



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 608

DATA: 0409/2013

A P P U N T I

STUDENTE: Arlotta

MATERIA: Scienza e Tecnologia dei Materiali + Eserc.

Prof. Vernè

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.**

COME CLASSIFICO I MATERIALI?

I materiali possono essere classificati secondo:

- proprietà
- tipo di legame
- struttura
- applicazione

Le classi di materiali ingegneristici sono legate alla loro natura chimica:

- metalli
- ceramici
- vetri e vetroceramici si somigliano come struttura
- polimeri
- compositi alcuni due delle precedenti classi
→ metallo con una seconda fase dispersa (discontinua)

I materiali puri sono ingegneristici. Non è detto che siano costituiti da un solo elemento e possono contenere non metalli:

- Ferro puro 1 elemento
- leghe metalliche Ag, Cu, Al, Ti
due metalli che costituiscono una fase
- C, N, O → Acciaio = lega ferro-carbono
è una fase sola con piccole percentuali di non metallo

Si dividono in:

- metalli e leghe non ferrose (Fe piccola %) Ti, Al
- metalli e leghe ferrose (elemento principale Fe)
→ acciai
→ ghise

Possono essere fatti da un solo elemento, come è C in cristallo (100% C).

Possono essere:

- cristallini
- non cristallini

I cristallini sono i ceramici propriamente detti, forma ordinata. Se si presentano in forma non ordinata vengono classificati come VETRI. Se sono un po' amorfi e un po' cristallini sono vetroceramici.

Le proprietà sono:

- fragilità (è un materiale che non si deforma prima di rompersi, non vuol dire che si rompe con facilità. È la caratteristica principale di ceramica, le diamante è fragile);
- molto rigidi (più di metalli ingegneristici);
- elevata durezza;
- scarsa conducibilità termica ed elettrica;
- resistenti alle alte temperature (sono refrattari);
- inerti (l'inertezza chimica nei confronti degli agenti chimici: anche molto aggressivi; come gli acidi);
- struttura cristallina;
- $\rho = 3-5 \text{ g/cm}^3$ (meno variabile dei metalli).

I **VETRI** sono dei composti chimici (ceramici). Sono basati su ossidi, miscele di ossidi, fondendo e producendo un liquido che poi si raffredda.

Sono fragili, rigidi, con elevata durezza. Hanno scarsa conducibilità termica ed elettrica; sono lavorabili solo a caldo, hanno una struttura amorfa e hanno densità simile tra i tipi di vetro ($\sim 2,5 \text{ g/cm}^3$)

Si classificano anche secondo la seconda fase:

→ rinforzati con fibre,

→ rinforzati con particelle.

La seconda fase può essere dello stesso materiale della matrice.

Possono aumentare la durezza dei materiali metallici (rinforzi ceramici), migliorare le caratteristiche meccaniche dei polimeri (rinforzi con fibre di vetro, carbonio), ridurre il peso dei compositi (rinforzi polimerici).

TIPO DI LEGAME

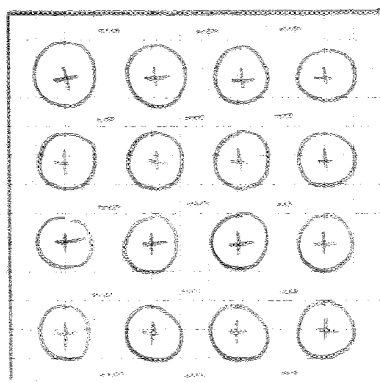
Caratteristiche delle caratteristiche molto precise.

I solidi metallici sono tenuti da LEGAME METALLICO, un legame non direzionale.

I solidi ionici sono legati da LEGAMI IONICI: anche questo non è direzionale ma le entità sono un catione e un anione (elettrostatico).

I solidi covalenti sono tenuti da LEGAME COVALENTE, che è direzionale e avviene per condivisione di elettroni in orbitali p o per sovrapposizione orbitale.

I solidi molecolari hanno come entità molecole e non atomi e ciascuna molecola è tenuta insieme da legami come il covalente ed è tenuta alle altre molecole da legami deboli e direzionali come il legame idrogeno o le forze di Van der Waals.



SOLIDO METALLICO

Gli atomi che si avvicinano offrono gli e⁻ al pool esterno che muovono.

Tutti gli e⁻ di valenza sono disponibili per formare legami.

Un solido metallico è un gruppo di atomi in un mare di cationi.

Gallio e Germanio fondono a bassa temperatura, il Tungsteno fonde a temperature elevatissime.

Sono pochi perché ci sono gli elettroni delocalizzati (appartenenti a diversi livelli energetici). Questi elettroni interagiscono con la luce visibile (pulsass 1).

Gli elettroni possono essere mossi in un campo di un potenziale basso e questo determina la conducibilità elettrica.

La plasticità è data dalla possibilità di far scorrere reciprocamente i piani cristallini, deformando, grazie ad una forza esterna. È dovuta anche al fatto che il legame non è direzionale e le catene sono tutte uguali.

PROPRIETÀ DEI SOLIDI IONICI

Si possono formare solo tra atomi elettronegativi ed elettropositivi. Se ne prende un numero di Avogadro, si garantisce l'elettroneutralità. Questo dà delle regole per l'impacchettamento atomico.

La stabilità è data dall'attrazione elettrostatica; se da un colpo dall'esterno, rompe il legame.

Il legame è influenzato da $\frac{r_c}{r_a}$ e in particolare influenza l'impacchettamento.

È stabile se tutti gli anioni sono a contatto con il catione (e anche se gli anioni sono a contatto tra di loro).

Il numero di coordinazione è il numero di anioni che posso mettere intorno ad un catione per avere una configurazione stabile.

Posso prevedere la struttura del numero di coordinazione, in funzione di $\frac{r_c}{r_a}$. Le configurazioni più comuni hanno:

- 4 tetraedrica
- 6 ottaedrica
- 8 cubica

I punti di fusione sono elevate e le densità non sono elevate per la direzionalità che impedisce l'impaccamento.

Gli elettroni non si muovono quindi è bassa la conducibilità elettrica.

La durezza è elevata e plasticamente indeformabili.

Sono trasparenti e non dotati di colore proprio. L'energia delle radiazioni incidenti non interagisce con gli elettroni di legame: attraversa e non perde energia.

Rubiini, zaffiri sono trasparenti ma colorati: il colore è dovuto a difetti, alla presenza di ioni metallici (1 parte su 10⁶) e alcune parti del visibile interagiscono.

PROPRIETÀ dei SOLIDI MOLECOLARI

Ciascuna molecola ha legami primari e le molecole sono legate fra loro anche ad un cristallo con legami deboli.

Dal punto di vista meccanico, non sono eccellenti.

Dal punto di vista elettrico e ottico non si può generalizzare perché dipende dai legami intramolecolari.

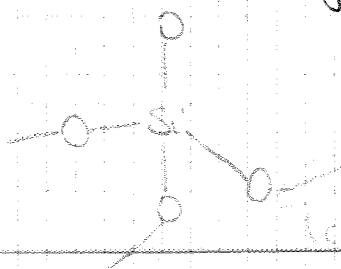
STRUTTURA dei MATERIALI

La struttura dà informazioni sulle proprietà. I difetti permettono delle lavorazioni.

Si dividono in ordinati e disordinati.

AMORFI c'è una disposizione casuale degli atomi come nei vetri e nei polimeri.

La maggior parte delle proprietà sono isotrope.



SiO₂

L'ossigeno è bivalente, $10 + 2$

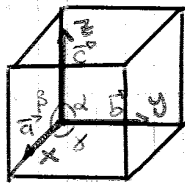
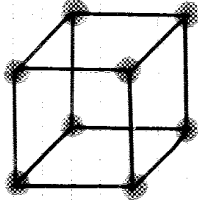
instaura legami con altri Si

SiO₄⁴⁻

formato unitamente per il legame

Le posizioni planetarie che occupate in un cristallo dipendono da un legame chimico, producendo un reticolo tridimensionale. Le distanze derivano da una condizione di equilibrio.

Una **cella primitiva** è un solido con atomi solo ai vertici. Una struttura è un insieme di celle primitive.



Ogni punto che si trova intersecando i piani si chiama **NODO RETICOLARE**. Posso usare un vettore come origine del sistema di riferimento a, b, c.

a, b, c sono parametri di cella
 α, β, γ sono gli angoli tra i piani che si intersecano.

a, b, c sono dell'ordine della frazione di un.

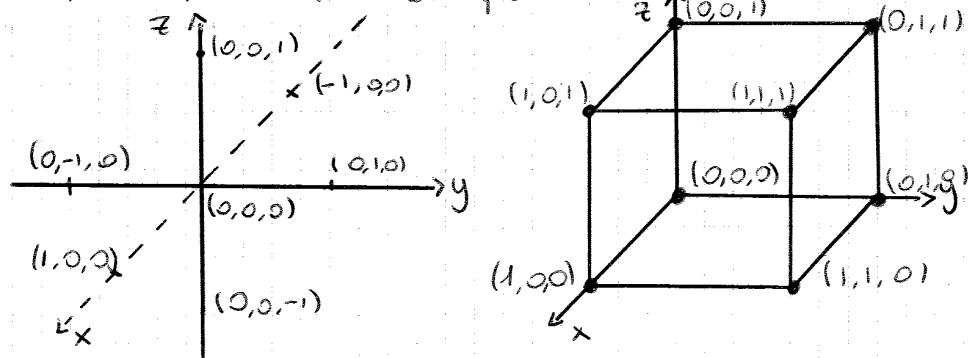
a, b, c e α, β, γ sono **COSTANTI RETICOLARI** e presto basta per descrivere la cella primitiva.

a, b, c variano con la temperatura: se aumenta, gli atomi vibrano, oscillano e queste vibrazioni sono accompagnate da un aumento delle distanze di legame. La dilatazione termica avviene per l'aumento delle distanze interatomiche.

$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	CUBICA
$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	TETRAGONALE
$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	ORTOROMBICA
$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	ROMBEDRICA
$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	ESAGONALE
$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma$	MONOCLINA
$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma$	TRICLINA

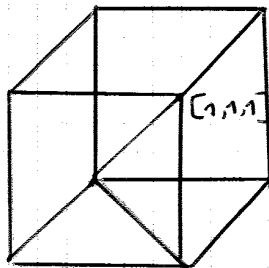
I siti interstiziali sono vuoti presenti nella struttura cristallina e possono essere riempiti da ioni e particelle.
 Ci sono delle determinate direzioni di cui rimangono piani di atomi. Servono per tecniche di descrizione della struttura cristallina.

Fisso il sistema di riferimento su un nodolo reticolare. Le posizioni vengono determinate da distanze unitarie (coordinate di reticolo) e dicono dove posso trovare un atomo e dove no.



