



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1906A -

ANNO: 2016

A P P U N T I

STUDENTE: Fornara Federica

MATERIA: Scienza e tecnologia dei Materiali - Prof. Vitale Boverone, Prof. Spriano

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.**

DIFETTI RETICOLARI NEI CRISTALLI

I materiali mono-policristallini non sono ordinati, ma presentano delle anomalie, delle irregolarità del reticolo cristallino di dimensioni dell'ordine di uno o alcuni diametri atomici, detti *difetti reticolari*. {situazione di stress} Non sono sempre da considerare come un aspetto negativo, perché alcune volte conferiscono al materiale determinate proprietà (fisiche, meccaniche e tecnologiche {deformazione a freddo, conduttività elettronica dei semiconduttori, corrosione}), introducendo quantità o numeri controllati di difetti. Un materiale reale presenta anche dei *difetti macroscopici*, cricche e pori, che presentano un comportamento differente da quelli reticolari e determinano un decremento delle caratteristiche.

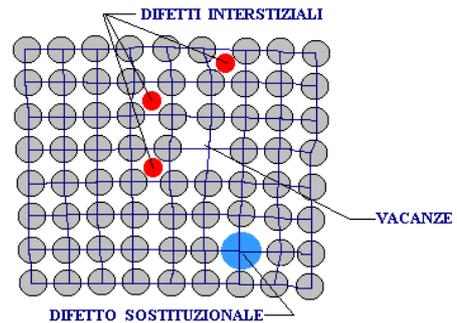
La classificazione delle imperfezioni avviene in base alla geometria (minore regolarità della struttura cristallina), all'estensione dei difetti e possono essere :

- *difetti puntuali*, impiegano una o due posizioni atomiche
- *difetti lineari*, monodimensionali;
- *difetti di superficie*;

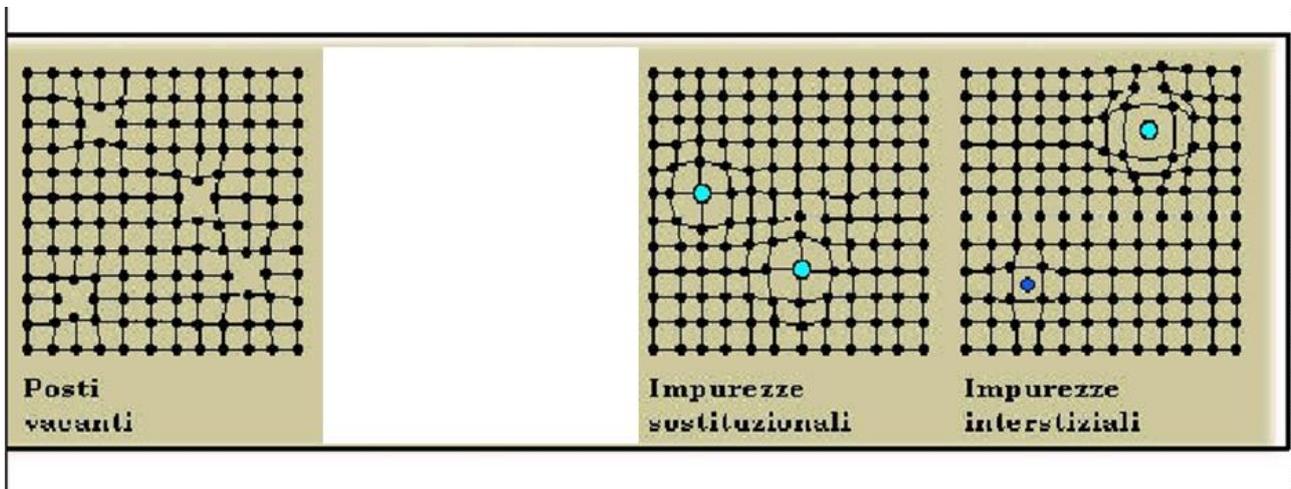
DIFETTI PUNTUALI

E' una **vacanza**, sito vacante del reticolo, una mancanza di un atomo nel reticolo e la presenza di vacanze aumenta l'entropia del cristallo (disordine), poiché il numero di vacanze cresce esponenzialmente con la temperatura. Se l'atomo è piccolo si inserisce in una *posizione interstiziale*, mentre se l'atomo è diverso che costituisce un atomo proprio del reticolo determina una *sostituzione*.

Una porzione di cristallo di un centinaio di raggi atomici nell'interno del difetto è perturbato.



Ha le dimensioni di un atomo e il suo effetto si genera interessando i primi atomi vicini e questi subiranno uno spostamento dalla loro posizione di equilibrio, determinando una forte perturbazione e una situazione di stress al suo interno, anche senza la presenza di forze esterne.



Se l'atomo è aggiunto in quantità inferiore al limite di solubilità, allora si ha una soluzione solida interstiziale, mentre se è in quantità superiore al limite di solubilità si ha una soluzione solida interstiziale + una seconda fase con differente struttura cristallina,

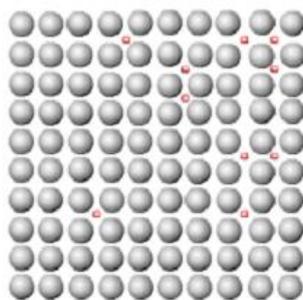


Figura 2- Sol.solida interstiziale

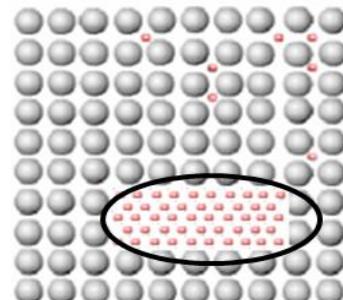


Figura 1S.S.I + 2 fase

concentrazione e temperatura.

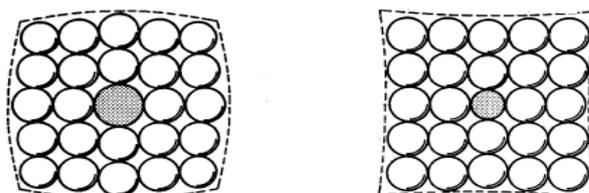
LEGHE INTERSTIZIALI Fe-C

- 912° C, il Fe presenta una struttura stabile CFC (Ferro gamma); Lo spazio interstiziale maggiore è ottaedrico con $r = 0.052 \text{ nm} < r_C$. Si può sciogliere un massimo del 2% in peso di C.
- < 912° C, Il Fe presenta una struttura stabile CCC (ferro alfa) con uno spazio interstiziale maggiore e con $r = 0.019 \text{ nm}$. Maggiore deformazione comporta una minore quantità di C = 0.02% che può essere sciolta nel Fe CCC.

Nelle **soluzioni solide sostituzionali** gli atomi di impurezza o di soluto (più grandi o più piccoli del solvente) rimpiazzano gli atomi ospitanti. Un esempio può essere dato dal Rame Cu - Nichel Ni, entrambi solubili in tutte le proporzioni e presentano raggi atomici circa uguali (0,128 e 0,125 nm), con struttura cristallina CFC, stessa elettronegatività perchè sono coppie di metalli vicini nella tavola periodica. Quindi introducendo un atomo di soluto che presenta caratteristiche simili al solvente, si ha una perturbazione del reticolo che genereranno delle soluzioni solide per ampi intervalli di composizione.

Il reticolo risulta essere soggetto a uno stato tensionale di tipo compressivo o di trazione.

Local stress in substitutional solid solution



3: 1 compressione, 2 trazione

RAFFORZAMENTO

Incremento della resistenza di un metallo inserendo in lega degli elementi con un raggio atomico diverso dal metallo base. Si ha un reticolo *distorto* in presenza di campi tensionali che si oppongono alla deformazione plastica (dislocazioni) e un incremento del carico di snervamento e del limite di linearità. Avendo nota la % in lega si può determinare la resistenza del materiale.

DIFETTI LINEARI

Una dislocazione è una imperfezione reticolare a una dimensione in cui gli atomi sono fuori posto e si estendono lungo una direzione, presentandosi come delle linee di forma irregolare. Non è altro che una porzione di un piano aggiuntivo di atomi i cui spigoli terminano nel cristallo. Possono essere:

- **a spigolo**, difetto centrato intorno alla linea che viene definita lungo l'estremità dell'extra piano.
- **a vite**, generato da uno sforzo di taglio;

MECCANICA DELLE DISLOCAZIONI- MOTO DELLE DISLOCAZIONI E DEFORMAZIONE PLASTICA

La deformazione plastica è permanente e il carico di rottura, durezza sono caratteristiche della resistenza del materiale. Corrisponde al movimento interno del reticolo di un gran numero di atomi a seguito di una sollecitazione applicata. I legami interatomici vengono interrotti e ripristinati. Nei solidi cristallini, interessa il movimento delle dislocazioni e i difetti lineari.

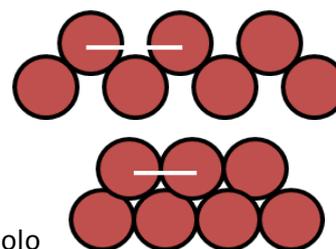
Il moto delle dislocazioni ha inizio superato il carico di snervamento e ciò si deve la deformazione plastica che a livello atomico si presenta come una successione di slittamenti nel cristallo. Può essere spiegato come analogia alla locomozione di un bruco.

Nella deformazione che può interessare un *cristallo perfetto*, si ha uno scorrimento di un piano atomico rispetto a un altro che implica la rottura di legami forti. La resistenza va da 1000 a 10000 volte rispetto a quelli reali. Nei *cristalli reali*, si ha lo scorrimento di un piano atomico rispetto a un altro, con una minore rottura di legami forti per la presenza di dislocazioni. Si ha un carico di snervamento << teorico.

Il numero di dislocazioni o **densità di dislocazioni** viene espressa come lunghezza totale di dislocazioni per unità di volume.

Il **sistema di scorrimento** è una combinazione del piano e della direzione di scorrimento che sono più ricorrenti ai piani e direzioni ad elevata densità atomica, cioè il più denso impacchettamento atomico. Il sistema di scorrimento dipende dalla struttura cristallina del metallo e dalla distorsione atomica dovuta al moto di una dislocazione sia minima.

- i piani a basso impacchettamento richiedono una maggiore energia,
- i piani ad elevato impacchettamento richiedono una minore energia.



Il reticolo CCC non ha piani ad impacchettamento come il CFC ma ha solo direzioni a massimo impacchettamento. Il CCC ha meno capacità di deformazione plastica rispetto al CFC.

Table 8.1 Slip Systems for Face-Centered Cubic, Body-Centered Cubic, and Hexagonal Close-Packed Metals

<i>Metals</i>	<i>Slip Plane</i>	<i>Slip Direction</i>	<i>Number of Slip Systems</i>
Face-Centered Cubic			
Cu, Al, Ni, Ag, Au	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	12
Body-Centered Cubic			
α -Fe, W, Mo	{110}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	12
α -Fe, W	{211}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	12
α -Fe, K	{321}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	24
Hexagonal Close-Packed			
Cd, Zn, Mg, Ti, Be	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3
Ti, Mg, Zr	{10 $\bar{1}0$ }	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3
Ti, Mg	{10 $\bar{1}1$ }	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	6

Durante il movimento delle dislocazioni si generano altre dislocazioni, man mano che il campione di deforma plasticamente si ha una **selva di dislocazioni**. Le dislocazioni si bloccano le une con le altre a causa

LEGAMI CHIMICI E DEFORMAZIONI

- **SOLIDI IONICI:** ioni dotati di carica elettrica e di forze repulsive che sfavoriscono il moto delle dislocazioni. I reticoli sono poco densi, non ci sono piani ad elevata densità atomica, parametri reticolari alti. Materiali fragili.
- **SOLIDI METALLICI :** Il moto delle dislocazioni avviene facilmente, poichè strutture ad elevato impacchettamento, bassi parametri reticolari, legami non direzionali e assenza di cariche nette. Materiali duttili. Grande capacità di deformazione plastica.
- **SOLIDI COVALENTI:** Legami direzionali che sfavoriscono il moto. Reticoli poco densi, non ci sono piani ad elevata densità atomica, parametri reticolari alti. Materiali fragili.
- **SOLIDI MOLECOLARI:** Legami deboli che danno un materiale duttile, con un meccanismo di deformazione che non dipende dal moto delle dislocazioni.

DIFETTI DI AREA

Sono linee di confine che hanno due dimensioni e separano regioni di materiali che presentano differente struttura cristallina o orientazione cristallografica.

SUPERFICI ESTERNE = La superficie è un difetto perché gli atomi che ne fanno parte hanno un numero di coordinazione inferiore agli altri e sono più reattivi avendo legami liberi. Non hanno il massimo numero di legami con gli altri atomi immediatamente vicini e hanno uno stato energetico più alto rispetto agli atomi interni.

