdot 2500 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}}$$

$$P.M. \text{C}_6\text{H}_6 = 6 \cdot 12 + 6 = 78 \frac{\text{g}}{\text{mol}} = 0,078 \frac{\text{kg}}{\text{mol}}$$

⇒ devo trovare n , ovvero i kg di H_2O prodotti dalla combustione di 1 kg di C_6H_6



⇒ Da 1 mol di C_6H_6 si formano 3 di H_2O

⇒ Da $m_{\text{C}_6\text{H}_6} = 1 \text{ mol} \cdot 0,078 \frac{\text{kg}}{\text{mol}} = 0,078 \text{ kg}$ di C_6H_6 si formano

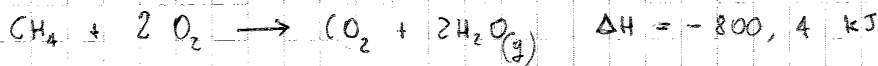
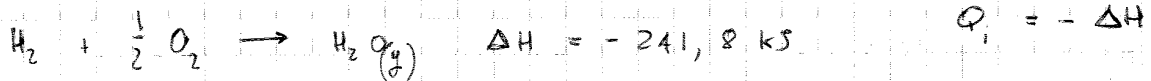
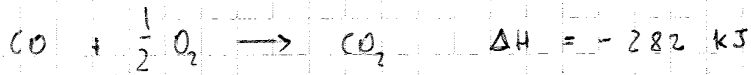
$$m_{\text{H}_2\text{O}} = 3 \text{ mol} \cdot 0,018 \frac{\text{kg}}{\text{mol}} = 0,054 \text{ kg di } \text{H}_2\text{O}$$

$$\Rightarrow 0,078 : 0,054 = 1 : x \Rightarrow x = \frac{0,054}{0,078} = 0,692 \text{ kg}$$

④ Calcolare Q_1 e Q_2 di un gas con la seguente composizione in volume

$\% \text{ CO} = 26 \%$; $\% \text{ H}_2 = 16 \%$; $\% \text{ CO}_2 = 6 \%$; $\% \text{ CH}_4 = 1 \%$; $\% \text{ N}_2 = 51 \%$

conoscendo le entalpie di formazione delle reazioni di ossidazione che avvengono. Gli unici componenti che possono dare combustione sono CO , H_2 e CH_4



Vado a ragionare su 1 m^3 di miscela.
 In 1 Nm^3 di miscela ci saranno $0,26 \text{ Nm}^3$ di CO , $0,16 \text{ Nm}^3$ di H_2 e $0,01 \text{ Nm}^3$ di CH_4 .
 \Rightarrow Dato che $1 \text{ Nm}^3 = 1000 \text{ Ndm}^3 = 1000 \text{ l}$ in 1 Nm^3 di miscela ci saranno 260 l di CO , 160 l di H_2 e 10 l di CH_4

* 1 mol di CO produce $\Delta H = -282 \text{ kJ}$
 $22,4 \text{ l}$ " " " " " "

$$\Rightarrow 22,4 : -282 = 260 : x \Rightarrow x = \frac{-282 \cdot 260}{22,4} = -3273,21 \text{ kJ}$$

* 1 mol di H_2 produce $\Delta H = -241,8 \text{ kJ}$
 $22,4 \text{ l}$ " " " " " "

$$\Rightarrow 22,4 : -241,8 = 160 : y \Rightarrow y = \frac{-241,8 \cdot 160}{22,4} = -1727,14 \text{ kJ}$$

* 1 mol di CH_4 produce $-800,4 \text{ kJ}$
 $22,4 \text{ l}$ " " " " " "

$$\Rightarrow 22,4 : -800,4 = 10 : z \Rightarrow z = \frac{-800,4 \cdot 10}{22,4} = -357,32 \text{ kJ}$$

$$\Rightarrow Q_1 = -(x + y + z) = 5367 \text{ kJ/Nm}^3$$

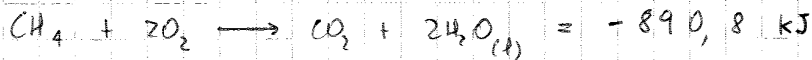
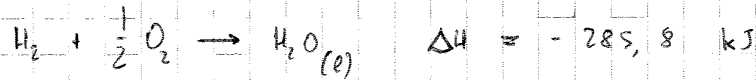
x, y, z vengono a rappresentare i kJ/Nm^3 (perché ho ragionato su 1 Nm^3 di miscela) per ognuno dei componenti che produce energia

$$\Rightarrow Q_1 = -(x + y + z)$$

5) Calcolare Q_i e Q_s di una miscela di gas con la seguente composizione volumetrica

$$\% \text{CH}_4 = 70\% \quad \% \text{H}_2 = 20\% \quad \% \text{N}_2 = 10\%$$

conoscendo le entalpie di reazione per le reazioni di combustione di CH_4 e H_2 (unici componenti che producono attivamente la combustione)



In $1 \text{ Nm}^3 = 1000 \text{ l}$ di miscela ci sono $0,7 \text{ Nm}^3 = 700 \text{ l}$ di CH_4 e $0,2 \text{ Nm}^3 = 200 \text{ l}$ di H_2

* 1 mol di H_2 produce $\Delta H = -285,8 \text{ kJ}$

$$22,4 : -285,8 = 200 : x \Rightarrow x = \frac{-200 \cdot 285,8}{22,4} = -2551,76 \text{ kJ}$$

* 1 mol di CH_4 produce $\Delta H = -890,8 \text{ kJ}$

$$22,4 : -890,8 = 700 : y \Rightarrow y = \frac{-890,8 \cdot 700}{22,4} = -27837,5 \text{ kJ}$$

$$\Rightarrow Q_s = -(x+y) = 30389,26 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3}$$

$$\Rightarrow Q_i = Q_s - n \cdot 2500 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}}$$