L'atomo all'origine si trova in coordinate $(0, 0, 0)$, se si muove sull'asse x ha $(1, 0, 0)$. Ogni atomo ha 3 coordinate. Invidio quindi i piani di atomi con le stesse costanti reticolari. A seconda della distanza tra atomi, trovo piani più o meno densi. Ciascun piano si differenzia per densità e direzione.

Una direzione cristallografica può essere individuata da una linea parallela dal piano e passante per l'origine.



Sono detti indici di Miller e sono indicati con u, v e w .

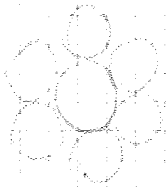
Sono le stesse dell'atomo tra parentesi quadre.

Questo atomo ha coordinate $(1, 0, 0)$ ma tutti gli atomi in questa direzione sono caratterizzati dalla stessa distanza. Si standardizza con $[]$, indica la direzione.

Anche in questo caso si individuano famiglie di piani equivalenti, tra negativi e positivi. La famiglia di piani si indica tra $\{ \}$, ad esempio $\{100\}$

Il numero di coordinazione è il numero di atomi più vicini che un atomo ha vicino in reticolo. Vale non solo per il solido ionico.

Supponiamo di fare uno strato compatto di sfere, con numero di coordinazione 12. Ogni sfera è a contatto con altre 6. Due non c'è contatto c'è un interstizio. Sono tutti interstizi equivalenti fra loro. Mi interessano perché voglio mettere un altro piano uguale e andare a "incastrarsi" su un interstizio. Devo mettere ogni sfera in interstizi dello stesso tipo, ad esempio B. Ho già due piani. Quindi gli interstizi non saranno più equivalenti.



→ ho il tipo di prima (C)

→ e poi quelli del piano B (che sono atomi di piano A)

Posso ora riempire gli interstizi C o quelli di tipo A e ottengo due diversi impaccamenti:

→ C: cfc

→ A: cc

La compattazione atomica mi dice la percentuale di spazio occupato da atomi; è equivalente a:

$$FCA = \frac{\text{volume degli atomi in cella}}{\text{volume cella elementare}}$$

Nella ccc, gli atomi sono a contatto lungo la diagonale della cella: $a = 4r/\sqrt{3}$

$$FCA = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{\left(\frac{4r}{\sqrt{3}}\right)^3} = 68\%$$

POLIMORFISMO

Quando scaldo un solido, posso avere una transizione bifase, prima di diventare liquido:

- per i composti è detta polimorfismo;
- per gli elementi è detta allotropia.

Il reticolo cambia!

Posso avere questo fenomeno per solubilizzazione al suo interno altri elementi per formare leghe (allotropismo del Fe).

Racca la variazione delle proprietà dei materiali, dato che sono fortemente influenzate dalla temperatura.

Nei solidi ionici ci sono due vacanze:

- anioniche;
- cationiche.

Ci sono i difetti di Schottky (una vacanza anionica vicino una cationica) e di Frenkel (una vacanza cationica con un autointerstiziale cationico).

Le vacanze consentono i processi di diffusione. Anche gli interstizi li consentono. Essendo parti vuoti consentono il movimento di atomo e permettono la diffusione allo stato solido.

Sono dovute a impurezze di tipo chimico (si cerca di compensare la carica per l'elettroneutralità), composti non stechiometrici. I processi di solidificazione avvengono troppo rapidamente da non permettere la perfetta disposizione. Un'altra causa può essere la vibrazione atomica, sempre presenti a temperatura leggermente superiore a quella ambiente.

Nei difetti sostituzionali, l'atomo è più grande degli atomi di reticolo adiacenti occuperebbe un interstizio.

Un difetto di Frenkel resta nel complesso stabile ma l'auto-interstiziale cationico non è così stabile per la presenza di una doppia carica.

Le proprietà di questi difetti sono:

- le caratteristiche conduttive dei semiconduttori sono date da difetti sostituzionali;
- le caratteristiche meccaniche sono date da difetti sostituzionali o interstiziali;
- la sostituzione è favorevole per le soluzioni solide (leghe metalliche).

Qualunque sia la direzione lungo cui il bordo avanza, c'è l'affiorazione di un gradino alla superficie del cristallo. Aviere un piano atomico dopo l'altro, rompendo un numero di legami per volta invece che tutti assieme (grande uso di energia).

Ci sono piani di scorrimento PREFERENZIALI. È un modo favorito dove traso la maggiore distanza atomica. Se non ce ne, lo scorrimento procede sui piani favoriti cristallograficamente (a 45° rispetto al carico).

Se la dislocazione si muove in un piano senza altri difetti, applico un carico e si muove. Se traso dei difetti puntuali, traso un ostacolo e ne costo di uno sforzo maggiore. Se ho dei difetti di punto, è più difficile modificare plasticamente il materiale: le leghe (un difetto di punto voluto) si deformano meno facilmente del metallo puro.

Se le deformazioni si incontrano, diventa sempre più difficile deformarlo, richiede più energia. Questo fenomeno va sotto il nome di "incrudimento".

DIFETTI di SUPERFICIE

La superficie è un difetto perché i suoi atomi sono più reattivi dato il numero di coordinazione inferiore. Un agente esterno può occupare posti atomici in processi come la corrosione e l'ossidazione.

I bordi di grano sono difetti superficiali interni che si trovano nei materiali policristallini. Hanno la stessa struttura geometrica di una superficie lungo cui manca la continuità della struttura cristallina.

Fatta eccezione per i reticoli cubici, in un monocristallo si aspetta anisotropia. Nei poli cristalli, ogni grano è un monocristallo a sé ma le une rispetto alle altre sono orientate in modo casuale e ha proprietà isotrope.

Se voglio vedere dentro la struttura, devo usare la diffrazione a raggi X, ottenendo informazioni sulla struttura cristallina, le distanze tra i piani e i parametri reticolari, distinguere le fasi cristalline, la dimensione dei grani nei policristallini, tutto ciò che causa modifiche dei parametri di legame, se sta avendo transizioni di fase

Uso una radiazione con $\lambda = 0,5 - 2,5 \text{ \AA}$. Bombardo la materia con elettroni per farli emettere raggi X, causando un salto nel guscio dell'atomo e avvengono delle transizioni elettroniche: un elettrone più esterno colma il vuoto e così via, fino a tornare ad uno stato fondamentale.

Ogni transizione è accompagnata da emissione di energia nello spettro dei raggi X, con energia caratteristica.

$n\lambda$ è noto, è deciso a priori; d è da trovare, θ è l'angolo di incidenza per cui avviene interferenza costruttiva.

La distanza tra i piani è correlata ai parametri reticolari e gli indici di Miller per una famiglia di piani

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad \text{per una simmetria cubica}$$

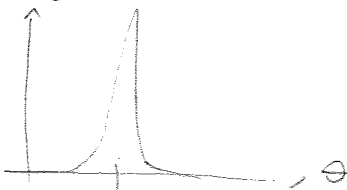
$$\text{e quindi: } \sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4a^2} (h^2 + k^2 + l^2)$$

COME SI FA?

Prendo un materiale in forma di polvere: avendo una distribuzione casuale sono sicuro di avere tutti i piani cristallografici che possono dare diffrazione.

Su questa polvere faccio incidere un fascio di raggi con un certo intervallo di angoli θ (noto e deciso a priori). Devo avere un fascio monocromatico. Se avviene interferenza costruttiva, ci sarà diffrazione che si espande come un raggio di ritorno.

Oppure uno spettro caratterizzato dall'intensità dei raggi \times diffratti: se c'è interferenza costruttiva.



Ho λ e θ , posso ricavare d , e quindi a, h, k, l

$$d = \frac{n\lambda}{2\sin\theta}$$

Posso fare una diffrazione in temperatura e vedere se c'è una trasformazione di fase; posso vedere se si verificano reazioni sulla superficie.

Se da energia scaldando, l'energia vibrazionale arriva anche dal riscaldamento. È il motivo per cui si fa in temperatura.

La diffusione può essere:

- di vacanza
- interstiziale

La diffusione di VACANZA è tipico di:

- o interdizione;
- o autodiffusione (nello stesso reticolo si scapano le vacanze).

Prevede il movimento di un atomo verso una vacanza lasciando una vacanza: c'è un flusso di vacanza nel senso inverso.

Con la temperatura, aumenta il numero di vacanze.

Le vacanze sono difetti di equilibrio: ad ogni temperatura per ogni materiale c'è una certa densità di vacanze. C'è una temperatura che ha densità di vacanze che rende minima l'energia del reticolo.

Le vacanze si misurano

$$N_v = N \exp(-Q_v / kT)$$

$\left\{ \begin{array}{l} Q_v \text{ energia per creare una vacanza} \\ K \text{ costante di Boltzmann} \\ T \text{ temperatura assoluta} \\ N \text{ costante} \end{array} \right.$

La creazione di difetti genera entropia e ci sono condizioni per cui fino ad una certa concentrazione di difetti, si produce diminuzione del disordine.

ricordio

Si parla di DIFFUSIONE STAZIONARIA se J è COSTANTE.

La prima legge di Fick esprime:

$$J = -D \frac{dc}{dx} \quad \text{I}^\circ \text{ LEGGE}$$

dove D è il coefficiente di diffusione.

Il pendente di concentrazione traina la diffusione da concentrazione maggiore a dove ce n'è meno (motivo del segno $-$).

Di solito la diffusione è NON STAZIONARIA, J varia nel tempo. C'è un diverso profilo di diffusione e questo varia nel tempo.

Si descrive con la seconda legge di Fick:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

Se so ~~che~~ nel tempo il profilo di concentrazione di un elemento che infonde, posso modificare il trattamento termico affinché sia più efficiente.

Il coefficiente di diffusione ha una legge di tipo Arrhenius

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right)$$

dove $\left\{ \begin{array}{l} R \text{ costante dei gas} \\ D_0 \text{ coefficiente indipendente dalla } T \text{ (m}^2/\text{s)} \\ Q_d \text{ energia di attivazione} \end{array} \right.$

Ripetendo D in funzione di $1/T$ (in K^{-1}), si notano andamenti lineari in scala logaritmica: l'intercetta è $\log D_0$ e la pendenza è $-\frac{Q_d}{R}$

A parità di temperatura, sono favorevoli le diffusioni in reticoli meno compatti

PROPRIETA' MECCANICHE

Materiali appartenenti a classi diverse hanno proprietà diverse ed è dovuto alle loro strutture.

Quando applico una forza ad un solido, questo solido si deforma.

Possiamo identificare lo sforzo, come:

$$\sigma = \frac{F}{A}$$

ove F è la forza applicata
 A area su cui F agisce

Ci sono diversi tipi di sollecitazione statica:

- a TRAZIONE (direzione sforzo \perp superficie)
- a COMPRESSIONE (direzione sforzo \perp superficie, verso opposto)
- a TAGLIO (direzione sforzo \parallel superficie)

L'unità di misura di σ è $[Pa]$ (N/m^2), più spesso i MPa per
 come $[MPa] = 10^6 [Pa]$

Esiste una relazione tra lo sforzo e la deformazione subita:

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

ove l_0 è la lunghezza iniziale

l è la dimensione dopo la sollecitazione

Possò definire $\Delta l = l - l_0$ e quindi:

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

È è adimensionato, e' un rapporto tra lunghezze.