BORDI DI GRANO = Confine che separa due grani che hanno differente orientazione cristallografica nei materiali policristallini. Entro la regione di confine si hanno atomi disposti in maniera irregolare, posizione intermedia di orientazione fra quella di un grano e quella adiacente. Sono atomi legati fra loro da legami distorti. BDG. A seconda del disallineamento dei piani atomici si distinguono:

- bordi di grano a bassi disallineamento, inferiore a 15°
- bordi di grano ad alto disallineamento $> 15^\circ$;

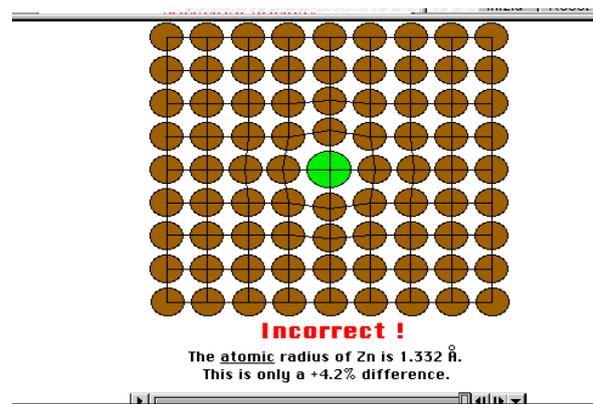
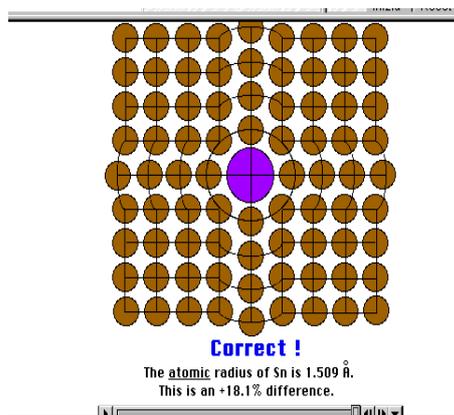
Sono regioni di 2-5 diametri atomici, in cui non esiste un ordine cristallino e si adattano l'uno con l'altro. Sono visualizzati come delle linee che rappresentano l'intersezione delle superfici che delimitano i grani con il piano. Sono superfici in quanto i grani sono in 3D. Si formano a causa *della solidificazione* e la loro forma *geometria* dipende dalle restrizioni imposte dalla crescita contemporanea dei grani continui. Minimo di energia con cristalli esagonali.

PROPRIETA

- La struttura ai bordi è meno densa e funge da trappole per le vacanze, si ha una rapida diffusione degli atomi.
- Sono luoghi molto difettini in cui si concentrano soluti, precipitati, secondi fasi;
- elevato contenuto energetico (elevato se è elevato l'angolo tra due grani confinanti). Maggiore reattività chimica poichè attacca e consuma le zone a elevato contenuto energetico
- processo di ricristallizzazione durante la ricottura dei materiali deformati a freddo
- a $T \gg$, scorrimento viscoso, regioni di debolezza nei materiali cristallini
- disposizione di atomi lungo i bordi che influenzano le proprietà chimiche. elettriche ed ottiche. quest'ultima agisce sulla *trasparenza*. un materiale è trasparente se trasmette con la minima

ho il vantaggio di indurre un incremento del carico di snervamento in corrispondenza di una minore diminuzione di duttilità rispetto a quanto avviene nell'incrudimento.

3. **soluzioni solide**, incremento metallico a seguito di inserimento in lega di elementi di raggio atomico differente dal metallo base. E' distorto se ci sono campi tensionali che si oppongono alla deformazione plastica: incremento del carico di snervamento e della linearità. Atomo sostituzionale piccolo nell'atomo del reticolo, sforzo di trazione. Atomo sostituzionale più grande, compressione. **ESEMPIO Legame Cu_Sn. legame distorto, con forte rafforzamento per s.s.sostituzionale. bassa solubilità del Sn. Cu-Zn OTTONI, reticolo debolmente distorto, < rafforzamento per soluzione solida. Solubilità Zn = 40%.**



4. **seconda fase:** legame parzialmente covalente ionico, non ho piani e direzioni ad elevata densità, elevato parametro reticolare, BDG elevato. le dislocazioni si muovono con difficoltà.

DIAGRAMMI DI FASE

Servono per prevedere, determinare le trasformazioni di fase e le microstrutture future che possono essere o meno in equilibrio. E' un grafico nel quale vengono descritte quante e quali fasi di un sistema sono presenti al variare dei parametri intensivi (pressione, temperatura) del sistema stesso. {Generalmente, i parametri sono la temperatura, la composizione e la pressione esterna, anche se ha influenza sulla struttura di più fasi. Essa rimane costante alla pressione di 1 atm.} Sono valide in condizioni di equilibrio termodinamico raggiunto, dettata dall'equazione di *Gibbs*: $G = H - TS$. Si possono costruire sperimentalmente, passando per trasformazioni lente, o mediante calcolo complesso.

Obiettivo:

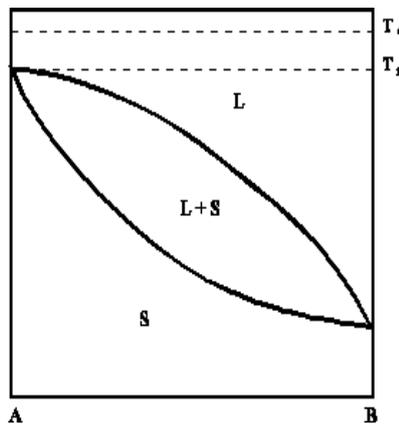
1. determinare le fasi presenti al variare di T, P, composizione di un sistema
2. Calcolare le quantità relative delle fasi presenti in un equilibrio
3. determinare la solubilità massima di un componente in un altro
4. calcolare la temperatura di fusione delle varie fasi
5. determinare la temperatura a cui avvengono le trasformazioni di fase.

DIAGRAMMI DI STATO: BINARI

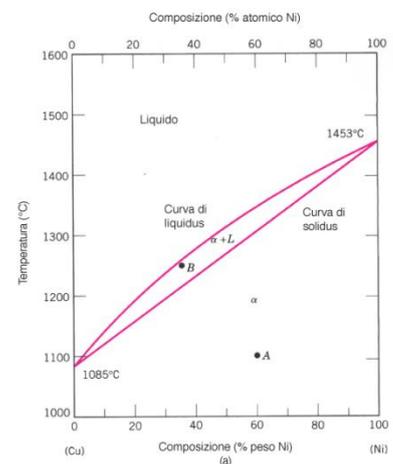
Viene riportato su un sistema di assi cartesiani, in cui sulle ascisse ho il valore della composizione che viene suddivisa in 100 parti uguale e sulle ordinate ho il valore della T/P.

DIAGRAMMI DI STATO: MISCIBILITA' ILLIMITATA

Quando 2 componenti sono **completamente solubili** l'uno nell'altro sia allo stato liquido sia allo stato solido e presentano elementi simili tra loro come dimensione, struttura, elettronegatività {elementi vicini nella tavola periodica}. Ad esempio Cu-Ni, Ag-Au.



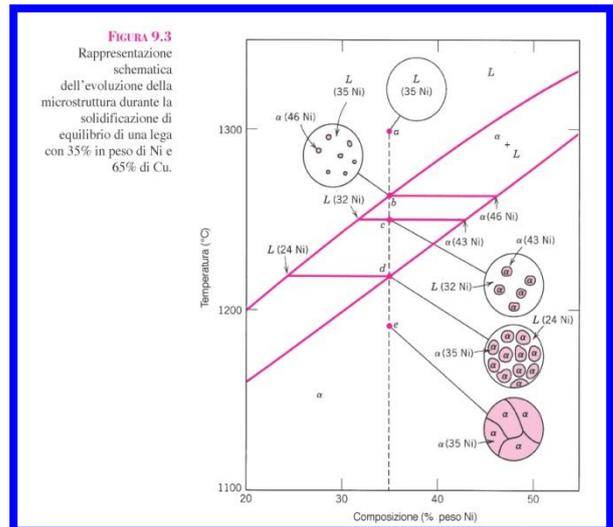
Sul diagramma compaiono 3 diverse regioni di fase, solido, liquido e solido + liquido, a due fasi. Ciascuna regione viene definita dalla fase o dalle fasi che esistono in un intervallo di temperatura e di composizione delimitato dalle curve di confine. Il liquido L, soluzione solida di Cu-Ni, mentre la fase solida S di sostituzione formata sia da atomi di Cu sia di Ni con una struttura cfc. Alla $T < 1080^{\circ}\text{C}$, sono mutuamente solubili l'uno nell'altro, in tutte le composizioni, perché presentano la stessa struttura cristallina, raggio atomico, elettronegatività uguali e valenza simile. Per questo è completamente isomorfo. La curva che separa il liquido L da quello bifasico S+L, è detta **curva di liquidus**, mentre la curva che separa il solido S da S+L, detta **curva di solidus**. Si intercettano alle due estremità della composizione che corrispondono alla T_{fusione} dei due componenti. Riscaldare Cu puro significa muoversi lungo l'asse delle ordinate delle T a sx del diagramma. Il Cu rimane solido fino a quando non si raggiunge la T_{fusione} . La trasformazione solido-liquido avviene alla T_{fusione} e non è possibile un ulteriore riscaldamento fino a che questa trasformazione non è completa.



di liquido. Proseguendo, cambiano sia le composizioni sia le quantità relative delle fasi presenti. La frazione del solido aumenta, mentre la composizione rimane invariata nonostante ci sia una redistribuzione di rame e di nichel e il liquido diminuisce. Tale processo risulta compiuto a 1220°C, punto D. Raggiunta la curva di solidus, il liquido si solidifica e il prodotto finale è una soluzione solida policristallina al 100%.

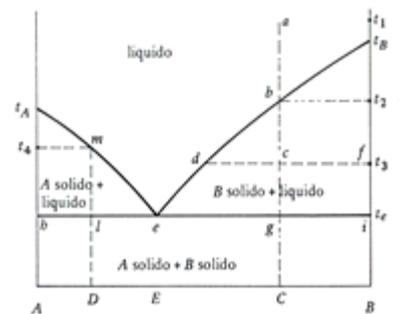
Soluzioni solide che ammettono completa miscibilità ⇒ importanti nella scienza dei materiali ⇒ introduzione di atomi sostituzionali in un reticolo cristallino ⇒ influenza su proprietà meccaniche (resistenza), elettriche, ottiche, magnetiche

Le soluzioni solide che ammettono completa miscibilità sono importanti perché introducono atomi sostituzionali in un reticolo cristallino e modellano le proprietà meccaniche, snervamento, elettriche, ottiche e magnetiche.

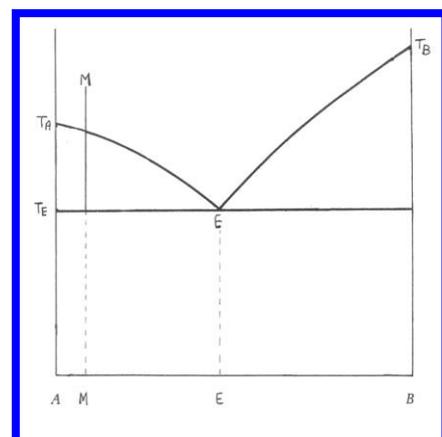


DIAGRAMMI DI STATO: SOLUBILITA' NULLA

Non vi è alcuna solubilità tra i due elementi, A e B e risultano essere miscibili allo stato liquido e immiscibili allo stato solido, perché alla solidificazione si ottengono elementi/composti distinti. Ad esempio Bi-Cd, Bi presenta una struttura ortorombica (legame metallo-covalente sul piano basale e legame debole fra i piani) mentre il Cd ha un comportamento metallico e struttura esagonale compatta allora nessuna tendenza a fare soluzione solida, i due elementi sono troppo diversi tra loro.

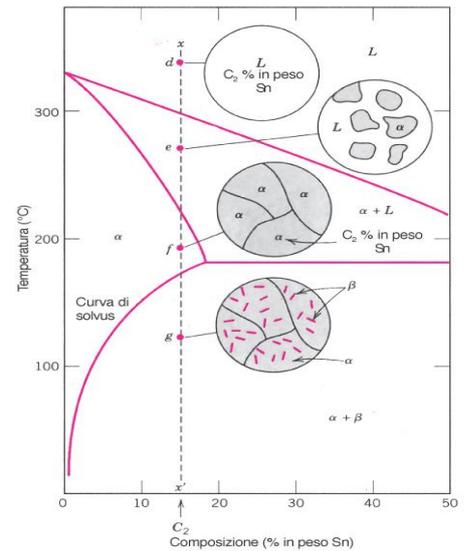


Raffreddando un liquido di composizione E rimane tale fino a Te quando si trasforma a temperatura costante in un solido eutettico {fonde bene a una temperatura definita come un elemento puro} bifasico costituito da piccoli cristalli di A e di B. La formazione di un cristallo di A comporta la formazione, al suo intorno di un liquido ricco di B, poiché nel nucleo di A tende ad espellere qualsiasi atomo di B e come conseguenza, intorno ad A si nuclearà un cristallo B. Alla fine della solidificazione ci saranno grossi cristalli di A di deposizione primaria inglobati nella fine struttura eutettica. A T < Te, varia solo la temperatura (composizione fasi e percentuali relative fasi sono costanti). La fase solida costituita da A puro si trova sottoforma di cristalli di deposizione primaria e di minuti cristalli nella miscela eutettica (A+B puro).