* 1 mol H_2 produce 1 mol H_2O

$$22,4 : 0,018 = 200 : x \Rightarrow x = \frac{200 \cdot 0,018}{22,4} = 0,16 \frac{\text{kg H}_2\text{O}}{\text{Nm}^3 \text{H}_2}$$

* 1 mol CH_4 produce 2 mol H_2O

$$22,4 : 0,036 = 700 : x \Rightarrow x = \frac{700 \cdot 0,036}{22,4} = 1,125 \frac{\text{kg H}_2\text{O}}{\text{Nm}^3 \text{CH}_4}$$

$$\Rightarrow n = 1,285 \frac{\text{kg H}_2\text{O}}{\text{Nm}^3}$$

$$\Rightarrow Q_i = 30389,26 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3} - 1,285 \frac{\text{kg H}_2\text{O}}{\text{Nm}^3} \cdot 2500 \frac{\text{kJ}}{\text{kg H}_2\text{O}} = 27176,76 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3}$$

7) Calcolare l'aria teorica A_f necessaria per la combustione di 5 m^3 di gas con composizione in volume

$$\text{H}_2 = 50\% ; \text{CO} = 40\% ; \text{CH}_4 = 3\% ; \text{CO}_2 = 4\% ; \text{N}_2 = 3\%$$

Solo H_2 , CO e CH_4 partecipano attivamente alla combustione

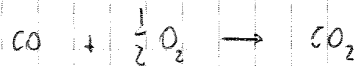
* In 5 m^3 di miscela avremo $2,5 \text{ m}^3$ di H_2



1 mol di H_2 reagisce con $0,5$ mol di O_2

$$22,4 : 11,2 = 2500 : x \Rightarrow x = \frac{2500 \cdot 11,2}{22,4} = 1250 \text{ l} = 1,25 \text{ m}^3$$

* In 5 m^3 di miscela avremo 2 m^3 di CO



1 mol di CO reagisce con $0,5$ mol di O_2

$$22,4 : 11,2 = 2000 : x \Rightarrow x = \frac{2000 \cdot 11,2}{22,4} = 1000 \text{ l} = 1 \text{ m}^3$$

* In 5 m^3 di miscela avremo $0,15 \text{ m}^3$



1 mol di CH_4 reagisce con 2 mol O_2

$$22,4 : 44,8 = 150 : x \Rightarrow x = \frac{150 \cdot 44,8}{22,4} = 300 \text{ l} = 0,3 \text{ m}^3$$

$$\Rightarrow \text{O}_{2, \text{tot}} = 2,55 \text{ m}^3$$

Ma l'ossigeno nell'aria non è puro, infatti l'aria è composta da $21\% \text{ O}_2$ e $79\% \text{ N}_2$ \Rightarrow ogni m^3 di O_2 ce ne sono $\frac{79}{21} = 3,8$ di N_2

$$\Rightarrow A_f = 2,55 \text{ m}^3 \text{ O}_2 + 3,8 \cdot 2,55 \text{ m}^3 \text{ N}_2 = 12,24 \text{ m}^3$$

8) Calcolare analitica di combustione e calcolare il volume dei gas nei fumi ottenuti bruciando 1 kg di combustibile con la seguente percentuale in peso

$$C = 83\% ; H = 5\% ; O = 6\% ; N = 2\% ; S = 1\% ; cen = 3\%$$

Gli unici componenti che partecipano attivamente alla combustione sono C e H

* In 1 kg di combustibile ci sono 0,83 kg di C



1 mol di C reagisce con 1 mol di O_2

$$1 \text{ mol} \cdot 0,012 \frac{\text{kg}}{\text{mol}} = 0,012 \text{ kg di C reagiscono con } 22,4 \text{ l} = 0,0224 \text{ m}^3 \text{ di } O_2$$

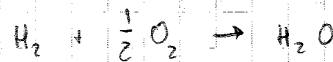
$$0,012 : 0,0224 = 0,83 : x \Rightarrow x = \frac{0,0224 \cdot 0,83}{0,012} = 1,55 \text{ m}^3$$

Inoltre 1 mol di C produce 1 mol di CO_2

$$0,012 \text{ kg di C producono } 22,4 \text{ l} = 0,0224 \text{ m}^3 \text{ di } CO_2$$

$$\Rightarrow V_{CO_2} = 1,55 \text{ m}^3$$

* In 1 kg di combustibile ci sono 0,05 kg di H_2



1 mol di H_2 reagisce con 0,5 mol di O_2

$$1 \text{ mol} \cdot 0,002 \frac{\text{kg}}{\text{mol}} = 0,002 \text{ kg di } H_2 \text{ reagiscono con } 11,2 \text{ l} = 0,0112 \text{ m}^3 \text{ di } O_2$$

$$0,002 : 0,0112 = 0,05 : x \Rightarrow x = \frac{0,0112 \cdot 0,05}{0,002} = 0,28 \text{ m}^3$$

Inoltre 1 mol di H_2 produce 1 mol di H_2O

$$0,002 \text{ kg di } H_2 \text{ producono } 22,4 \text{ l} = 0,0224 \text{ m}^3 \text{ di } H_2O$$

$$0,002 : 0,0224 = 0,05 : x \Rightarrow V_{H_2O} = \frac{0,0224 \cdot 0,05}{0,002} = 0,56 \text{ m}^3$$

N.B. Per il calcolo dell' A_1 devo considerare anche S nel combustibile (che consuma O_2 secondo $S + O_2 \rightarrow SO_2$) e O nel combustibile (il quale garantisce un apporto gratuito di O_2 che va sottrarsi a quello che deve fornire l' A_1)