Questo vale in tensione e compressione.

Se applico uno sforzo di taglio, la deformazione γ è data da

$$\gamma = \tan \theta$$

Stiamo lavorando in un range di sollecitazioni per cui il primo torna ad essere come all'inizio.

Il modulo elastico diminuisce al crescere della temperatura
 $E \downarrow \quad T \uparrow$

per la maggior parte dei materiali.

Diminuisce perché diminuisce la forza con cui i legami sono tenuti insieme.

Il coefficiente di Poisson tiene conto del fatto che deformando in una direzione, il materiale si sta deformando anche nelle direzioni ortogonali a quella del carico:

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\nu \varepsilon_1 = -\frac{\nu \sigma_1}{E}$$

ν lega le direzioni ortogonali a quella di applicazione a quella deformazioni.

$$\nu = -\frac{E_{lat}}{E_{com}}$$

Se non ci sono variazioni di volume, $\nu = 0,5$.

I ceramici hanno ν bassi; i metalli hanno $\nu = 0,35$

Conoscendo ν , posso ricavare le altre costanti elastiche

$$G = 0,4 E \quad KN \bar{E}$$

$$E = 2G(1 + \nu)$$

$$E = 3K(1 - 2\nu)$$

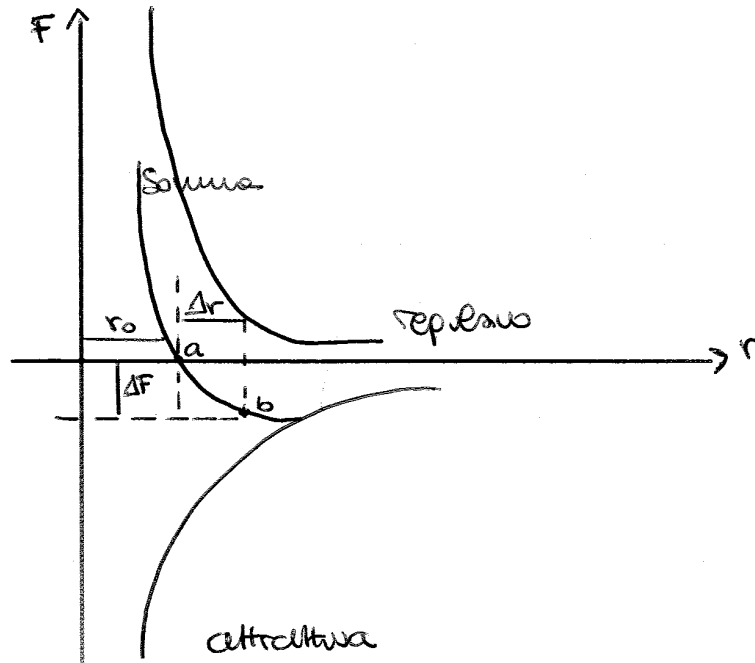
$$1/E = \frac{1}{3K} + \frac{1}{3G}$$

Le curve σ - ε danno informazioni calcolando l'area sottesa. Deformando, formiamo energia.

Se siamo in zona elastica, tagliando il carico il provino torna allo stato iniziale. La deformazione inversa segue fedelmente la curva di prima.

L'energia immagazzinata in deformazione elastica viene resa. È completamente reversibile.

Al primo caso appartengono i vetri e i ceramici,
alla seconda i metalli.



MISURA SPERIMENTALE di E (distorsivo)

Si fa una prova di trazione a velocità bassa e costante.

Si registra la deformazione fino a rottura.

Non si fa sui fragili ma su materiali che hanno anche una zona plastica di deformazione.

MISURA di E (non distorsivo)

Si misura la frequenza di propagazione delle onde (sonore o ultrasonore). A seconda del tipo di legame ed eventuale presenza di difetti, si ricava la costante elastica.

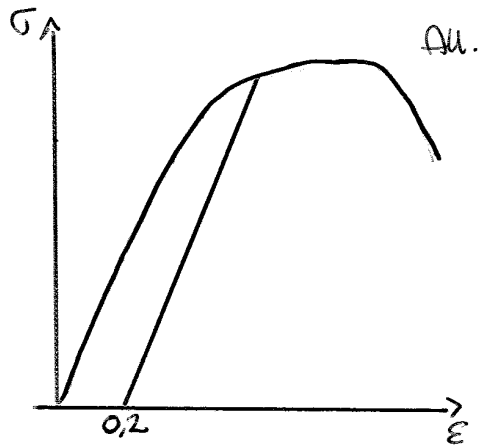
Si produce un suono applicando il materiale (di un suono anche il mantello in base al materiale). L'impulso deve essere istantaneo. È facilmente riproducibile ed abbastanza preciso.

$$E = \frac{\Gamma v^2 L^4 \rho}{t} \cdot 0,9465$$

dove Γ costante che dipende dalla forma
 v frequenza del onda sonora

Per alcuni materiali è facile individuare il carico di snervamento.

È il carico che corrisponde ad una deformazione permanente dello 0,2%.

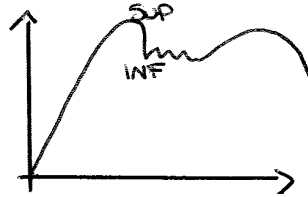


Il carico di snervamento dipende dalla natura chimica del materiale e dalla struttura cristallografica.

È possibile osservare un carico massimo, ovvero il massimo della curva di trazione. Se si continua la prova si arriva al

carico di rottura.

Si distinguono un carico di snervamento superiore e inferiore. La deformazione permanente interessa zone diverse del prisma in modo progressivo.



In un monocristallo metallico, la deformazione è permanente:

il movimento delle dislocazioni avviene progressivamente per successiva rottura e rimozione dei legami, un flare per volta. La deformazione si propaga lungo un determinato piano di scorrimento sotto l'azione di uno sforzo di taglio.

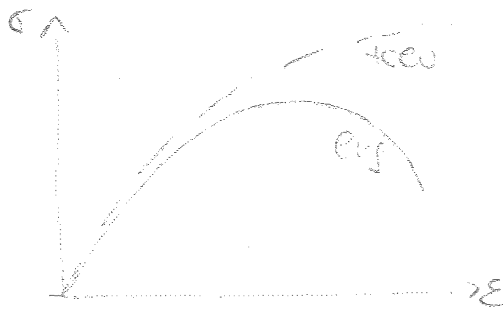
Nel caso di un materiale policristallino, applicando una forza F , si genera uno sforzo τ :

$$\tau = \frac{F}{A} \sin\theta \cos\theta = \sigma \sin\theta \cos\theta$$

che quindi risulta massimo per $\theta = 45^\circ$.

θ è l'orientazione dei primi piani sottoposti a F rispetto alla direzione di applicazione dello sforzo.

La sezione S cui avviene la prova, man mano diminuisce. Soprattutto lo snervamento, la sezione cambia a strazione, la sezione è notevolmente diminuita. Si arriva ad un punto in cui è talmente piccola che cede e rompe il provino. La strazione avviene a metà del provino.



La curva irregolarizzata ci dice per capire cosa succede prima dello snervamento.

Confrontando vari materiali per il loro utilizzo, bisogna confrontare il tratto elastico della deformazione. Per fragili, il σ_s coincide quasi con il σ_r .

Nei materiali polimeri lo slittamento è lo srotolamento delle catene polimeriche. Quando lo sollecito meccanicamente il tratto elastico è breve; lo scommendo (deformazione plastica) non è di dislocazione ma di srotolamento, rompendo i legami deboli e raggiungono una posizione irreversibile.

Nei fragili non c'è componente plastica perché si unisce ai legami primari che impediscono lo slittamento dei piani in tutte le direzioni. La fragilità è data dall'assenza di plasticità. Esclusi gli elementi puri, l'energia da usare per rompere un materiale fragile in teoria è più alta di quella che poi realmente serve. (Qui "interna" si intende che ci si basa sulla forza di legame).

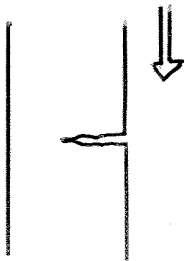
I valori sono anche molto diversi. In presenza di difetti, le componenti della forza applicata si intensificano. È difficile evitare difetti nei ceramici e prevederne la presenza. Questo da la varietà di valori di energia.

L'affinamento del grano cristallino è un altro rafforzamento: il bordo di grano è un ostacolo al movimento delle dislocazioni. Se i grani sono più fini, il materiale è più resistente.

La prova di compressione è preferita per i materiali che è trascurabile la deformazione elastica poiché si produrrebbe una distribuzione non controllabile. Si usa per i ceramici. Si ottengono valori meno dispersi che dei metalli.

La fragilità dei ceramici è data da:

- porosità;
- microcricche superficiali;
- dislocazioni;
- vacanze;
- inclusioni.



La compressione non amplifica la cricca; infatti: il ceramico è più resistente a compressione.

Nei ceramici non c'è scorrimento dei piani: ci sarebbero facce una di fronte all'altra con lo sfasamento e si romperebbe.

I ceramici vengono testati a flessione. Consente di non sovrastimare i valori del carico.

Il comportamento viscoelastico è tipico dei polimeri e dei vetri in determinati intervalli di temperatura.

Se è completamente amorfo, si distingue la proprietà in base alla T_g (temperatura di transizione vetrosa). Al di sotto di T_g si comporta come un materiale fragile. T_g può essere facilmente 0/600/800 per i vetri. Con $T < T_g$, è impedito il movimento molecolare.

Per $T > T_g$ c'è scorrimento viscoso, i polimeri hanno un aspetto gommoso e hanno comportamento viscoso. Superando T_g , il polimero sarà più liscio.

Sia la molla che lo smorzatore sono sottoposti a σ

$$\sigma = \sigma_0 = \sigma_e = \sigma_v$$

la deformazione è additiva:

$$\begin{aligned} \delta_{tot} &= \delta_e + \delta_v = \frac{\sigma_0}{G} + \left(\frac{\sigma_0}{\eta}\right) \cdot t \\ &= \delta_v \left(\frac{1}{G} + \frac{t}{\eta}\right) \end{aligned}$$

dove δ è dalla legge di Hooke e δ dalla legge di Newton.

C'è un altro modello. Deformando un materiale con comportamento viscoelastico la componente elastica non è istantanea. Nel modello di Kelvin-Voigt gli elementi sono in parallelo e si influenzano a vicenda.