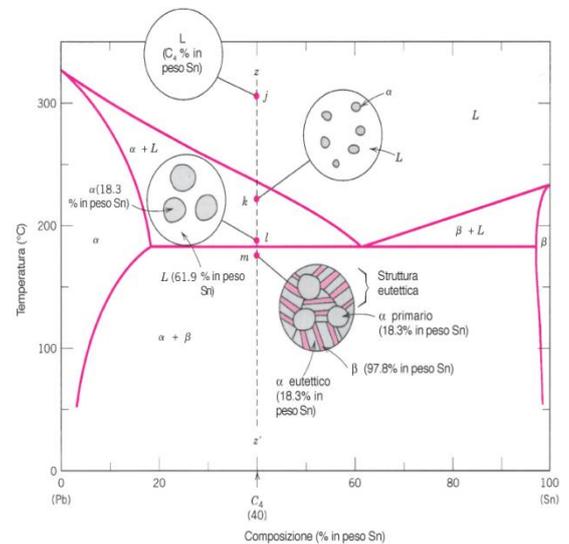
LEGA BIFASICA NON EUTETTICA

Valida per quelle composizioni che vanno da una solubilità limite del solido alla T ambiente a quella massima di T eutettica. Prendo sempre in considerazione una composizione C_2 , raffreddata lungo la verticale xx' fino all'intersezione con la curva di solidus che attraversa le regioni corrispondenti con gli analoghi fenomeni descritti precedentemente. Al di sopra dell'intersezione della curva di solvus, f , la microstruttura è formata da grani di alfa, mentre superando il solvus, si va oltre la solubilità del solido alfa generando delle particelle di beta. Continuando il raffreddamento, le particelle aumentano di dimensione poiché al diminuire della T aumenta la frazione di massa della fase beta.



LEGA IPOEUTETTICA

C_4 si trova a sx dell'eutettico. Al diminuire della temperatura, mi muovo lungo la verticale zz' . Prima di incontrare l'isoterma eutettica, punto l , sono presenti le fasi alfa e liquido con composizioni approssimative. Quando la $T < T_e$, la fase liquida si trasforma nella struttura eutettica, a lamelle alternate da alfa e da beta, la fase alfa che si forma per raffreddamento nella regione $\alpha + L$, non subisce variazioni significative. Per poter definire una fase dall'altra, definisco **alfa eutettica** per indicare quella che si trova in alfa e **alfa primaria** quella che si è formata prima di raggiungere l'isoterma eutettica.



LEGA BIFASICA NON EUTETTICA

Considero una lega che viene raffreddata all'interno della regione del liquido a $T=250^\circ\text{C}$, secondo la retta verticale yy' . Se $T \ll$ non si verificano cambiamenti fino al raggiungimento della T_e . Raggiungendo l'isoterma eutettica, il liquido si trasforma nelle due fasi alfa e beta che si trovano agli estremi. Durante la trasformazione vi è una redistribuzione dei componenti di Pb-Sn e siccome le fasi alfa e beta presentano diversa composizione e nessuna delle due è liquida, viene realizzata mediante **diffusione degli atomi**. La microstruttura del solido che risulta

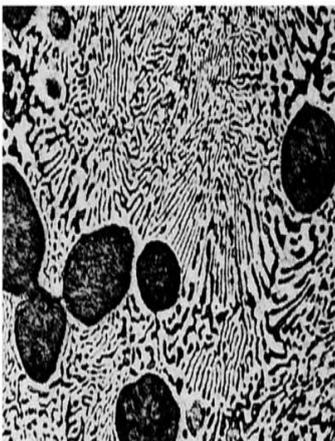


FIGURA 9.15 Microstruttura di una lega piombo-stagno di composizione 50% in peso di Sn - 50% di Pb. La microstruttura è formata da una fase α primaria ricca in piombo (aree grandi scure) all'interno di una struttura eutettica lamellare costituita da una fase β ricca in stagno (lamine chiare) e da una fase α ricca in piombo (lamine scure). 400 \times . (Riproduzione autorizzata da *Metals Handbook*, Vol. 9, 9th edition, *Metallography and Microstructures*, American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.)

essere a lamelle alternate da alfa e da beta che si formano simultaneamente durante la trasformazione. Prende il nome di **struttura eutettica**. Il processo di redistribuzione nel Pb-Sn avviene per diffusione del liquido in prossimità dell'interfaccia liquido-eutettico. Le frecce indicano le direzioni della diffusione degli atomi di Pb e Sn. Gli atomi di Pb diffondono verso gli atomi di alfa poiché tale regione è ricca di Pb, mentre la diffusione dello stagno è opposta. Le strutture eutettiche si formano con questa alternanza di lamine, perché la diffusione degli atomi di Sn- Pb percorrono distanze brevi.

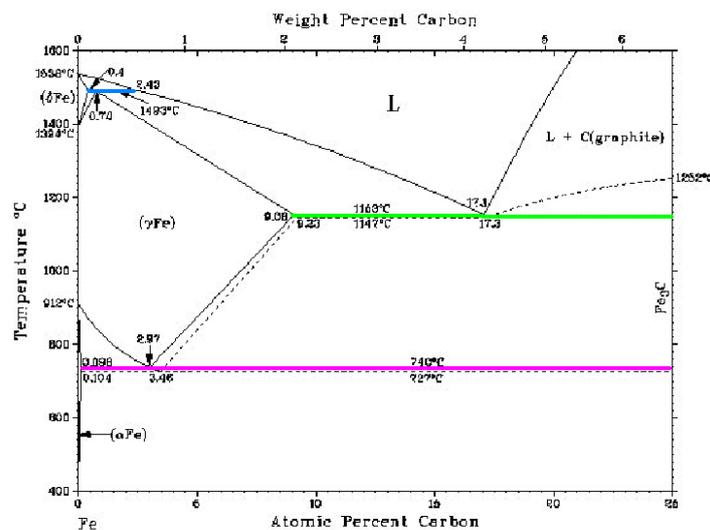
DIAGRAMMA DI FASE FERRO-CARBURO DI FERRO (Fe-Fe₃C)

Il Fe puro presenta due strutture cristalline, il **ferro alfa o ferrite** (forma stabile) con struttura ccc e invece quando viene sottoposta a riscaldamento, 912°C, subisce una trasformazione polimorfa in **austenite**, ferro gamma, con struttura cristallina cfc fino a 1394°C dove il reticolo ritorna ad essere ccc conosciuta come *ferrite delta* che fonde a 1538°C. Al 6.70% in peso di C si forma la cementite (Fe₃C) che viene rappresentata da una linea verticale. Il diagramma può essere suddiviso in un parte ricca di ferro.

Il carbonio è una impurezza interstiziale nel ferro e forma una soluzione solida sia con la ferrite alfa e delta che con l'austenite. Nella ferrite ccc alfa, C è molto poco solubile. La solubilità massima è 0.02% in peso a 727 °C. La limitata solubilità viene spiegata dalla configurazione e alla dimensione delle posizioni interstiziale del reticolo ccc che rende difficile l'accomodamento degli atomi di C. La solubilità massima di C nell'austenite è del 2.14% in peso ed è all'incirca 100 volte più grande della massima solubilità del carbonio nella ferrite ccc, poiché le posizioni interstiziali del reticolo cfc sono più grandi e le tensioni indotte sugli atomi di ferro circostanti sono più basse. La cementite si forma quando si supera il limite di solubilità del carbonio nella ferrite alfa al di sotto di 727°C. E' molto dura, fragile e la resistenza aumenta. E' mesostabile, a T ambiente si mantiene come composto per un tempo indefinito, ma sottoposto a riscaldamento tra 600-700°C si modifica gradualmente in ferro alfa e C, in forma di grafite e rimane tale fino a T ambiente. La velocità di decomposizione è lenta, poiché C è presente tutta nella ferrite e non nella grafite.

La classificazione delle leghe ferrose avviene in base al contenuto di carbonio:

- ferro, 0.008% in peso di C, composto da ferrite.
- acciai, 0.008-2.14% in peso di C, fasi alfa e Fe₃C. Strutture principali: austenite (soluzione solida, ferro gamma) ferrite (ferro alfa ccc+c) e perlite (lamelle alternate di ferrite e cementite Fe₃C)
- ghise, 2.14-6.70% in peso di C.



MATERIALI AD ALTO CALORE SPECIFICO

Sono materiali che se sottoposti a variazione di calore, variano lentamente la loro temperatura, ad esempio l'acqua.

IMPORTANZA DELLA CAPACITA' TERMICA NELL'UTILIZZO DEI MATERIALI ISOLANTI IN EDILIZIA

E' necessario distinguere tra:

- BARRIERA ESTIVA, è un isolamento dal caldo attraverso l'uso di materiali **ad alto calore specifico** (fibra di legno) che aumenta di poco la propria temperatura se sottoposta a irraggiamento;
- BARRIERA INVERNALE, è un isolamento dal freddo usando materiali **a basso calore specifico**, come il poliuretano.

CONDUCIBILITA' TERMICA

E' l'attitudine di un materiale a trasferire energia termica da un sistema ad alta temperatura a uno a bassa temperatura. L'energia viene trasferita attraverso **gli elettroni liberi / propagazione delle onde vibrazionali detti fononi**. Il primo è tipico dei metalli e il secondo dei ceramici e polimeri.

La maggior parte dei solidi tendono ad aumentare l'energia vibrazionale degli atomi in modo da poter **assorbire energia termica**. Poiché gli atomi non risultano indipendenti, ma sono legati tra loro da *legami chimici*, vibrano insieme a quelli adiacenti dando origine ad onde che attraversano tutto il reticolo. Presentano un comportamento analogo alle onde sonore e la velocità dei fononi è la velocità del suono del materiale. Sono consentiti solo determinati valori di energia, cioè quella quantizzata, ed un singolo quanto di energia vibrazionale è definito **fonone** (analogo al quanto della radiazione elettromagnetica, fotone).

MECCANISMI DI CONDUZIONE

In un materiale solido, il calore viene trasportato da:

- onde di vibrazione del reticolo, fononi. K_f .
 - elettroni liberi, K_e ;
- $$K = K_{e^-} + K_f$$

L'energia termica associata ai fononi, viene trasportata nella direzione del loro movimento e K_f proviene dal movimento dei fononi dalle zone di alta temperatura a quelle a bassa temperatura. Gli elettroni liberi presenti in una regione calda di un corpo, possiedono una maggiore energia cinetica e migrano nelle zone più fredde, dove questa energia viene trasferita ad altri atomi attraverso energia vibrazionale tramite collisioni di fononi. K_e cresce all'aumentare di elettroni liberi.

All'aumentare della temperatura, diminuisce bruscamente la conducibilità termica e la capacità isolanti aumentano. K ceramici diminuisce con la Temperatura, Invece la propagazione elettronica risulta essere costante rispetto alla temperatura, infatti K metalli è costante con la temperatura.

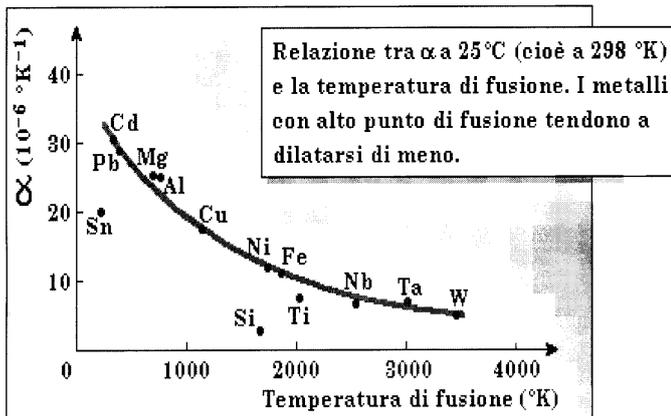
Nei metalli, il meccanismo elettronico di trasporto del calore è molto più efficiente del contributo dei fononi, perché l'energia non viene dissipata e gli elettroni possiedono velocità più elevate. Inoltre, sono ottimi conduttori di calore dovuto all'alto numero di elettroni liberi che consentono sia la *conduzione elettrica sia termica*. Quest'ultima dipende dalla presenza di difetti reticolare, dalla microstruttura e dal processo di lavorazione impiegato. I metalli lavorati a freddo o per soluzione solida o che presentano grani fini o con contenuti di impurezze, presentano dei valori di conduttività minori rispetto ai metalli senza

DILATAZIONE TERMICA

Tutti i solidi si espandono per riscaldamento e si contraggono per raffreddamento. Alfa è il coefficiente lineare di espansione termica. $\frac{l_f - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} = \alpha_l(T_0 - T_f) = \alpha_l \Delta T$

Il riscaldamento / raffreddamento influenza le dimensioni di un corpo, generando una variazione di volume. $\Delta V / V_0 = \alpha_v \Delta T$ Analogamente $\Delta L / L_0 = \alpha_l \Delta T$

- METALLI $\alpha = 5-25 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$;
- CERAMICI, $\alpha = 0.5-25 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Presentano forze di legami interatomiche forti a causa del basso coefficiente di espansione termica. Per i *non cristallini* e *strutture cubiche alfa*, è isotropo. Altrimenti è anisotropo. Per i *vetri inorganici*, il coeff. di espansione dipende dalla composizione. Bassa compattazione atomica così che l'espansione interatomica produce variazioni dimensionali macroscopiche piccole. I materiali ceramici che devono subire variazioni di temperatura, devono avere coeff. bassi perché sono materiali fragili che possono fratturarsi a causa dello shock termico.
- POLIMERI, $\alpha = 50-400 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Sono caratterizzati da valori alti, a causa dei legami deboli. Quelli **termoplastici** possiedono elevata espansione termica perché le catene macromolecolari sono legate tra loro con legami deboli (Van der Waals), mentre in quello **termoindurenti** sono presenti legami covalenti che sostituiscono i legami deboli di Van der Waals, il cui valore di espansione termica diminuisce.