La deformazione è uguale ma avviene con ritardo dovuto allo smorzatore:

$$\delta_{tot} = \delta_e = \delta_v$$

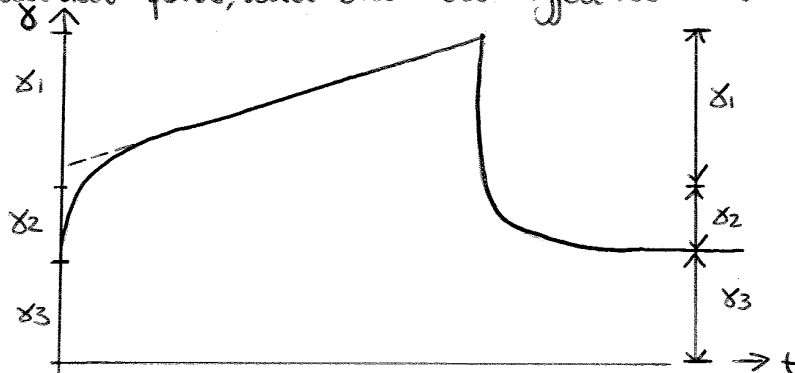
lo sforzo è additivo

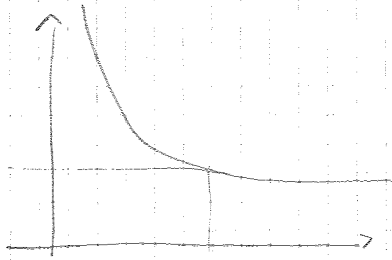
$$\begin{aligned} \sigma_{tot} &= \sigma_e + \sigma_v \\ &= G\delta + \eta \frac{d\delta}{dt} \end{aligned}$$

Il modello più fedele è un mixto tra pello di Maxwell e quello di Kelvin-Voigt

$$\begin{aligned} \delta_{tot} &= \delta_1 + \delta_2 + \delta_3 = \\ &= \frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{G_2} \left(1 - e^{-\frac{G_2}{\eta_2} t}\right) + \frac{\sigma_0}{\eta_3} t \end{aligned}$$

La deformazione è data dalla somma di una deformazione elastica pura, una elastica differita e una viscosa.





Si individua una tensione limite al di sotto del quale il numero di cicli sopportabili è illimitato.

Questa curva è ideale e per alcuni materiali non è così simile a questa.

A seconda della destinazione d'uso posso sapere quanto e per quanto posso sollecitare il materiale in modo ciclico.

Il limite di fatica è inferiore al carico di rottura applicando una trazione. Per individuare questo limite devo fare una prova a fatica vera e propria.

La durezza è legata alle proprietà di superficie. Si valuta sollecitando l'equivalente dell'asta di una punta generando un'indentazione. Caricando deformato elasticamente e anche in modo plastico. Se c'è una deformazione plastica, rimanendo resterà il segno.

La misura si basa sulla valutazione dell'impronta

$\left\{ \begin{array}{l} H_{re} \text{ è duro lascia impronta piccola;} \\ H_{rf} \text{ è fragile lascia un'impronta notevole.} \end{array} \right.$

La scala più famosa è quella che si basa su chi scalpisce chi (MOSS):

il primo è il diamante (che scalpisce solo se stesso) e l'ultimo è il talco.

Ma è qualitativa. Usando test standardizzati, ho tre modalità con diverse punte e sollecitazioni.

① **BRINELL**: per generare un'impronta uso una sfera che lascia una calotta emisferica di cui misuro il diametro. È di carbonio di Tungsteno. È usata per i metalli.

② **VICKERS**: usa una piramide di diamante a base quadrata.

Applico un carico (da kg a 10^2 kg). Se sono un'industria il carico è minore di 1 kg. Produce un'impronta

PROPRIETA' TERMICHE

La ~~capacità termica~~ ci aiuta a definire come un materia-
le vede cambiare il suo contenuto energetico all'aumento della
temperatura.

Ci sono materiali dove il moto degli elettroni è influenzato
dalla temperatura.

Si definisce come:

$$C = \frac{dq}{m dT}$$

dove dq è la quantità di calore fornita;

dT è la variazione di temperatura.

Se dT è di 1 grado, C viene detta calore specifico.

Si misura in:

$$\text{cal} \quad 1 \text{ cal} = 4,186 \text{ J}$$

Una caloria è il calore da fornire a 1g d'acqua per
farlo passare da 14,5° a 15,5°.

Si parla di calore atomico o molecolare se mi
riferisco ad una mole invece che ad una quantità di
massa.

Si vede dalla temperatura:

- a basse T tende a diminuire;
- aumenta all'aumentare di T ;
- tende asintoticamente alla T di Debye.

Nel caso dei cristalli, il calore atomico dei composti si
ottiene come somma dei calori atomici degli
per i coefficienti stechiometrici.

Dai calori atomici reali si vede che questa regola è quasi
perfetta.

Il ceramico conduce meno bene del metallo. Non ci sono gli elettroni di valenza liberi, il contributo prevalente è quello delle vibrazioni che è meno efficiente.

I vetri hanno κ inferiore alla maggior parte dei ceramici per il disordine atomico; il trasporto del calore è ostacolato.

Il diamante è un'eccezione, conduce bene: ha una struttura molto ordinata quindi le vibrazioni fononiche sono molto efficienti.

I polimerici hanno κ bassa, non ci sono elettroni di valenza liberi di muoversi.

La ~~dilatazione termica~~ rende conto del fatto che i solidi:

$\left\{ \begin{array}{l} \text{scaldati: si dilatano;} \\ \text{raffreddati: si contraggono.} \end{array} \right.$

È dovuta al fatto che scaldando:

- aumentano le vibrazioni; (in ampiezza)
- aumenta la distanza media tra gli atomi.

È inversamente proporzionale alla forza di legame.

C'è un coefficiente di dilatazione termica lineare (perché misurato in una sola direzione):

$$\frac{l - l_0}{l_0} = \alpha (T - T_0)$$

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \alpha \Delta T$$

$$[\alpha] = \text{K}^{-1}$$

Si moltiplicano per 10^6 perché α è solitamente piccolo.

I solidi con legami covalenti si dilatano poco (i ceramici).

I molecolari si dilatano in modo molto più evidente (i polimerici) per via dei legami deboli.

ΔT è costante e nulla se nel campione analizzato non si verificano cambiamenti che portino ad assorbimento o emissione di calore.

È molto sensibile per le temperature elevate.

L'elettrone intorno al nucleo è un dipolo, ha un momento di dipolo magnetico:

$$\mu_B = \frac{eh}{4\pi m}$$

dove $e =$

$h =$

$m =$

Quando non sono spaiati, i due momenti si elidono a vicenda. Solo gli elettroni spaiati hanno il magnetone di Bohr come quelli a livello 3d di Fe, Co e Ni. e infatti hanno caratteristiche magnetiche.

TIPICI DI MAGNETISMO

o DIAMAGNETISMO

Applicando il campo magnetico esterno, questo stabilizza l'orbitale esterno degli elettroni che si oppongono al campo applicato.

C'è un effetto magnetico negativo con $\chi_m < 0$ e molto piccola.

È, in tutti i materiali, particolarmente trascurabile.

È reversibile.

o PARAMAGNETISMO

La χ_m è ancora piccola ma positiva e si manifesta immergendo in un campo magnetico.

È reversibile.

L'orientamento è parallelo alla direzione del campo.

Esistono degli elementi, per essere associato ad una risposta debole, dove questo effetto è particolarmente evidente.

o FERRO MAGNETISMO

È la più evidente. Tipico di elementi come Fe, Ni e Co che hanno e spaiati in 3d.

Nel caso dei ferromagnetici, l'effetto rimane anche togliendo il campo magnetico.

MAGNETIZZAZIONE

I ferromagnetici si magnetizzano per campo esterno e mantengono il campo resta ancora magnetico.

Durante il percorso di isteresi, il materiale perde energia. Facendo più volte il ciclo, l'area del ciclo è proporzionale all'energia persa. Tra poco sposteremo.

Si producono correnti parassite.

Un materiale magnetico può quindi generare calore: i materiali con questa caratteristica si usano nel trattamento in ipertermia del tumore. I tessuti tumorali non dissipano bene il calore: la massa cresce in modo disorganizzato e altamente vascolarizzato.

I capillari intrappolati sono meno regolari, il flusso sanguigno è il principale modo per dissipare calore. L'ipertermia, in certe limitate, è fisiologica.

Se scaldato a 40° - 42° , la massa tumorale soccombe, le cellule resistono meno bene e se ne può pilotare una morte selettiva.

Non è usata tantissimo: richiede un intervento abbastanza invasivo.

Alcuni di questi ferromagnetici sono stati studiati come sostitutivi ossei.

I magneti duri possono essere leghe di Fe-Si o vetri metallici, ovvero possono ottenere metalli raffreddati in fretta e con struttura amorfa.

I magneti duri hanno elevata forza di coesione e sono leghe come:

→ Al-Ni-Co

→ terre rare

→ Nd-Fe-B

→ Fe-Cr-Co

PROPRIETA' ELETTRICHE

La conduzione elettrica avviene per un moto di cariche (elettroni). La maggior parte degli ioni a conduzione allo stato fuso e non solido.

La legge di Ohm relazione potenziale applicato e corrente:

$$V = iR$$

Ci sono grandezze che sono proprietà intrinseche dei materiali come

ρ resistività

σ conducibilità elettrica

con cui distinguemo conduttori, semiconduttori e isolanti

$$\sigma = 10^7 \Omega^{-1} \text{m}^{-1} \quad \text{Conduttori}$$

$$\sigma = 10^6 - 10^4 \Omega^{-1} \text{m}^{-1} \quad \text{Semiconduttori}$$

$$\sigma = 10^{-10} \Omega^{-1} \text{m}^{-1} \quad \text{isolanti (ceramici e polimeri)}$$

I metalli conducono perché hanno gli elettroni di valenza che si muovono molto.

Si richiama la teoria delle bande, con cui si identificano i livelli energetici. Gli e⁻ si dispongono nell'atomo in livelli energetici discreti.

Descrivendo il legame tra atomi, si rappresenta la situazione tra due atomi. Osservo come varia l'energia del sistema quando gli atomi si avvicinano, evidenziando che pesano le forze attrattive e repulsive. Se ci sono due atomi, il livello si divide in 2 e continua.

Gli orbitali più energetici si separano a distanze atomiche più elevate.

ρ aumenta in presenza di difetti, sempre per interferenza dei moti elettronici.

A parità di T , la σ cambia per la presenza di difetti. Per fare una resistenza n sans le ligne.

Alcuni materiali sono superconduttori.

SEMICONDUCTORI

La presenza di difetti è detta in:

→ intrinseci

→ estrinseci

Intrinseci sono GaAs, Ge; hanno banda di ~~valenza~~ ^{condizione} ~~valenza~~ vuota e di valenza piena. Sono forti in un campo magnetico intenso. C'è una promozione valenza-condizione: se prima era legato, ora si muove. Non è più associato ad un orbitale di legame e lascia una lacuna di carica opposta nella banda di valenza.

Gli estrinseci sono drogati con atomi di impurezza (As, P).

Introducono elementi che sostituiscono ma hanno una configurazione elettronica diversa. Si introduce un nuovo livello che riduce il gap energetico.

Sono di tipo:

→ p: contengono un elettrone in meno (l'elemento drogante rispetto al drogato)

Ad esempio un atomo trivalente in Si o Ge. L'atomo di impurezza che acquista un elettrone, formando una lacuna. C'è un livello energetico in più. L'impurezza è detta accettore, ha energia simile alla banda di valenza.

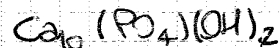
→ n: contengono impurezza con un e⁻ di valenza in più rispetto all'ospitante.

Ci sono materiali più facilmente polarizzabili. Alcuni in cui la polarizzazione permane anche a potenziale indotto nullo (ferromagnetici): hanno polarizzazione spontanea. Il titanato di Bario è il più famoso: $Ba^{2+} Ti^{4+} O^2$ sono ci spost in modo da dare polarizzazione permanente.

PIEZOELETTRICI

Convertono una sollecitazione meccanica in segnale elettrico. Ad esempio, per compressione si genera potenziale.

Nel corpo, un piezoelettrico è l'osso: la fase minerale è idrossiapatite. Ha una struttura cristallina esagonale, cresce come cristallo sottile. Ha orientamento di cariche



Ha una struttura colonnare. L'impilamento di OH è assimilabile all'impilamento di dipoli orientabili. Questo comportamento è stato associato al fatto che l'osso cresce mettendolo in uso. Si pensa quindi a un simbolo di tipo elettrico dovuto a sollecitazioni meccaniche.

RIFLESSIONE

La porzione riflessa è

$$R = \left(\frac{n-1}{n+1} \right)^2$$

I metalli sono altamente riflettenti in ogni parte.
La parte riflessa non varia in λ .

ASSORBIMENTO

Senza della interazione fotoni - materia. I metalli assorbono tanto, i vetri meno:

$$\frac{I}{I_0} = e^{-\alpha t}$$

Ci sono metalli con gap molto elevato, è difficile che un e^- salti sopra. Si osserva che la luce non interagisce e viene trasmessa quasi tutta. Il poco riflesso è in calore.

Il colore è una combinazione delle λ trasmesse.

Lo stesso materiale può essere colorato in modi diversi.

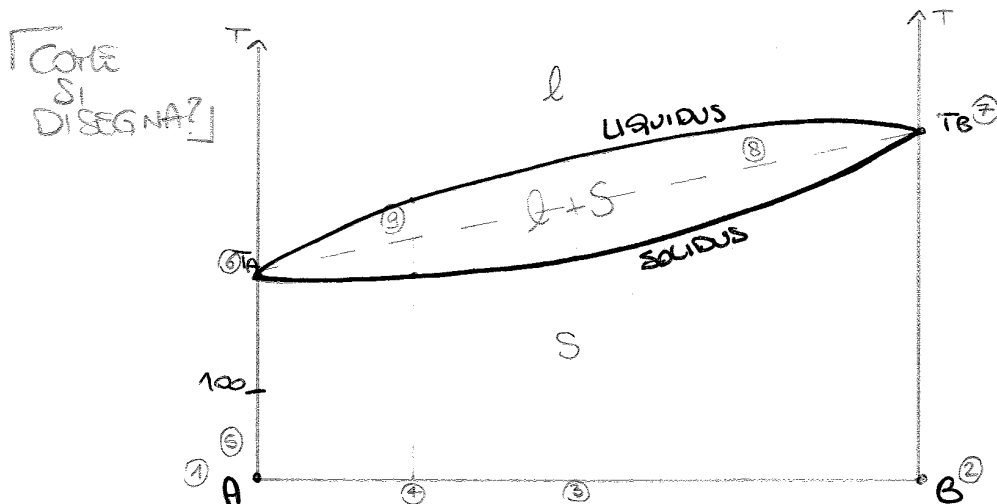
In genere P si considera costante dato che si osservano variazioni di P non hanno influenza; n vale 1, e rimane solo la temperatura:

$$V = C - f + 1$$

In genere $C=2$, V si riduce a $V = -f + 3$; f varia 1, 2 o 3.

Si costruisce punto per punto con esperimenti.

Si osserva in una miscela di 2 elementi, cosa succede aumentando T (da solido a liquido): scaldare molto lentamente, misurare e osservare lo stato del sistema.



Se scelgo A e B chimicamente simili affinché siano mutualmente miscibili, disegno le possibili miscele di A e B

- ① disegno A puro
- ② disegno B puro
- ③ nello spazio in mezzo ho le diverse miscele. A metà ho 50% A e 50% B.
- ④ 25% A e 75% B.

L'asse x è la scala delle composizioni

Posso avere soluzioni solide di A in B e di B in A a seconda delle proporzioni.

- ⑤ supponiamo di partire da T_{amb} . Si y si mettono le temperature. (La pressione è considerata costante).

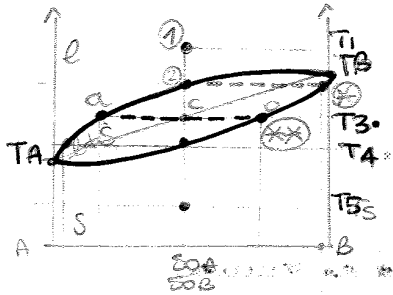
Si legge in discesa di T.

COME SI LEGGE?

Prendiamo un liquido alla temperatura T_1 , 50% A, 50% B. Lo raffreddo molto lentamente per raggiungere l'equilibrio.

① T_1 1 fase l 50% A 50% B

Le percentuali sono e in fase omogenea.



② Raggiungo la T di liquidus in T_2 .
A quella T, dal liquido si separa un primo cristallo di fase solida. Non ha la composizione del liquido ma è più ricca in B.

③ Traccio una orizzontale fino alla curva di solidus e la tiro giù nell'incrocio per leggere la percentuale di B.

T_2 2 fasi $\left\{ \begin{array}{l} l \quad 50\% A \quad 50\% B \\ s \quad 80\% B \quad 20\% A \end{array} \right.$

④ Continuo a raffreddare fino a T_3 . Ho liquido che miscela solido. Il liquido si arricchisce in A perché il solido è ricco in B. Traccio l'orizzontale verso liquidus e solidus.

(**) x liquidus liquido miscelato
x solidus composizione di solido miscelato

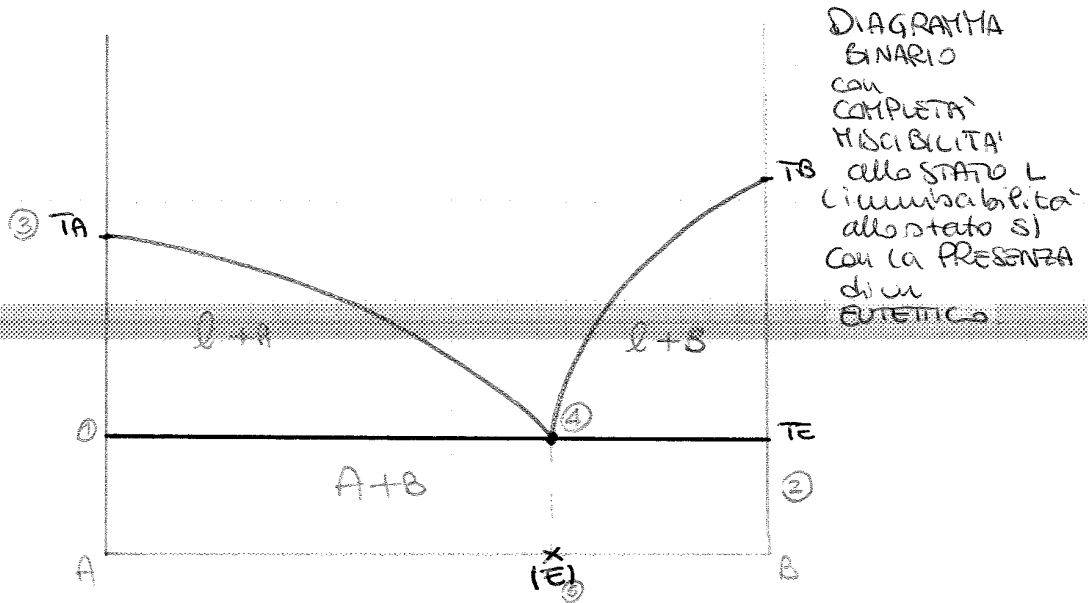
T_3 2 fasi $\left\{ \begin{array}{l} l \quad 70\% A \quad 30\% B \\ s \quad 30\% A \quad 70\% B \end{array} \right.$

⑤ Continuo a raffreddare fino a T_4 . Ho pochissimo liquido e tanto solido con la composizione del liquido di partenza.

T_4 2 fasi $\left\{ \begin{array}{l} l \quad 95\% A \quad 5\% B \\ s \quad 50\% A \quad 50\% B \end{array} \right.$

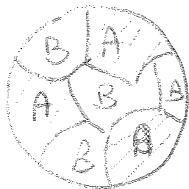
⑥ Diminuendo T ancora, arrivo solo solido fino a T_{amb}

T_5 1 fase s 50% A 50% B



I due componenti A e B sono miscibili solo allo stato liquido.

- ① In caso di immiscibilità, c'è una linea orizzontale che separa le zone di miscibilità e non.
- ② Sotto la linea ho due solidi A e B non miscibili tra loro. Sono due fasi separate, non c'è una soluzione solida.



Una soluzione solida sarebbe fatta da grani con A e B miscelati.

- ③ La T_A e la T_B sono in genere abbastanza vicini. Abbassando T , uno delle curve di liquidi.
- ④ Le T a cui si sciolgono i solidi dipende dalla zona.
- ⑤ (E) deriva dalla trasformazione: EUTETTICA (che fa due bene) Nonostante non siano miscibili, a quelle proporzioni riesco a far fare alla temperatura più bassa possibile, rispetto alle temperature di fusione singole. Sotto la curva di liquidi uno $l+A$ puro (solido) e $l+B$ puro (solido)

$V = \phi$ perché in trasformazione eutettica non può scegliere né T né la composizione (proprio per la definizione di trasformazione eutettica).

La trasformazione di eutetico prende almeno una delle tre fasi solide. Qui, finisce quando il liquido si è consumato.

Per le T relative doveri applicare la regola delle fasi, ma a T_e non posso farlo. le percentuali relative sono in continua variazione

Passo continuo a procedere con T . Torno a $V \neq \phi$.

A T_2 non ho più liquido ma due fasi solide e $V = 1$:

$$V = 2 - 2 + 1 = 1$$

(nelle zone bifasiche è sempre $V = 1$).