Solidi con legame forte presentano:

- >> E, alto punto di fusione, basso coefficiente di dilatazione termica.

Se un solido venisse vincolato e poi sottoposto a processi termici (riscaldamento/raffreddamento) si generano delle sollecitazioni a **compressione/ trazione** che possono causare fratture o deformazioni indesiderate.

$\sigma = E\alpha_l(T_0 - T_f) = E\alpha_l \Delta T$
 Se scaldo $\Delta T < 0$ $\sigma < 0$ (compressione). Se raffreddo $\Delta T > 0$ $\sigma > 0$ (trazione)

CONSIDERAZIONE INGEGNERISTICA SULLA DILATAZIONE TERMICA

Se i materiali, posti ad elevata temperatura, venissero a contatto i valori di **alfa devono essere simili** e bisogna prevedere degli spazi vuoti per consentire l'espansione termica. Per fare **una giunzione di metalli con resine polimeriche** uso i polimeri carichi con fibre di vetro o ceramici. In alcuni casi è richiesta una ottima stabilità dimensionale al variare della temperatura e per questo motivo, sono state sviluppate delle leghe ferro-nichel e ferro-nichel-cobalto che presentano valori di alfa <<. Alcune di esse sono state progettate per essere saldate a vetro borosilicato. Se entrambi i materiali presentassero lo stesso alfa, non si incomberrebbe a fratture e tensioni termiche nella zona di giunzione.

Nei materiali isolanti, la dilatazione termica è molto importante, perché determina la stabilità dimensionale dei pannelli isolanti nel caso in cui fossero sottoposti a variazioni termiche e nel caso in cui fossero eccessive si potrebbe verificare un distacco del cappotto termico.

I PCM possono essere di natura:

1. ORGANICA, quali **paraffine** e **acidi grassi**
 2. INORGANICI, **sali idrati**.
- ❖ sono dei materiali di origine naturale o artificiale i cui punti di fusione 21-22°C sono simili alle temperature di comfort
 - sfruttare come accumulatori di energia durante il passaggio di fase.

PARAFFINE

Sono **alcani $C_nH(2n+2)$** al 75-100%, a catena lineare senza doppi legami. A temperatura ambiente sono simili alla cera e il punto di fusione cresce in funzione al numero di atomi di carbonio.

VANTAGGI, sono riciclabili, non sono sottoposti a sottoraffreddamento (la solidificazione avviene alla sua temperatura di fusione, dipende dalla velocità del calore fornito/sottratto.) non sono corrosivi e semplici da usare.

SVANTAGGI, sono molto costosi, presentano un calore latente più basso, cambiano volume (per questo vengono costipati in un pannello che compensa gli svantaggi), sono combustibili e reagiscono con il cl.

SALI IDRATI

Sono sali inorganici composti da solfati, cloruri o nitrati MnH_2O , che hanno $0 < T_{fusione} < 120^\circ C$. Sono adatti a qualsiasi clima.

VANTAGGI, sono economici, presentano un buon calore latente, elevata conducibilità termica, non sono infiammabili e sono biodegradabili.

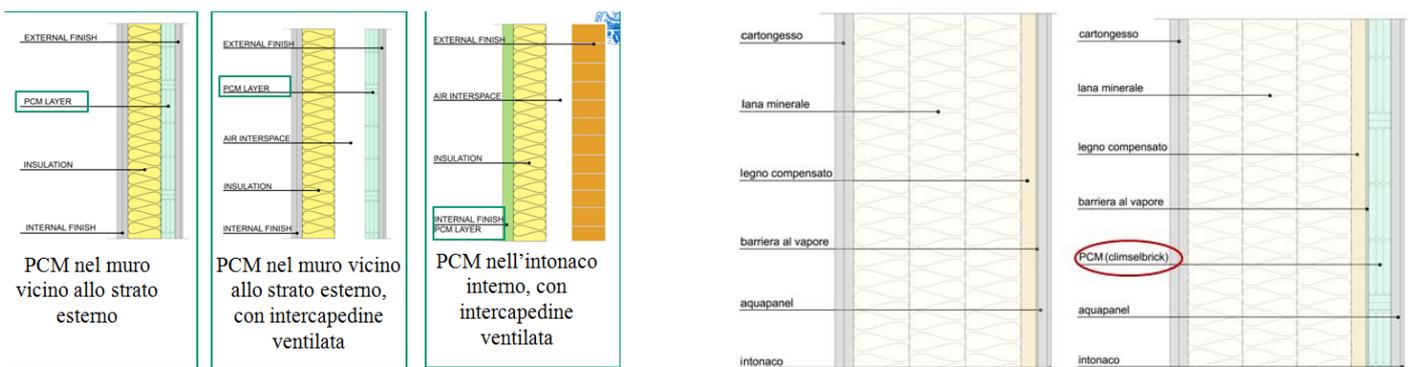
SVANTAGGI, corrodono alcuni metalli come H_2SO_4 , devo aggiungere degli additivi per stabilizzare il materiale e di conseguenza ho una perdita per idratazione, se lo sbalzo termico è elevato ho un sottoraffreddamento (solidificano a una $T < T_{teorica}$).

EUTETTICI

Miscele di sostanze organiche (acidi grassi) o inorganiche (sali idrati) il cui punto di fusione è inferiore a quello delle singole sostanze stesse. Ho il vantaggio di ottenere punti di fusione < ai materiali originari. Sono basso fondenti, bassa T fusione.

Composto	punto di fusione [°C]	calore latente di fusione [kJ/kg]
66.6% $CaCl_2 \cdot 6H_2O + 33.3\% MgCl_2 \cdot 6H_2O$	25	127
48% $CaCl_2 + 4.3\% NaCl + 0.4\% KCl + 47.3\% H_2O$	26.8	188
47% $Ca(NO_3)_2 \cdot 4H_2O + 53\% Mg(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$	30	136
60% $Na(CH_3COO) \cdot 3H_2O + 40\% CO(NH_2)_2$	30	200.5

Si parte sempre da una polvere che viene agglomerata in capsule e possono essere o **miscelate con gesso e cemento** o **inserite in pannelli rigidi e flessibili**.



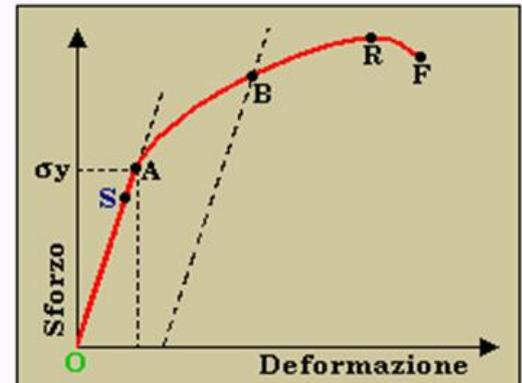
$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

La **deformazione nominale** ε in seguito a sollecitazioni di trazione o compressione é:

l_0 = lunghezza iniziale, l =lunghezza del campione in seguito alla sollecitazione. La deformazione è un numero adimensionale, ma spesso indicato metro su metro o come valore percentuale.

Molte proprietà meccaniche possono essere determinate graficamente attraverso il **diagramma sforzo-deformazione**, poiché ogni materiale ne presenta uno, la cui forma dipende sia dalla natura della sostanza sia dalla struttura interna come dislocazioni, impurezze e fasi precipitate. Mi consente di misurare sia gli sforzi sia le deformazioni. Durante la prova si osservano tre fasi:

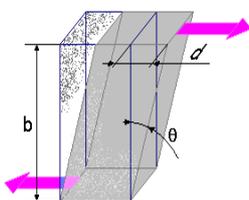
- *deformazione elastica* O-A, deformazioni reversibili
- *deformazione plastica* A-R, deformazioni irreversibili omogenee lungo il provino
- *strizione e frattura* R-F, deformazioni plastiche localizzate e frattura.



O A = deformazione elastica
A B R = deformazione plastica
R = sforzo massimo di trazione
F = punto di frattura duttile
S = punto di frattura fragile
 La curva si interrompe prima che inizi la deformazione plastica.

PROVE DI TAGLIO E TORSIONE

La **deformazione di taglio** γ è $\gamma = \frac{d}{b} = \text{tg } \theta$ con θ = angolo di taglio e se θ è piccolo: $\text{tg } \theta \approx \theta$.



La sollecitazione di torsione è una variante della sollecitazione pura di taglio. Produce un movimento di rotazione intorno all'asse longitudinale di un'estremità del componente rispetto all'altra. Vengono impiegati provini delle barre cilindriche o tubi.

Lo sforzo di taglio è funzione della torsione applicata, mentre la deformazione di taglio è correlata all'angolo di torsione.

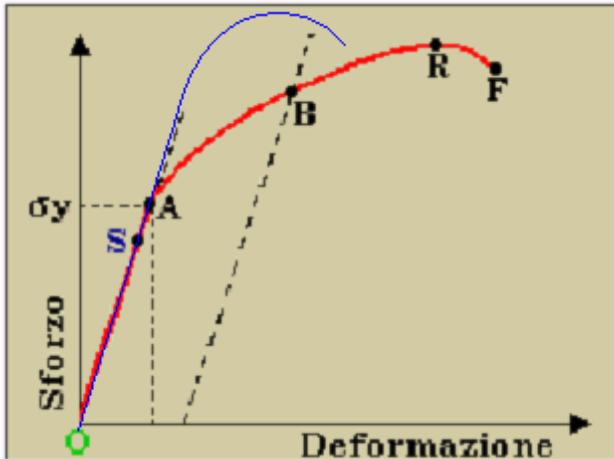
Gli stati di tensione che sono generati dall'applicazione di forze esterne possono agire sia perpendicolarmente sia sulle superfici piane. Lo stato di sollecitazione interna dipende dall'orientamento delle superfici sulle quali lo sforzo medesimo agisce.

DEFORMAZIONE ELASTICA

Dipende dallo sforzo applicato e lo sforzo e la deformazione sono proporzionali secondo la **legge di Hooke** $\sigma = E \cdot \varepsilon$ dove E = modulo elastico o di Young, mentre per gli sforzi e le deformazioni di taglio è $\tau = G \cdot \gamma$ con G = modulo di taglio.

La deformazione risulta essere **elastica** quando lo sforzo e la deformazione sono tra loro proporzionali. Nel grafico, tale deformazione è lineare e la pendenza del tratto lineare corrisponde al modulo di Young E . Allora posso definire E una grandezza che misura la rigidità del materiale, cioè la resistenza che il materiale si oppone alla deformazione elastica. $\gg E$, \gg rigidità del materiale e \ll deformazione elastica E è una deformazione reversibile, cioè una volta rimosso il carico il pezzo riacquista la sua forma originaria.

interatomiche. La **curva di Condon-Morse**: F è in funzione della distanza interatomica r . Nei materiali metallici e ceramici la deformazione elastica $\leq 0.50\%$ e la curva è lineare. La tensione è linearmente proporzionale alla deformazione.



Il modulo elastico degli acciai è costante a 210 GPa, perché è determinato dalla forza di legame fra due atomi di Fe. Cambiano composizione e trattamenti termici e di conseguenza cambia il limite elastico, carico di snervamento, ma non il modulo.

Non dipende né dalla presenza né dal moto di dislocazioni.

I **metodi di rafforzamento** non sono metodi di irrigidimento, si genera un aumento del carico di snervamento ed il limite elastico che influenzano la capacità di deformazione plastica del materiale. E non cambia in seguito ad incrudimento e cambia solo in

soluzioni solide basso legate rispetto al metallo puro.

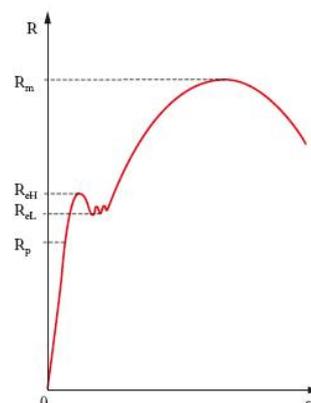
PROPRIETA' ELASTICHE DEI MATERIALI

Durante lo sforzo di trazione, si genera un allungamento del provino valutabile da una deformazione nella direzione di applicazione dello sforzo Lungo l'asse z . Si verifica una strizione laterale sugli assi perpendicolari alla direzione di applicazione dello sforzo, dalle quali determino le deformazioni laterali di compressione ϵ_x e ϵ_y , uniassiale con materiale isotropo se $\epsilon_x = \epsilon_y$. Il rapporto tra questi valori mi determina il **coefficiente di Poisson** $\nu = -\epsilon_{lat} / \epsilon_{ass}$

- il valore negativo, mi rende il coefficiente positivo;
- per i materiali isotropi dovrebbe essere 1/4
- il valore di ν , a volume costante è 0.5
- per tutti i materiali si osserva un aumento di volume durante la trazione.
- 0.5 = allungamento e strizione laterale a volume costante, la sezione si stringe in trazione e si allarga in compressione.
- 0.3 = allungamento e strizione laterale con piccola espansione durante l'applicazione del carico di trazione-concentrazione in compressione
- 0 = allungamento senza strizione laterale con notevole espansione durante l'applicazione del carico di trazione e concentrazione in compressione
- -1 materiali auxetivi : espansione laterale durante l'applicazione del carico di trazione

Ceramici:	compreso tra 0,17 e 0,27
Metalli:	vicino a 0,33,
Polimeri:	compreso tra 0,33-0,5
Calcestruzzo	compreso tra 0,15-0.2

allo 0.5%. Per alcuni metalli puri, leghe metalliche a struttura cfc, presentano una curva monotona, mentre negli acciai a basso tenore di C, la transizione tra il campo di deformazione elastica e plastica avviene in una zona ben definita, detta **zona di snervamento** e non presenta più un andamento monotono. La deformazione plastica inizia in corrispondenza di una decrescita dello sforzo in un punto, cioè nelle zone periferiche del provino, detto *carico superiore di snervamento*. La deformazione fluttua e varia intorno a un valore medio, detto *carico di snervamento inferiore*. (generalmente, si assume questo per convenzione come carico di snervamento). Continua nelle zone periferiche, vicino alle teste del provino fino ad andare nelle zone centrali. Successivamente, lo sforzo cresce al crescere della deformazione. Quando il fenomeno ha interessato tutto il provino, tende a scomparire e la deformazione ritorna omogenea e contemporanea su tutto il provino.



Il carico di snervamento è la misura della resistenza da questo opposta ad essere deformato plasticamente.

Sul provino, soggetto a deformazione plastica, si formano delle **bande dette di Luders**. Non è altro che la traccia superficiale dei piani ad alta densità che subiscono il moto delle dislocazioni e risultano essere stati attivi ai carichi di taglio di intensità sufficiente a provocare il moto delle dislocazioni. È un fenomeno di slittamento che parte dalle teste per progredire verso il centro del provino. Difetto superficiale causato dalla trazione.

Il **carico di snervamento** definisce le caratteristiche meccaniche di un materiale. Permette di determinare, analiticamente, lo sforzo massimo che può essere applicato senza produrre deformazioni permanenti. Si considera il carico di snervamento come una grandezza di riferimento e si dimensiona il pezzo in modo che gli sforzi agenti siano inferiori. L'uso di un materiale ad alto carico di snervamento permette la costruzione di elementi a sezione più piccola e più leggeri.

Si usa un materiale a basso carico di snervamento quando per la loro formatura devono subire una forte deformazione plastica. I metalli puri presentano questa caratteristica e grande deformazione plastica. Il meccanismo del rafforzamento dei metalli consente di affinare i grani, determinare soluzioni solide sostituzionali o interstiziali, deformazioni e fasi secondarie.

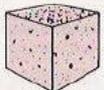
INCRUDIMENTO E ALLUNGAMENTO: Incrudimento aumenta, determinando un aumento della resistenza alla trazione e sforzo critico a scapito dell'allungamento percentuale che diminuisce.

CARICO MASSIMO E DI ROTTURA

Al crescere della deformazione, si raggiunge un punto massimo del grafico che rappresenta il carico massimo ed è il punto per il quale il provino ha ceduto e si è rotto. La curva inizia a decrescere, perché inizia la strizione fino alla frattura. La resistenza di rottura è lo sforzo dal punto di massimo della curva sforzo-deformazione. Le deformazioni sono ripartite uniformemente lungo tutta la sua lunghezza.

STRIZIONE

In corrispondenza dello sforzo massimo, si originano dei piccoli restringimenti di sezione, sede di future deformazioni. La frattura avviene al centro del restringimento, mentre il carico di frattura corrisponde allo sforzo presente al punto di frattura.

Dimensione massima dell'inerte <i>diámetro</i> mm	fino a 20	da 20 a 30	da 30 a 50	da 50 a 80	da 80 a 150
Lato del provino  cm	10 oppure 15	15 oppure 20	20 oppure 25	25 oppure 30	30

PREPARAZIONE DEI PROVINI

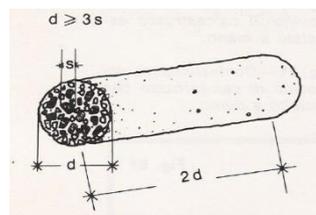
Le cubiere sono in poliuretano espanso e risultano essere indeformabili, riutilizzabili e monoblocchi. Sul fondo presentano un foro per la **sformatura** pneumatica dei cubetti. Le superfici interne presentano delle facce parallele, lisce, perché sono studiate in modo da evitare la rettifica prima della prova di rottura.

Possono essere realizzati in:

- laboratorio**, preparati con la massima cura, con precisione dello 0.2% in un locale a temperatura 18-26°C, con umidità relativa >65% mediante confezionamento a mano o a betoniera. Viene realizzata in un unico getto e subito viene assestato con un piano vibrante in modo da occupare tutti i vuoti. Dopo 24 h viene eseguita la sformatura e viene fatto essiccare per un mese, in un locale a T ambiente con umidità >95%, sistemando i provini sotto sabbia umida.
- cantiere**, può essere effettuato all'impianto di betonaggio o dall'autobetoniera o al momento dell'impiego. Il cls **fluid** viene assestato con due o più strati, con colpi di tondino di ferro del diametro di 10 mm. Il cls di **media consistenza** viene costipato con due o più strati consecutivi mediante pestelli, mentre quello a **consistenza umida** viene vibrato in opera. Viene posto nelle forme in un unico strato ed assestato con la vibrazione. Si procede successivamente a rasare con il righello di metallo la superficie superiore. La sformatura avviene dopo 24 h dal confezionamento. Il prelievo deve essere effettuato in presenza del rappresentante dell'impresa, della direzione dei lavori e verbalizzato.

CAROTAGGIO

Prelievo del materiale già esistente mediante un macchinario che preleva una carota di dimensioni non inferiori a 3 volte il diametro massimo dell'inerte impiegato nella confezione.



PROVE DI ROTTURA UNI EN 12390-3:2003

I provini vengono sottoposti a una prova di regolarità geometrica (misura delle dimensioni e pesatura) e nel caso in cui i parametri non sono regolari, verranno sottoposti ad una spianatura e rettifica mediante delle macchine molatrici. La **velocità di prova o anche velocità di incremento del carico costante** deve essere pari a 50 N/CM2S e deve durare pochi minuti. Nei *creep*, invece, le velocità sono lente. Prova principale è il carico di rottura, dal quale si procede, su ogni singolo provino, al calcolo della resistenza media del materiale con metodi statistici.

Il tipo di rottura del materiale definisce la resistenza del cls. Se si rompe tramite una serie di piramidi con le facce che formano un angolo di 45° con la base, il cls ha raggiunto una elevata resistenza a compressione. Se presenta tali caratteristiche e se si spacca in due o 3 blocchi, ottimo materiale. Invece se è di materiale scadente, si sbriciola sulle superfici laterali senza precisi piani di rottura.

- provini cilindrici : presentano una resistenza inferiore e cedono prima a causa della loro geometria ($h = 300 \text{ mm}$) e sono portati a rottura da forze di trazioni trasversali, la cui intensità aumenta allontanandosi dalle superfici di applicazione del carico.

MODULO DI ELASTICITA'

Proprietà meccanica fondamentale di qualsiasi materiale elastico-lineare, omogeneo e isotropo, che fornisce dei dati essenziali per le applicazioni strutturali. Varia a seconda:

- Nei materiali a **microstruttura fine**, metalli, presentano un tratto iniziale della curva sforzo-deformazione un andamento lineare e di conseguenza un modulo elastico, cioè la pendenza, il cui valore viene tabellato.
- Nei materiali a **microstruttura disomogenea**, materiali compositi come cls, il modulo di elasticità dipende da numerosi parametri e deve essere specificato o come pendenza iniziale della curva con $E_{ci} = \text{modulo dinamico}$ o come pendenza media $E_c = \text{modulo secante}$.

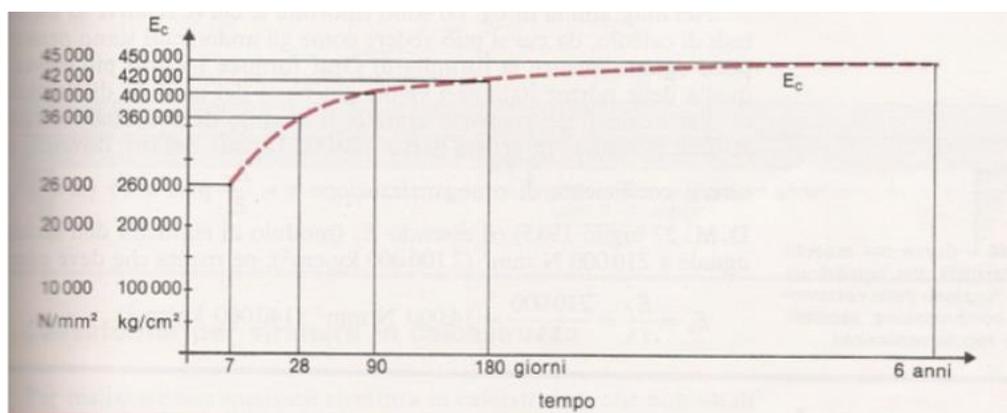
Il **modulo secante** è una pendenza di una retta che passa per l'origine e il punto corrispondente a uno sforzo = 40% dello sforzo massimo, perché presenta un comportamento elastico, mentre al $\gg 40\%$ si ha il propagarsi delle cricche.

Se il cls è sottoposto a sforzi di compressione di breve durata e intensità $\ll 30\%$ della resistenza a compressione o sforzi di trazione $\ll 70\%$ della sua resistenza a trazione, segue la Legge di Hooke. Il modulo di elasticità del cls è un parametro variabile in funzione di diversi parametri tecnologici come:

1. la classe di resistenza, all'aumentare della resistenza del cls cresce E. Esistono diverse formule empiriche che mettono in correlazione il modulo di elastico e la resistenza caratteristica.
2. composizione granulometrica;
3. rapporto acqua/cemento;
4. modalità posa in opera;
5. grado di maturazione;

All'interno di una struttura risulta molto difficile trovare elementi differenti tra loro che possano presentare le stesse caratteristiche elastiche, con la conseguenza di un irrigidimento delle zone di migliore qualità.

Il modulo di elasticità varia nel tempo e raggiunge un valore massimo in 6 anni circa. Per i cls di scarsa resistenza, $E = 15000 \text{ N/mm}^2$ (150000 Kg/cm^2) mentre per un ottimo cls $E = 450.000 \text{ Kg/cm}^2$.



All'aumentare del livello di sforzo, le cricche si formano più rapidamente. Per fatica a bassi cicli (elevati livelli di sforzo) la fase di propagazione predomina.

I fattori che influenzano la resistenza a fatica sono:

- concentrazione degli sforzi;
- condizione superficiale;
- ambiente corrosivo;
- temperatura di esercizio;

Lo stress che si determina all'apice di una cricca risulta nettamente superiore al carico applicato dall'esterno. Tale stress locale è >> al carico di snervamento, mentre il carico esterno non lo è. Nei materiali duttili, si forma una zona plastica intorno all'apice della cricca. Più il carico aumenta o segue un carico ciclico, più la zona plastica si estende ed incrudisce, determinando un avanzamento della cricca. Invece, nei materiali fragili si ha una bassa resistenza a fatica, perché se si superasse il carico di snervamento si ha subito frattura.

Come la maggior parte di tutte le prove, anche questa viene effettuata in laboratorio. Si cerca di simulare le condizioni di sforzo di servizio mediante un apparecchiatura per **prove di flessione rotante**. Sul provino, messo in rotazione e in flessione, si applicano contemporaneamente sforzi di trazione e di compressione. (generalmente si effettuano anche prove con un ciclo di carico uniassiale di trazione-compressione). Si prendono in considerazione una serie di prove, sottoponendole a un ciclo di carico massimo e se ne determina il numero dei cicli di rottura. Si ripete su tutti gli altri provini con carichi decrescenti. I risultati ottenuti si plottano in un grafico, detto *diagramma di Wohler*, in funzione dei cicli (giri/minuto) e N/mm². Più è grande l'ampiezza dello sforzo e più è piccolo il numero dei cicli che il materiale è in grado di sopportare prima della rottura. Il **limite di fatica** è un valore al di sotto del quale la rottura per fatica non avviene e rappresenta il valore più grande di carico fluttuante che non causerà rottura per un numero infinito di cicli.