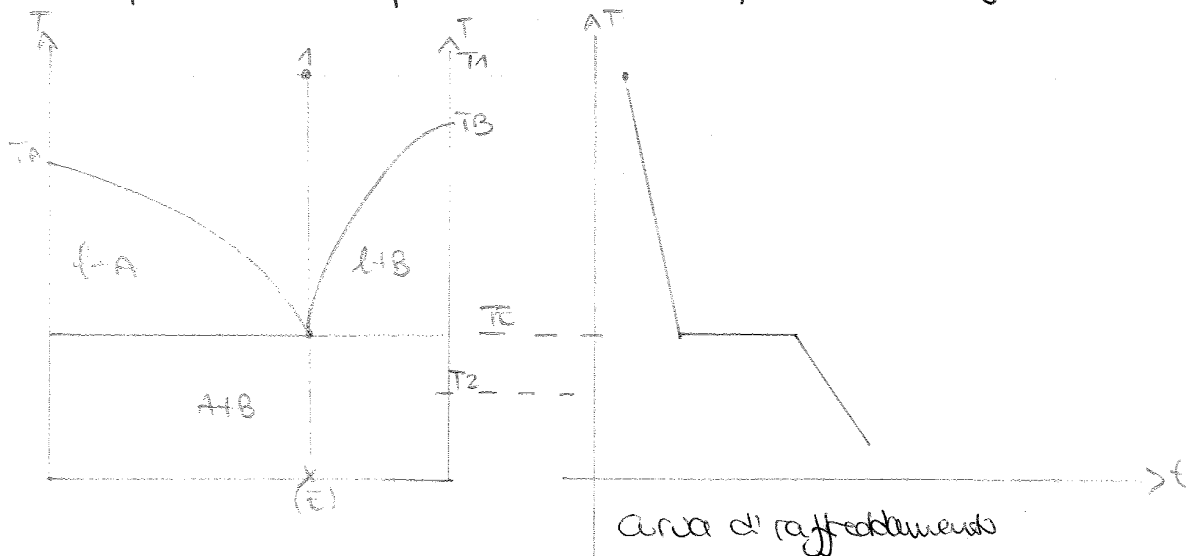
⊗ Se traccio un'orizzontale a T_2 e intercetta agli estremi la zona bifasica, incanto $\left\{ \begin{array}{l} B \text{ puro} \\ A \text{ puro} \end{array} \right.$

Per le percentuali relative, uso la regola della leva:

$$\% A = \frac{eb}{ab} \cdot 100$$

$$\% B = \frac{ea}{ab} \cdot 100$$

La percentuale in peso non è la composizione della fase.



Raffreddo e lo stato non cambia fino a T_2 dove interseca la curva di liquidus. Poi si sciolgono i cristalli di A puro:

$$V = 2 - 2 + 1 = 1$$

Il liquido ha praticamente la composizione iniziale. La quantità di A è infinitesima ma è fatta al 100% di A.

Se continuo a raffreddare, T diminuisce fino a T_3 .

I cristalli di A crescono e cambia la composizione del liquido. La quantità resta 1 ma la composizione di l è diventata l' dove A diminuisce e B aumenta.

Per le % relative vale bene la regola delle fasi.

Raffreddo ancora: finché sono in $l + A$, a parità di T , V e le fasi non cambiano, diversamente accade per le % relative e le composizioni.

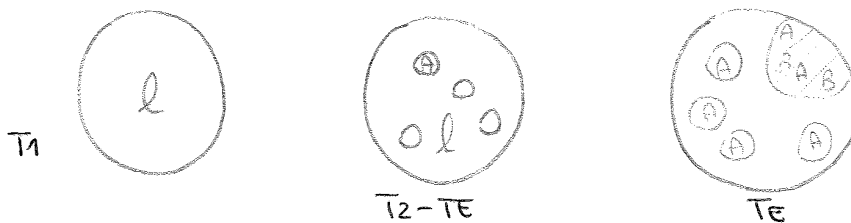
Questo vale fino a T_E .

A T_E , oltre ai cristalli di A formati, il liquido ha raggiunto E e il sistema è $B + C$ e $V = 0$:

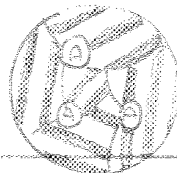


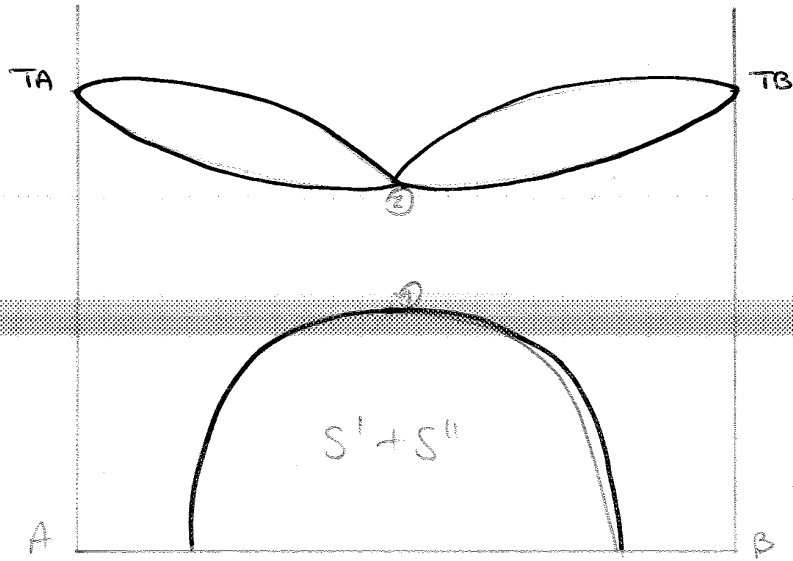
Si sciolgono sia A che B, ho quindi 3 fasi.

Non posso usare la regola della leva per la variazione nel tempo.

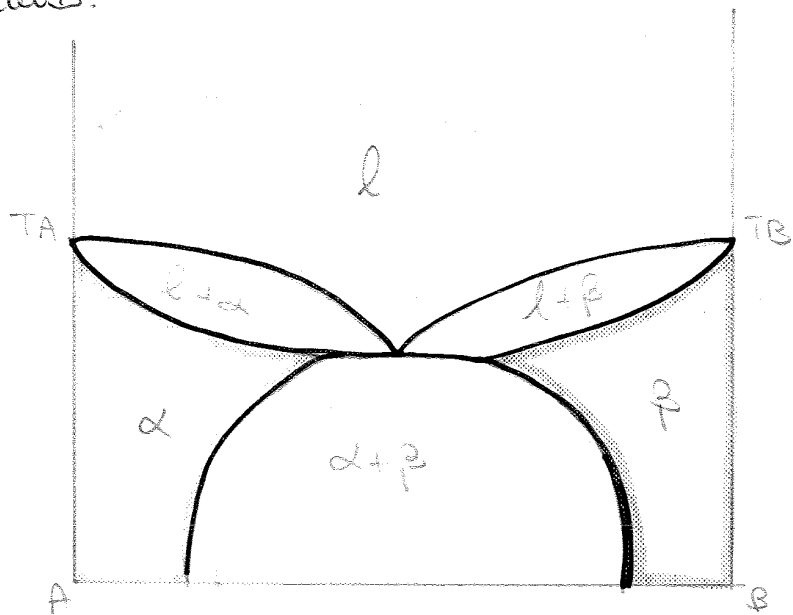


La solidificazione finisce quando il liquido è completamente consumato, a T_4 , uscendo dallo stato di invarianza.





Nel caso in cui ① e ② coincidano, le due aree si intersecano.

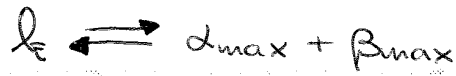


α e β sono soluzioni solide a composizioni determinate.

Ma α e β non sono miscibili una nell'altra.

$\left. \begin{array}{l} \alpha \\ \beta \end{array} \right\}$	α	A solvente	B soluto
	β	B solvente	A soluto

la T_A cui posso scegliere il maggior numero di B in A è T_E . È la massima solubilità di B in A.



$$V = 2 - 3 + 1 = 0$$

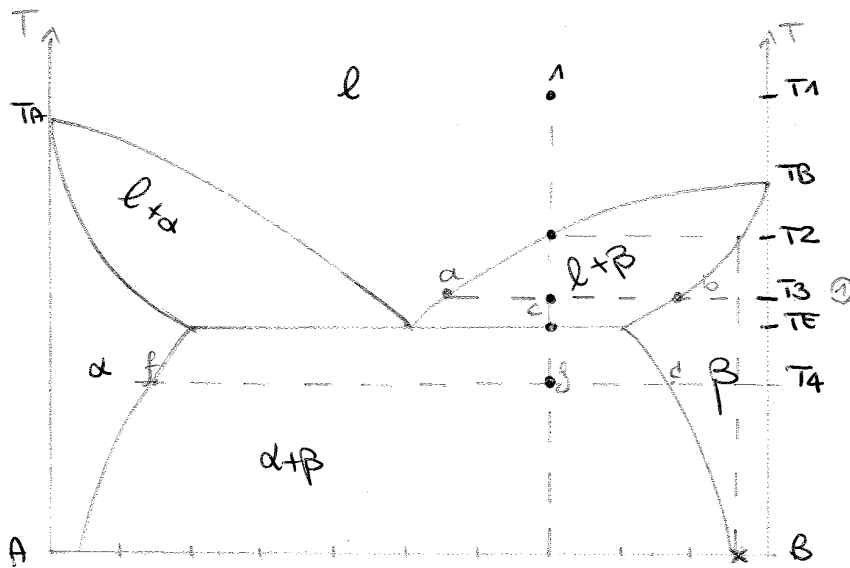
A T_2 sono nella lacuna: ho α e β separati.

$$V = 2 - 2 + 1 = 1$$

In fatti se scelgo T , le composizioni sono univocamente definite incrociando T e le curve della lacuna.

Si può applicare la regola della leva.

Passiamo ad una diacsi IPERUTETICA



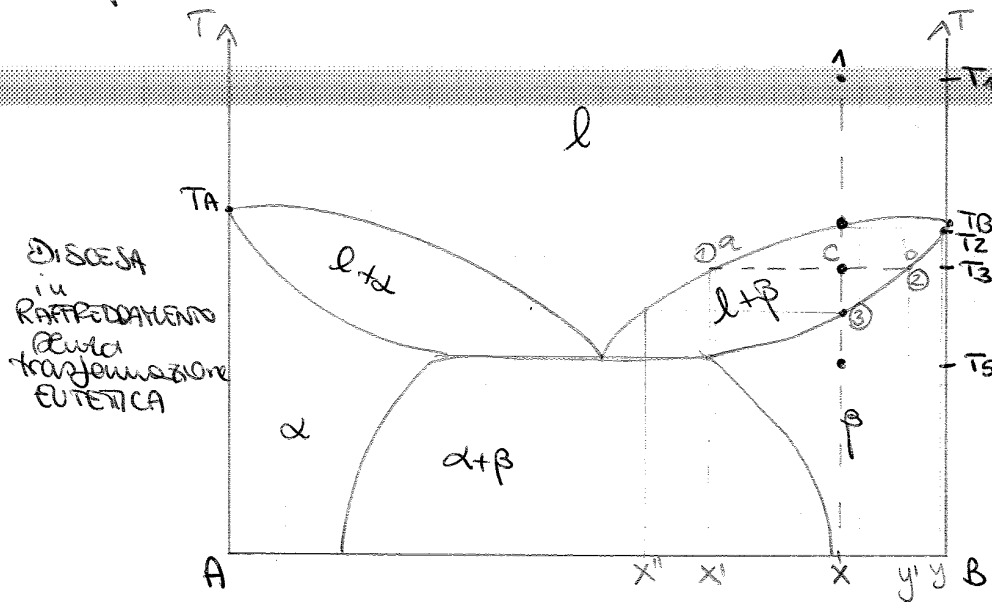
Raffreddando non capita nulla, fino a T_2 sulla curva di liquido dove si forma il primo cristallo. La composizione di l è stabile (circa).

Le percentuali relative non sono calcolabili.

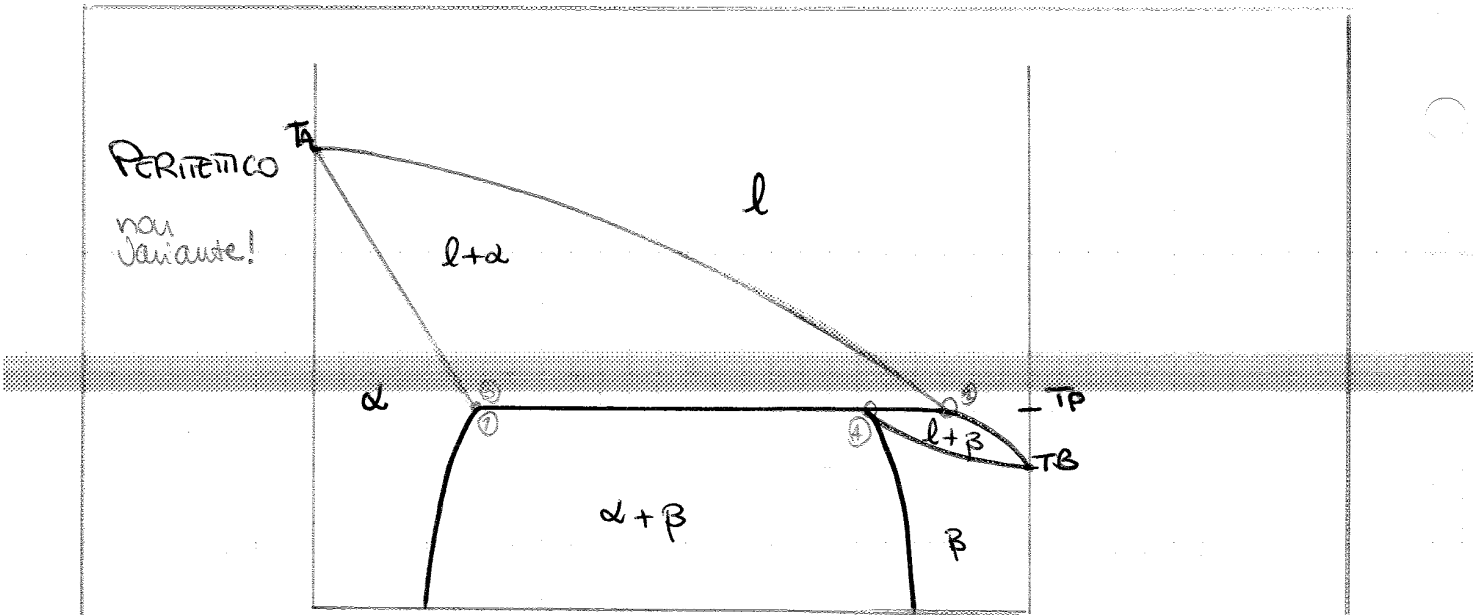
A T_3 le composizioni sono automaticamente definite una volta determinata T .

Si riscalda fino a T_4 : tutto cristalli di β primari e quelli alternati a cristalli di α .

Danno soluzioni α e β sempre meno concentrate con proporzioni relative variabili.



T	f	v	Composizione	percentuali relative
T_1	l	2	$l = x$	100% l
T_2	l, β	1	$l = x$ $\beta = y$	% l \cong 100 % β \cong tracce
T_3	l, β	1	$l = x'$ $\beta = y'$	% l = $\frac{cb}{ab} \cdot 100$ % β = $\frac{ac}{ab} \cdot 100$
T_4	l, β	1	$l = x''$ $\beta = x$	tracce di l 100% β
T_5	β	2	$\beta = x$	100% β



Incontro la trasformazione peritettica quando T_A e T_B sono molto diversi tra loro.

Ha totale un solubilità allo stato liquido, parziale allo stato solido e presenta di un peritettico.

① Questo punto è la T della trasformazione invariante e sopra verso l'elemento più basso fondente (T_P)

Poi si riaccondano le $T_A - T_B$.

A è solubile in B solo in certi intervalli (e viceversa) e mostrano le zone α e β (soluzioni solide tra loro non miscelabili).

Nella trasformazione peritettica è invariante quindi:

$$v = d$$

$$f = l, \alpha, \beta$$

Il liquido lo trovo sulla curva del liquido^②, α in ③ e β in ④.

Il punto di β è detto punto peritettico.

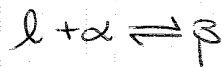
La trasformazione diventa prout occupazione ma l che α .
 Quindi T può scendere. Ma scendendo in bifasica, i cristalli di β ottentisi (al momento sono 100%) cominciano a dissolversi cristalli di α . (T_4)

DIFFERENZA di TRASFORMAZIONE E-P

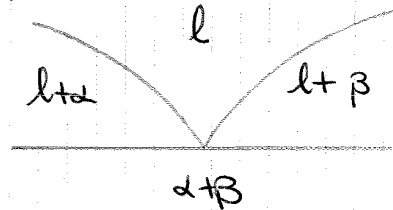
Nel (E) in discesa, ho:



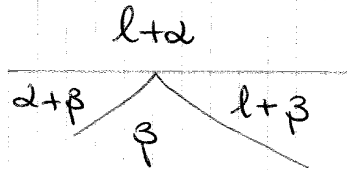
Nel (P) in discesa, ho:



Tracciando lo stato di (E):

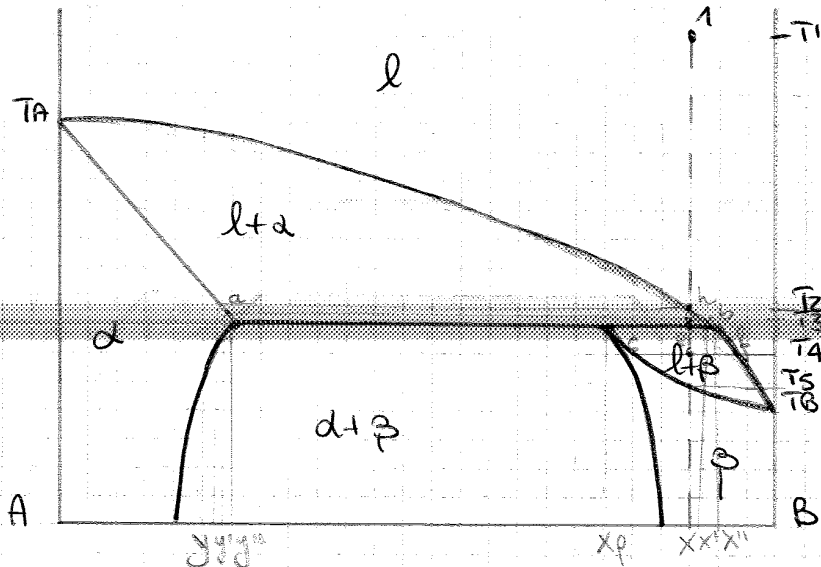


Tracciando lo stato di (P):



In (E), l ha composizione intermedia tra α e β . In (P), β ha composizione mediana tra l e α .

In salita' non sono l'inverso dell'altra. In (E) ho due solidi che danno un liquido.



T	f	ν	Comp	parametri
T ₁	l	2	$l = x$	100% l
T ₂	l, α	1	$l = x$ $\alpha = y$	100% l tracce di α
T ₃	l, α	1	$l = x'$ $\alpha = y'$	$\% l = \frac{ah}{ab} \cdot 100$ $\% \alpha = \frac{hb}{ab} \cdot 100$
T _P	l, α , β	\emptyset	$l = x''$ $\alpha = y''$ $\beta = xp$	X
T ₄	l, β	1	$l =$ $\beta =$	$\% l = \frac{ce}{cf} \cdot 100$ $\% \beta = \frac{ef}{100} \cdot 100$

A T₂ incontro la curva di liquidus dove si sceglie il primo cristallo α .

A T₃ l'è più ricco in B. Posso applicare la regola delle leve.

Oppo T_P, α scumpone, mi resta poco liquido e β .

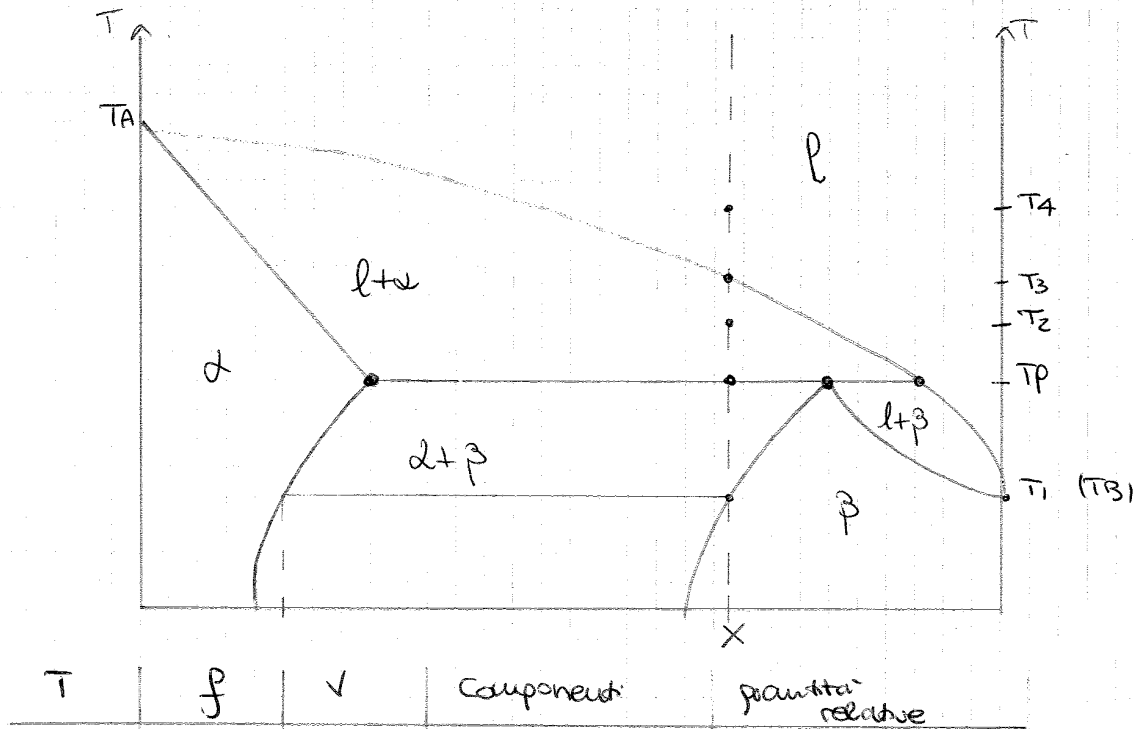
Raffreddando ancora il liquido si arricchisce in β e continuo a scegliere cristalli β . Fino a T₅ dove ho un'ultima porzione di liquido e poi solo solido.