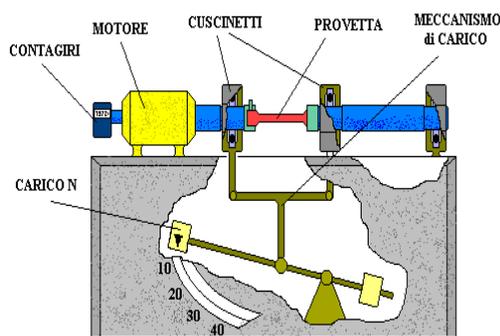


Figura 1 MACCHINA DI SCHENCK



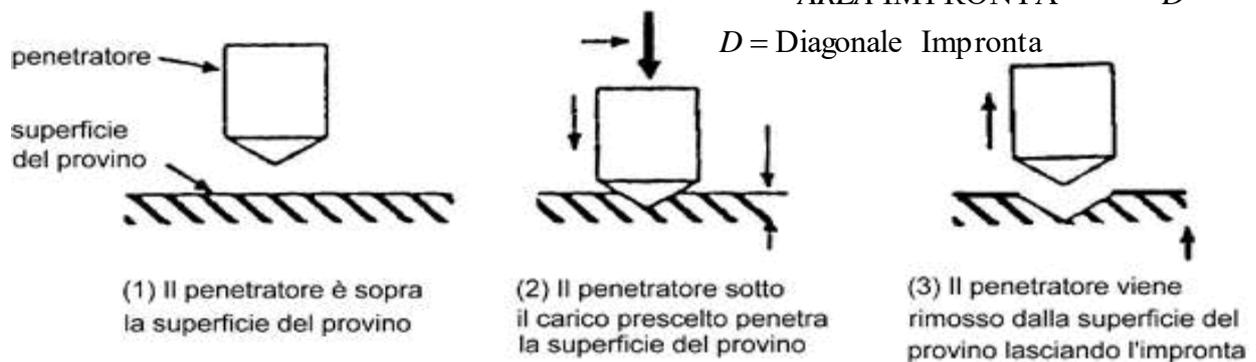
Per molti acciai, il limite di fatica varia tra 30-60% della resistenza a trazione, mentre le leghe non ferrose (alluminio, rame, magnesio) non presentano un limite definito, quindi hanno un andamento decrescente all'aumentare dei numeri dei cicli. Per questi materiali viene definita la **resistenza a fatica**, livello di sforzo a cui si ha rottura per un numero definito di cicli. Esiste una dispersione considerevole dei dati che producono una variazione nella misura del valore N per le stesse condizioni di prova e di carico. Ciò può portare a significative incertezze progettuali. Lo scarto è dovuto all'influenza dei parametri di prova e del materiale che risulta difficile tenere sotto controllo. Le curve di fatica sono determinate dall'interpolazione

$$H_B = \frac{\text{CARICO}}{\text{AREA IMPRONTA}} = \frac{F}{\pi Dd}$$

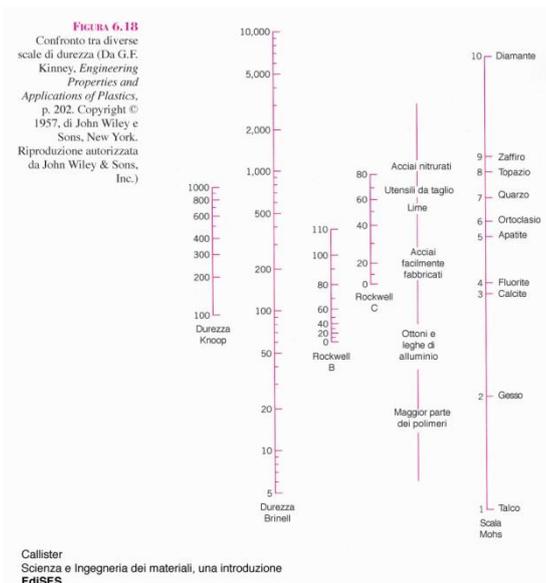
2. BRINELL. Penetratore sferico duro che cerca di penetrare la superficie del metallo. Il numero di durezza HB è funzione dell'entità del carico e del diametro dell'impronta. L'impronta deve essere ben definita e serve una superficie di prova liscia e piatta.
3. VICKERS. (a piramide di diamante) I carichi applicati sono inferiori ai due metodi precedenti. L'impronta viene misurata con un microscopio ottico e convertita in un numero di durezza. La superficie del provino deve venire preparata con molta cura, lisciata e pulita, per assicurare la qualità dell'impronta che si deve poi misurare.

$$H_V = \frac{\text{CARICO}}{\text{AREA IMPRONTA}} = 1.854 \frac{F}{D^2}$$

D = Diagonale Impronta



La durezza non è una grandezza facilmente determinabile e ci sono diverse differenze tra le varie metodologie, per questo non esiste ancora una corretta unità di conversione univoca. I metodi di conversione attuali si basano su confronti sperimentali fra le scale e dipendono dal tipo di materiale e dalle sue caratteristiche.



Invece, la durezza e il carico di rottura che sono indicatori della resistenza dei metalli alla deformazione plastica, possono essere messe in correlazione perchè la prova di durezza risulta essere più vantaggiosa (motivi spiegati precedentemente) e consente di effettuare una stima delle *caratteristiche di resistenza e controllo della qualità*.

TENACITA'

E' la capacità di un materiale di assorbire energia fino al raggiungimento della rottura. E' importante la geometria del provino e la modalità di applicazione del carico. In caso di carico dinamico e di intagli (concentrazione sforzi) si determina la *resilienza a intaglio* mediante un test impattivo. **Pendolo di Charpy**. Indica la capacità di resistenza di un materiale alla frattura quando una cricca è

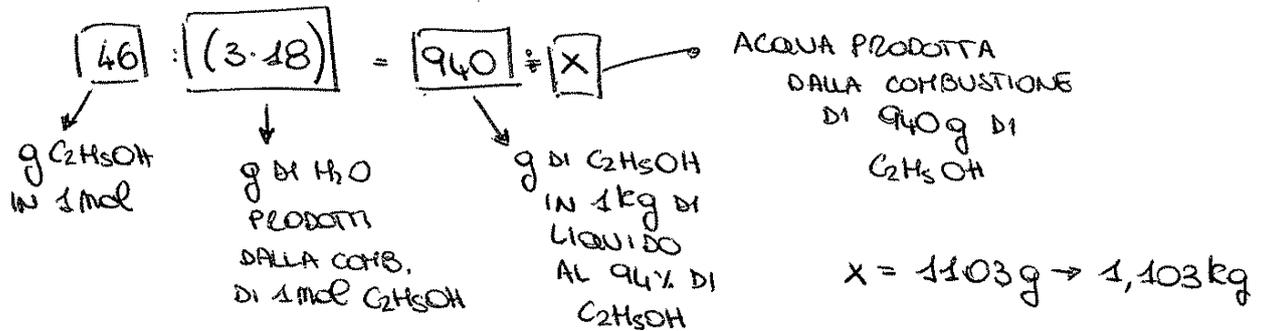
presente al suo interno. In caso di condizioni statiche (basse deformazioni) la tenacità è determinata dalla curva sforzo-deformazione. Un materiale tenace presenta sia una elevata resistenza che duttilità e i materiali duttili sono > dei fragili.

$$\begin{aligned} \text{ACQUA TOTALE} &= \text{ACQUA PROD. COMB. H}_2 + \text{ACQUA PROD. COM. CH}_4 = \\ &= 0,0241 + 0,0804 = 0,1045 \text{ Kg} = n \end{aligned}$$

$$Q_s = Q_i + n q_{\text{H}_2\text{O}} = 5270,53 + (0,1045 \cdot 2500) = 5531,48 \text{ KJ/Nm}^3$$

PER CALCOLARE Q_i BISOGNA DETERMINARE L'ACQUA PRODOTTA, ESSA AVRA' 2 CONTRIBUTI

- ACQUA PRODOTTA DALLA COMBUSTIONE DEL C_2H_5OH



- ACQUA PROVENIENTE DAL COMBUSTIBILE

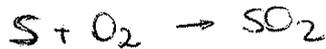
$$60 \text{ g} \rightarrow 0,06 \text{ kg}$$

$$ACQUA \text{ TOT} = 1,103 + 0,06 = 1,163 \text{ kg} = n$$

$C_2H_5OH_{94\%}$

$$Q_i = Q_s - n Q_{H_2O} = 27988 - (1,163 \cdot 2500) = 25080 \text{ kJ/kg}$$

$C_2H_5OH_{94\%}$



$$\boxed{32} : \boxed{22,4} = \boxed{10} : \boxed{x} \rightarrow \begin{array}{l} \text{l di } S_2 \text{ NECESSARI} \\ \text{PER LA COMBUSTIONE} \\ \text{DI } 10 \text{ g di } S_2 \end{array} \quad x = 7 \text{ l}$$

\swarrow g di S_2 IN 1 mol
 \downarrow l di O_2 NECESSARI PER LA COMB. di 1 mol S_2
 \swarrow g di S_2 IN 1 kg di COMBUSTIBILE

$$O_{2\text{TOT}} = O_2 (\text{per comb C}) + O_2 (\text{per comb } H_2) + O_2 (\text{per comb } S_2) =$$

$$= 1549,33 + 280 + 7 = 1836,33 \text{ l} \rightarrow 1,8363 \text{ Nm}^3$$

PARTE DELL'OSSIGENO E' GIA' PRESENTE NEL COMBUSTIBILE.
L'OSSIGENO DA FORNIRE CON L'ARIA SARA' QUINDI PARI A:

$$O_{2\text{Nec}} = O_{2\text{TOT}} - O_{2\text{comb}}$$

$O_{2\text{comb}}$ SI PUO' CALCOLARE VALUTANDO I LITRI OCCUPATI
DALL'OSSIGENO NEL COMBUSTIBILE

$$\boxed{32} : \boxed{22,4} = \boxed{60} : \boxed{x} \rightarrow \begin{array}{l} \text{l OCCUPATI} \\ \text{DA } 60 \text{ g di } O_2 \end{array} \quad x = 42 \text{ l}$$

\swarrow g di O_2 IN 1 mol
 \downarrow l OCCUPATI DA 1 mol O_2
 \swarrow g di O_2 IN 1 kg di COMBUSTIBILE
 $\rightarrow 0,042 \text{ Nm}^3$

$$O_{2\text{NEC}} = 1,8363 - 0,042 = 1,7943 \text{ Nm}^3$$

$$\text{ARIA TEORICA} = O_{2\text{NEC}} \cdot 4,8 = 1,7943 \cdot 4,8 = 8,6 \text{ Nm}^3$$

ESERCIZIO 5

COMBUSTIBILE SOLIDO		1 kg comb
C	86% wt	860 g C
H ₂	2% wt	20 g H ₂
S	1% wt	10 g S
O ₂	5% wt	50 g O ₂
N ₂	3% wt	30 g N ₂
CENERI	3% wt	30 g CENERI

PRENDONO PARTE ALLA COMBUSTIONE C, H₂, S

O₂ SARÀ NECESSARIO PER LA COMBUSTIONE E DOVRÀ ESSERE SOTTRATTO NEL CALCOLO DELL'ARIA TEORICA

N₂ PASSA NEI FUMI

LE CENERI NON SI CONTANO, SONO SOLIDE E NON PASSANO NEI FUMI.

LA % DI CO₂ NEI FUMI, NEL CASO DI ECCESSO D'ARIA, PUÒ ESSERE ESPRESSA COME SEGUE

$$\% \text{CO}_2 \text{ ecc} = \frac{V_{\text{CO}_2}}{V_{\text{FUMI TEOR}} + V_{\text{ECC. ARIA}}}$$

N.B. NEL CASO DI COMBUSTIONE CON ARIA TEORICA A DENOMINATORE AUREMTO SOLO IL VOLUME DEI FUMI TEORICI.

CALCOLO DELL'OSSIGENO NECESSARIO ALLA COMBUSTIONE

PER C



Per bruciare 1 mol di C è necessaria 1 mol O₂

$$\boxed{12} : \boxed{22,4} = \boxed{860} : \boxed{x}$$

$x = 1605 \text{ l} \rightarrow 1,605 \text{ Nm}^3$

gdi C in 1 mol l O₂ PER COMB 1 mol C gdi C in 1 kg comb. 860 gC l O₂ per bruciare 860 gC

CALCOLO DELLA COMPOSIZIONE DEI FUMI

NEI FUMI SARANNO PRESENTI

- CO_2 dalla COMBUSTIONE di C



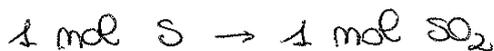
$$12 : 22,4 = 860 : x \quad x = 1605 \text{ l} \rightarrow 1,605 \text{ Nm}^3$$

- H_2O dalla COMBUSTIONE di H_2



$$2 : 22,4 = 20 : x \quad x = 224 \text{ l} \rightarrow 0,224 \text{ Nm}^3$$

- SO_2 dalla COMBUSTIONE di S



$$32 : 22,4 = 10 : x \quad x = 4 \text{ l} \rightarrow 0,004 \text{ Nm}^3$$

- N_2

- da aria teorica $6,42 \text{ Nm}^3$

- dal combustibile $28 : 22,4 = 30 : x \quad x = 24 \text{ l} \rightarrow 0,024 \text{ Nm}^3$

~~104~~

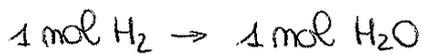
$$\text{FUMI TOTALI} = 1,605 + 0,224 + 0,004 + 6,42 + 0,024 = 8,28 \text{ Nm}^3$$

$$\% \text{ CO}_2 \text{ ecc} = \frac{V_{\text{CO}_2}}{V_{\text{fumi}} + V_{\text{aria ecc}}} \cdot 100$$

$$13 = \frac{1,605}{8,28 + V_{\text{aria ecc}}} \cdot 100 \rightarrow V_{\text{aria ecc}} = 4,06 \text{ Nm}^3$$

$$\% \text{ ARIA ECC} = \frac{V_{\text{aria ecc}}}{V_{\text{AT}}} \cdot 100 = \frac{4,06}{8,1} \cdot 100 \approx 50\%$$

H₂



$$22,4 : 18 = 200 : x \quad x = 160,7 \text{ g} \rightarrow 0,16 \text{ Kg}$$

$$\text{ACQUA TOTALE} = 0,96 + 0,16 = 1,12 \text{ Kg} = n$$

$$Q_{i \text{ TOT}} = Q_{s \text{ TOT}} - n q_{\text{H}_2\text{O}} = 26394 - (1,12 \cdot 2500) = 23594 \text{ KJ/Nm}^3$$

DETERMINAZIONE DELL'ARIA TEORICA

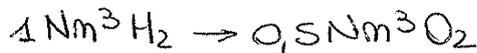
CH₄



$$\begin{aligned} 0,6 \text{ Nm}^3 \text{ CH}_4 &\rightarrow 0,6 \cdot 2 = 1,2 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2 \\ (\text{nel combustibile}) & \\ \Rightarrow 1,2 \cdot 4,8 &= 5,76 \text{ Nm}^3 \\ &\text{ARIA} \end{aligned}$$

N.B. PER I GAS VALE IL PRINCIPIO DI AVOGADRO
 MOU DI GAS DIVERSI OCCUPANO LO STESSO VOLUME (1 mol = 22,4 l)
 ⇒ LE RELAZIONI VALDE PER LE MOU SONO VALDE ANCHE PER Nm³.