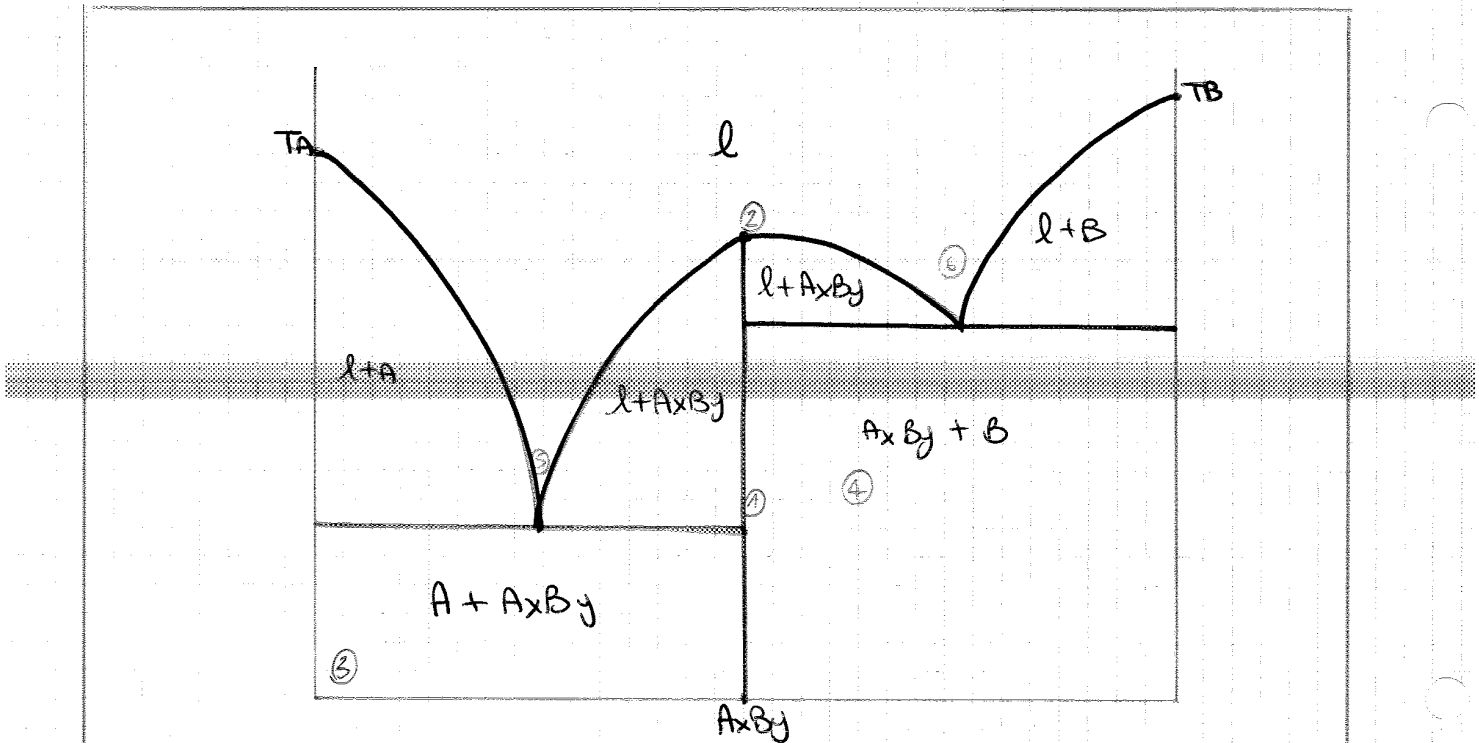
Se continuiamo a scaldare, a T_1 , α continua a generare altro liquido.

A T_2 , l'ultimo cristallo di α fonde e da qui in poi avremo solo più liquido.

IL SOLIDO SI DECOMpone IN VARI STATI, NON FONDE

DIRITTAZIONE





A fusione capovolta vuol dire che da un liquido con la sua stessa composizione non avviene trasformazione. E' una retta che si interrompe finché non arriva T fusione.

Il campo di esistenza $AxBy$ e' una retta. ①

A e B non sono miscibili tra loro che per l'intermedio.

Uol anche dire:

- ③ } A immiscibile con $AxBy$
- ④ } B immiscibile con $AxBy$

Gli eutettici sono tra

- ⑤ } A e $AxBy$
- ⑥ } B e $AxBy$

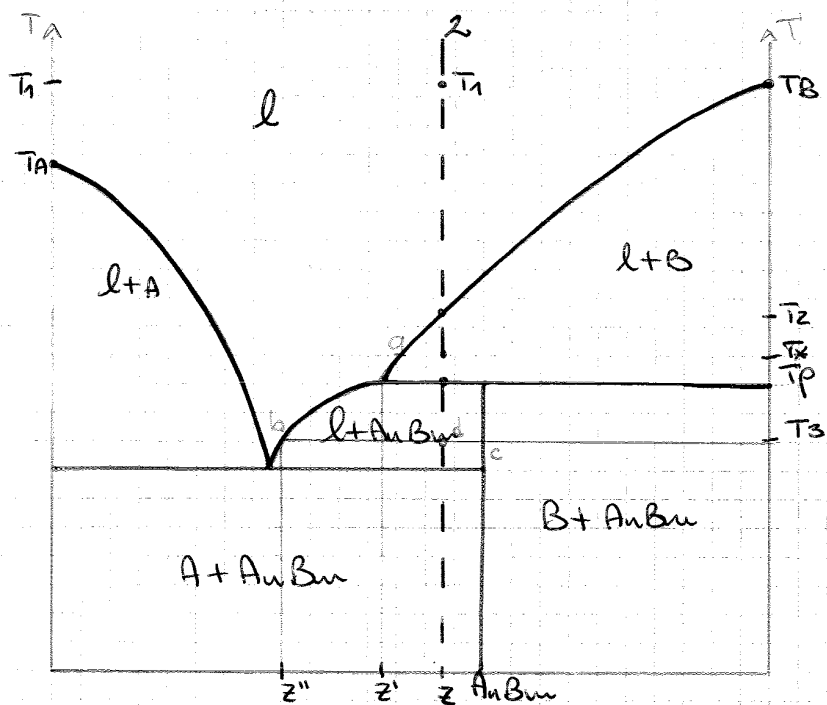
⑦ Per la T si ferma finché non e' TUTTO FUSO.

Nella miscela, 3 componenti sarebbero 3:

- $AxBy$
- A
- B

ma gli indipendenti sono A e B (2). So la composizione lineare di $AxBy$.

T	f	v	Composizione	quantità relative	--- 3
T ₁	l	2	l = y	100% l	
T ₂	l, B	1	l = y' B = %B	% l = $\frac{y'}{y} \cdot 100$ % B = $\frac{y''}{y} \cdot 100$	
T _p	l, B, A _n B _m	∅	l = y'' B = %B A _n B _m = $\begin{cases} n\%A \\ m\%B \end{cases}$	X	
T ₃	B, A _n B _m	1	B ~ 100% A _n B _m = $\begin{cases} w\%A \\ m\%B \end{cases}$	% B = $\frac{0}{p} \cdot 100$ % A _n B _m = $\frac{q}{p} \cdot 100$	



DIAGRAMMI di STATO Fe-C

Fa riferimento alle leghe ferrose, due categorie:

→ acciai

→ ghise

Gli acciai sono leghe con Fe al più in 2%, le ghise invece da 2% a 6,67%.

C e Fe possono reagire per dare cementite (fragile)



è un ceramico in pratica.

Il diagramma di stato viene studiato tenendo conto della Fe_3C

→ metastabile ($Fe - Fe_3C$)

→ stabile ($Fe - grafite$)

La Fe_3C in equilibrio decompone



(non la osserviamo mai per le condizioni operative)

Va da 0% a 6% di C (basta ma per gli acciai che per le ghise)

Possono essere soluzioni solide di C in Fe.

Il Fe da 400 a 900 ha struttura ccc e si chiama ferro α . A 912°, diventa cfc e da qui in poi è detto ferro γ . È stabile fino a 1394°C, dove trova ferro δ (ccc). Lo resta fino a fusione a 1538°C.

Presenta diversi interstizi (sia in numero che in forme).

La trasformazione a 727°C è una EUTETTOIDICA (non c'è una fase liquida ma solo solidi).

Diventando ferro δ , c'è più solubilità nel C.

A 1147°C avviene una EUTETICA.

GLI ACCIAI

Quanto estraggo minerali, oltre a Fe, fatto via certi elementi chimici e spendo molta energia per separarlo e renderlo stabile.

Lo fanno in

-
-
-
-
-

I processi siderurgici sono quindi molto dispendiosi. Si usano gli ALTOFORNI dove viene ridotto (Fe separato e ridotto a metallo) e viene introdotto un certo quantitativo di carbonio.

Non è ancora acciaio. È un liquido ancora ricco in C: È una ghisa (>2% in peso di C).

Si passa in un altro ambiente: la ghisa è un prodotto intermedio, per affinamento si arriva all'acciaio

↳ riduce la % di C fino a circa lo 0,1%.

produce un liquido che va raffreddato.

Si può poi lavorare per deformazione plastica.

L'altoforno è a sviluppo verticale. In alto c'è la bocca di carico. Nel cripello avvengono le combustioni. Nel fuso avvengono le reazioni di riduzione del Fe a Fe metallico: Vi si genera un agente riducente (CO, proviene per trasformazione dal coke sidurgico)

Nella bocca si introducono dei solidi:

- la ganga (insieme di minerali estratti);
- il coke (carbonio);
- calcare e altri fondenti (composti per far sì che le T per la riduzione siano inferiori delle attese).