H₂



$$\begin{aligned} 0,2 \text{ Nm}^3 \text{ H}_2 &\rightarrow 0,2 \cdot 0,5 = 0,10 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2 \\ (\text{nel combustibile}) & \\ \Rightarrow 0,10 \cdot 4,8 &\text{ Nm}^3 \text{ ARIA} \\ &= 0,48 \end{aligned}$$

$$\text{ARIA TOTALE} = 5,76 + 0,48 = 6,24 \text{ Nm}^3$$

$$P_t = \frac{Q_i}{V_{AT} + 1} = \frac{23594}{6,24 + 1} = 3260 \frac{\text{KJ}}{\text{Nm}^3}$$

$$Q_{v \text{ TOT}} = 0,8 \cdot Q_{v \text{ C}_8\text{H}_{18}} + 0,2 \cdot Q_{v \text{ C}_2\text{H}_5\text{OH}} =$$

$$= 0,8 \cdot 418 + 0,2 \cdot 920 = 518,4 \text{ kJ/kg}$$

VOLUME DEL COMBUSTIBILE VAPORIZZATO

OTTANO

$$\boxed{114} : \boxed{22,4} = \boxed{800} : \boxed{x}$$

\swarrow g di C_8H_{18} in 1 mol
 \downarrow l occupati da 1 mol di C_8H_{18} VAPORIZZATO
 \swarrow g di C_8H_{18} in 1 kg di COMBUSTIBILE
 \rightarrow l occupati da 800 g di C_8H_{18} VAPORIZZATO

$$x = 157,2 \text{ l}$$

$$\rightarrow 0,1572 \text{ Nm}^3$$

ALCOOL ETILICO

$$\boxed{46} : \boxed{22,4} = \boxed{200} : \boxed{x}$$

\swarrow g di $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ in 1 mol
 \downarrow l occupati da 1 mol di $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ VAPORIZZATO
 \swarrow g di $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ in 1 kg di COMBUSTIBILE
 \rightarrow l occupati da 200 g di $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ VAPORIZZATO

$$x = 97,4 \text{ l}$$

$$\rightarrow 0,0974 \text{ Nm}^3$$

$$V_{\text{TOT}} = 0,1572 + 0,0974 = 0,2546 \text{ Nm}^3$$

CALCOLO DELL'ARIA TEORICA

OTTANO

$$1 \text{ Nm}^3 \text{ C}_8\text{H}_{18} \rightarrow \frac{25}{2} \text{ Nm}^3 \text{ O}_2$$

$$0,1572 \text{ Nm}^3 \text{ C}_8\text{H}_{18} \rightarrow \frac{25}{2} \cdot 0,1572 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2$$

$$\Rightarrow \frac{25}{2} \cdot 0,1572 \cdot 4,8 = 9,432 \text{ Nm}^3 \text{ ARIA}$$

N.B. CONOSCO I VOLUMI
 DEI COMBUSTIBILI VAPORIZZATI
 \rightarrow POSSO LAVORARE COME
 SE AVESSI UNA MISCELA
 GASSOSA

ESERCIZIO 8

POTENZIALE TERMICO DI UN COMBUSTIBILE GASSOSO

$$P_t = \frac{Q_i}{V_{AT} + 1}$$

MISCELA GASSOSA

CH₄ 40% vol

H₂ 10% vol

N₂ 20% vol

E' ANALOGO
AD ES. N° 6

• N_2 dell'aria necessaria alla combustione dei due componenti

→ 1 mol C → 1 mol O_2

$$12 : 22,4 = 860 : x \quad x = 1605 \text{ l} \rightarrow 1,605 \text{ Nm}^3$$

$$N_2 = 1,605 \cdot 3,8$$

→ 1 mol H_2 → 0,5 mol O_2

$$2 : (0,5 \cdot 22,4) = 140 : x \quad x = 784 \text{ l} \rightarrow 0,784 \text{ Nm}^3$$

$$N_2 = 0,784 \cdot 3,8$$

$$N_{2 \text{ tot}} = (1,605 \cdot 3,8) + (0,784 \cdot 3,8) = 9,0782 \text{ Nm}^3$$

IPOTIZZO UNA PRIMA TEMPERATURA $T_1 = 2000^\circ \text{C}$

IL CALORE NECESSARIO A PORTARE I FUMI A TALE TEMPERATURA SI CALCOLA CONSIDERANDO I VOLUMI DEI COSTITUENTI E I RELATIVI CALORI SENSIBILI (= calori necessari a portare ciascun costituente ad una data T, sono tabulati)

$$\begin{aligned} Q_{2000} &= (V_{CO_2} \cdot Q_{CO_2 2000}) + (V_{H_2O} \cdot Q_{H_2O 2000}) + (V_{N_2} \cdot Q_{N_2 2000}) = \\ &= (1,605 \cdot 4851) + (1,568 \cdot 3890) + (9,078 \cdot 2967) = \\ &= 40892,93 \text{ kJ/kg} \end{aligned}$$

↳ E' INFERIORE A Q_i

⇒ SCELGO LA SECONDA TEMPERATURA
MAGGIORE DELLA PRIMA $T_2 = 2200^\circ \text{C}$

ESERCIZIO 10

COMBUSTIBILE GASSOSO

CO 75% vol

N₂ 25% vol

SOLO CO PRENDE PARTE
ALLA COMBUSTIONE
N₂ PASSA NEI FUMI

FUMI

- CO₂ dalla COMBUSTIONE di CO
- N₂ dal COMBUSTIBILE + da ARIA TEORICA per COMBUSTIONE CO

CO₂



$$1 \text{ Nm}^3 \text{ CO} \rightarrow 1 \text{ Nm}^3 \text{ CO}_2$$

$$0,75 \text{ Nm}^3 \text{ CO} \rightarrow 0,75 \text{ Nm}^3 \text{ CO}_2$$

N₂

$$1 \text{ Nm}^3 \text{ CO} \rightarrow 0,5 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2$$

$$0,75 \text{ Nm}^3 \text{ CO} \rightarrow 0,5 \cdot 0,75 = 0,375 \text{ Nm}^3 \text{ O}_2$$

$$\rightarrow 0,5 \cdot 0,75 \cdot 3,8 = 1,425 \text{ Nm}^3 \text{ N}_2$$

$$\begin{aligned} \text{N}_2 \text{ TOT} &= \text{N}_2 (\text{comb CO}) + \text{N}_2 (\text{combustibile}) = \\ &= 1,425 + 0,25 = 1,675 \text{ Nm}^3 \end{aligned}$$

IPOTIZZO UNA PRIMA TEMPERATURA $T_1 = 2000^\circ \text{C}$

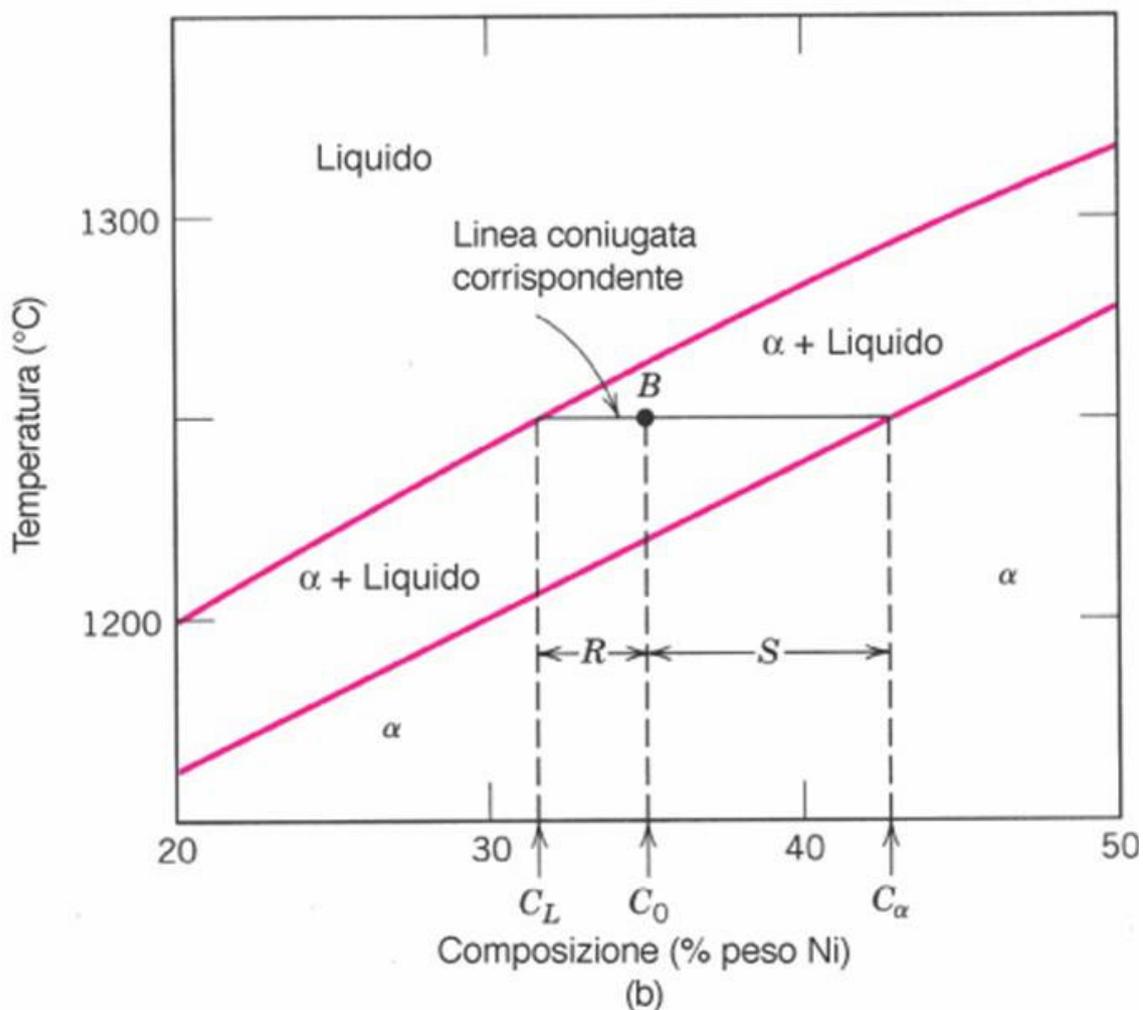
CALCOLO IL CALORE NECESSARIO A PORTARE I FUMI A 2000°C

$$\begin{aligned} Q_{2000} &= (V_{\text{CO}_2} \cdot Q_{\text{CO}_2 2000}) + (V_{\text{N}_2} \cdot Q_{\text{N}_2 2000}) = \\ &= (0,75 \cdot 4851) + (1,675 \cdot 2967) = 8608 \text{ KJ/Nm}^3 \end{aligned}$$

↓
E' INFERIORE A Q_i
SCELGO UNA SECONDA
TEMPERATURA $T_2 > T_1$
 $T_2 = 2200^\circ \text{C}$

ESERCIZI AGGIUNTIVI SUI COMBUSTIBILI

- 1) Calcolare il potere calorifico superiore e inferiore dell'alcool etilico ($PM = 46$), sapendo che l'entalpia della reazione $C_2H_5OH + 3 O_2 \rightarrow 2 CO_2 + 3 H_2O(g)$, con formazione di acqua vapore, vale $-1234,7$ kJ. [$Q_s=29776$ kJ/kg; $Q_i=26841$ kJ/kg]
- 2) Un combustibile liquido costituito dal 90% in peso di eptano e dal 10% in peso di ottano ha un potere calorifico inferiore di 35564 kJ/kg. Calcolare il potere calorifico superiore. [$Q_s=39159$ kJ/kg]
- 3) Un gas naturale costituito dai seguenti composti: $CH_4=80\%$ vol; $C_2H_6=4\%$; $N_2=16\%$ ha un potere calorifico inferiore di 31087 kJ/Nm³. Calcolare il potere calorifico superiore. [$Q_s=34542$ kJ/Nm³]
- 4) Dato un gas costituito da: $CH_4=70\%$ vol; $H_2=20\%$; $N_2=10\%$ calcolare il potere calorifico superiore ed inferiore sapendo che per la combustione del metano con produzione di acqua liquida $DH=-890800$ J/mol e per la combustione dell'idrogeno con produzione di acqua liquida $DH=-285800$ J/mol. [$Q_s=30389.5$ kJ/Nm³; $Q_i=27251.7$ kJ/Nm³]
- 5) Calcolare i volumi dei gas presenti nei fumi ottenuti bruciando 5 kg di alcool metilico (CH_3OH) anidro con l'aria teorica [Fumi: $CO_2=3,5$ m³, $H_2O=7$ m³ $N_2=19,95$ m³]
- 6) Calcolare la composizione dei fumi ottenuti bruciando con un eccesso d'aria del 10% un combustibile liquido composto da $C=85\%$ wt; $H=13\%$; $S=2\%$. [$CO_2=12.18\%$; $H_2O=11.18\%$; $SO_2=0.11\%$; $O_2=1.79\%$; $N_2=74.74\%$]
- 7) Calcolare il potenziale termico del benzene liquido sapendo che $Q_s=41840$ kJ/kg; $Q_v=460$ kJ/kg. [$P_t=3818$ kJ/Nm³]
- 8) Calcolare la temperatura teorica di combustione di un gas costituito da 30%vol da CO e 70%vol da azoto, sapendo che l'entalpia di combustione per il CO vale $DH=-283$ kJ/mol. [$T=1493$ °C]
- 9) Calcolare la temperatura teorica di combustione di un gas di composizione $CH_4=5\%$ vol; $CO=20\%$; $N_2=60\%$; $CO_2=15\%$ con $Q_i=4500$ kJ/Nm³ se viene utilizzato ossigeno puro come comburente. [$T=2170$ °C]
- 10) Un combustibile solido di composizione $C=80\%$ wt; $H=10\%$; $O=7\%$; ceneri=3% ha $Q_i=34700$ kJ/kg. Calcolare la temperatura teorica di combustione se viene impiegato un eccesso d'aria del 30%. [$T=1652$ °C]
- 11) Calcolare il potenziale termico di un gas costituito, in volume, da 60% di CH_4 , 20% di H_2 e 20% di N_2 sapendo che le entalpie delle reazioni $CH_4 + 2 O_2 \rightarrow CO_2 + 2 H_2O(l)$ e $H_2 + \frac{1}{2} O_2 \rightarrow H_2O(l)$ valgono rispettivamente $-890,8$ kJ e $-286,2$ kJ. [$P_t=3260$ kJ/Nm³]
- 12) Calcolare il potenziale termico di un combustibile liquido costituito per il 90% in peso da isoottano e per il 10% da n-eptano nell'ipotesi che la miscela abbia un calore di vaporizzazione di 335 kJ/kg e un potere calorifico superiore di 48.325 kJ/kg. [$P_t=3761$ kJ/Nm³]



Soluzione es.1

punto	T [°C]	Varianza $V=C-f+1$	Fasi f	Composizione delle fasi	% delle fasi presenti
A	1100	$2-1+1=2$	α	α : 60% Ni	$\alpha = 100\%$
B	1250	$2-2+1=1$	$\alpha + \mathcal{L}$	\mathcal{L} : 32% Ni, 68% Cu α : 42% Ni, 58% Cu	\mathcal{L} : $100 \cdot (42-35)/(42-32) = 70\%$ α : $100 \cdot (35-32)/(42-32) = 30\%$

- (c) la massima solubilità dello stagno nel piombo è di 18,3% a 183 °C.
 (d) A 50°C, la lega contenente il 10% di Sn presenta due fasi α e β in equilibrio tra loro.
 Tracciando la linea di collegamento fra le due curve di solvus, si può applicare la regola della leva:

$$\% \beta = \frac{10 - 2}{98 - 2} \times 100 = 8,3\%$$

Esercizio 3

Per una lega di Pb-30% Sn determinare la varianza, le fasi presenti, la loro composizione e la loro quantità alle seguenti temperature: 300°C, 200°C, 184°C, 182°C, 50°C.

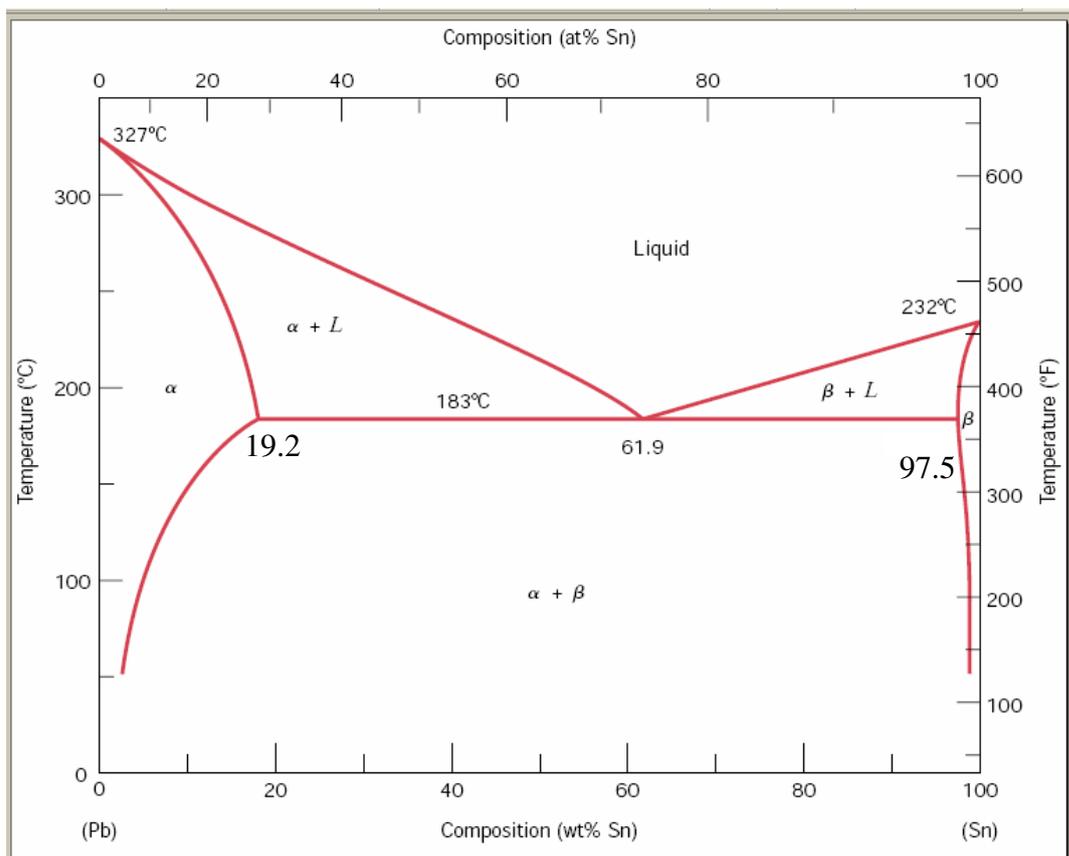
Soluzione es.3

T [°C]	Varianza V=C-f+1	Fasi f	Composizione delle fasi	% delle fasi presenti
300	2-1+1=2	ℓ	ℓ : 30% Sn	$\ell = 100\%$
200	2-2+1=1	$\alpha + \ell$	ℓ : 55% Sn α : 18% Sn	ℓ : $100 \cdot (30-18)/(55-18) = 32\%$ α : $100 \cdot (55-30)/(55-18) = 68\%$
184	2-2+1=1	$\alpha + \ell$	ℓ : 61,9% Sn α : 18,3% Sn	ℓ : $100 \cdot (30-18,3)/(61,9-18,3) = 26,8\%$ α : $100 \cdot (61,9-30)/(61,9-18,3) = 73,2\%$
182	2-2+1=1	$\alpha + \beta$	α : 18,3% Sn β : 97,8% Sn	α : $100 \cdot (97,8-30)/(97,8-18,3) = 85,3\%$ β : $100 \cdot (30-18,3)/(97,8-18,3) = 14,7\%$
50	2-2+1=1	$\alpha + \beta$	α : 2% Sn β : 98% Sn	α : $100 \cdot (98-30)/(98-2) = 70,8\%$ β : $100 \cdot (30-2)/(98-2) = 29,2\%$

Esercizio 4

Dopo aver completato il diagramma di stato riportato in figura, indicare ove possibile, per il raffreddamento del liquido di composizione A: il numero delle fasi presenti, la loro composizione (in termini di % di A e B) e le loro quantità relative, rispettivamente nei punti:

Esercizio 5



Una lega con 30% di piombo e 70% stagno viene raffreddata lentamente da 250°C a 27°C.

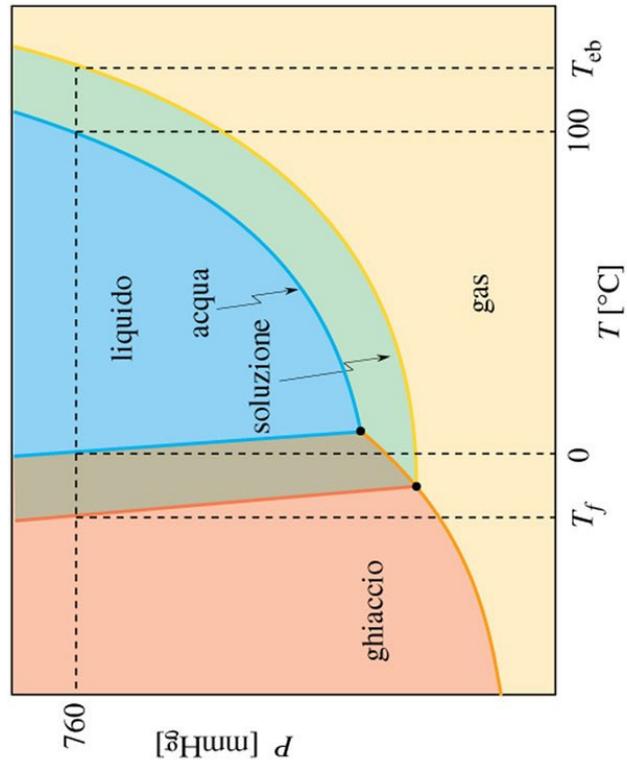
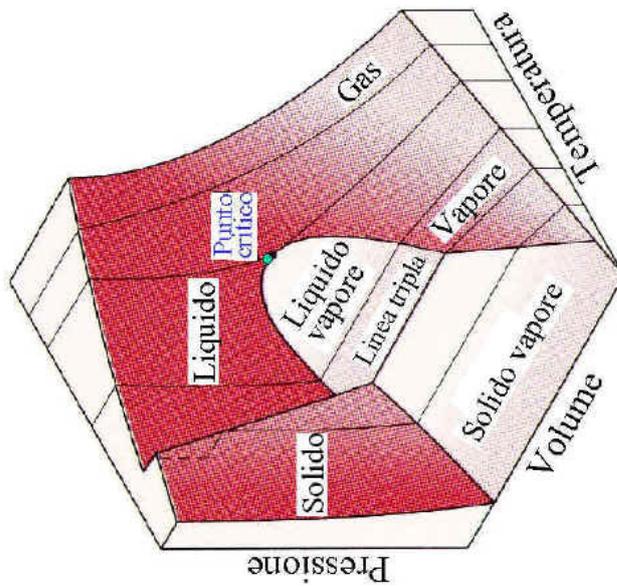
- 1) La lega è ipoeutettica o ipereutettica?
- 2) Qual è la composizione del primo solido che si forma?
- 3) Qual è la quantità e composizione di ogni fase presente a 183°C + ΔT?
- 4) Qual è la quantità e composizione di ogni fase presente a 183°C - ΔT?
- 5) Quali sono le quantità delle fasi presenti a T ambiente?

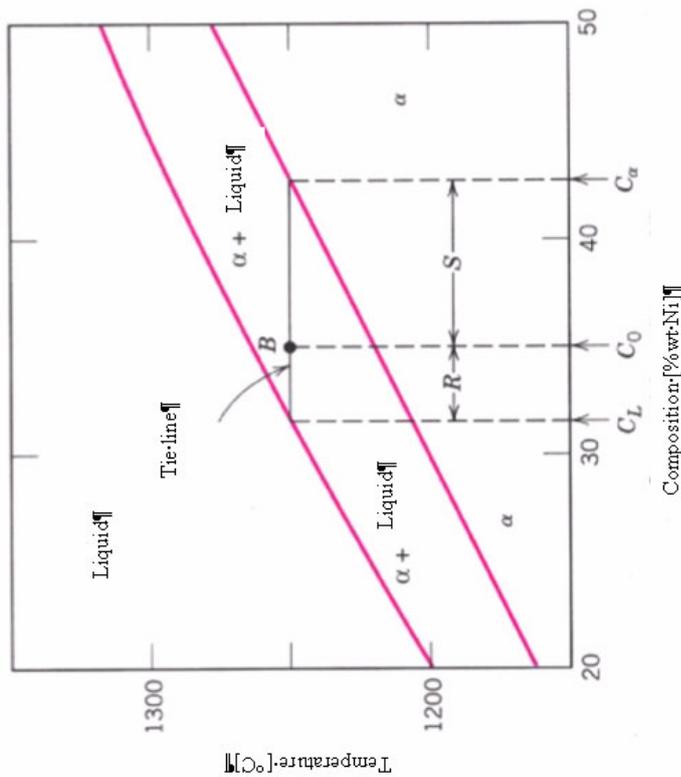
Soluzione es.5

- 1) Ipereutettica
- 2) 98% Sn
- 3)

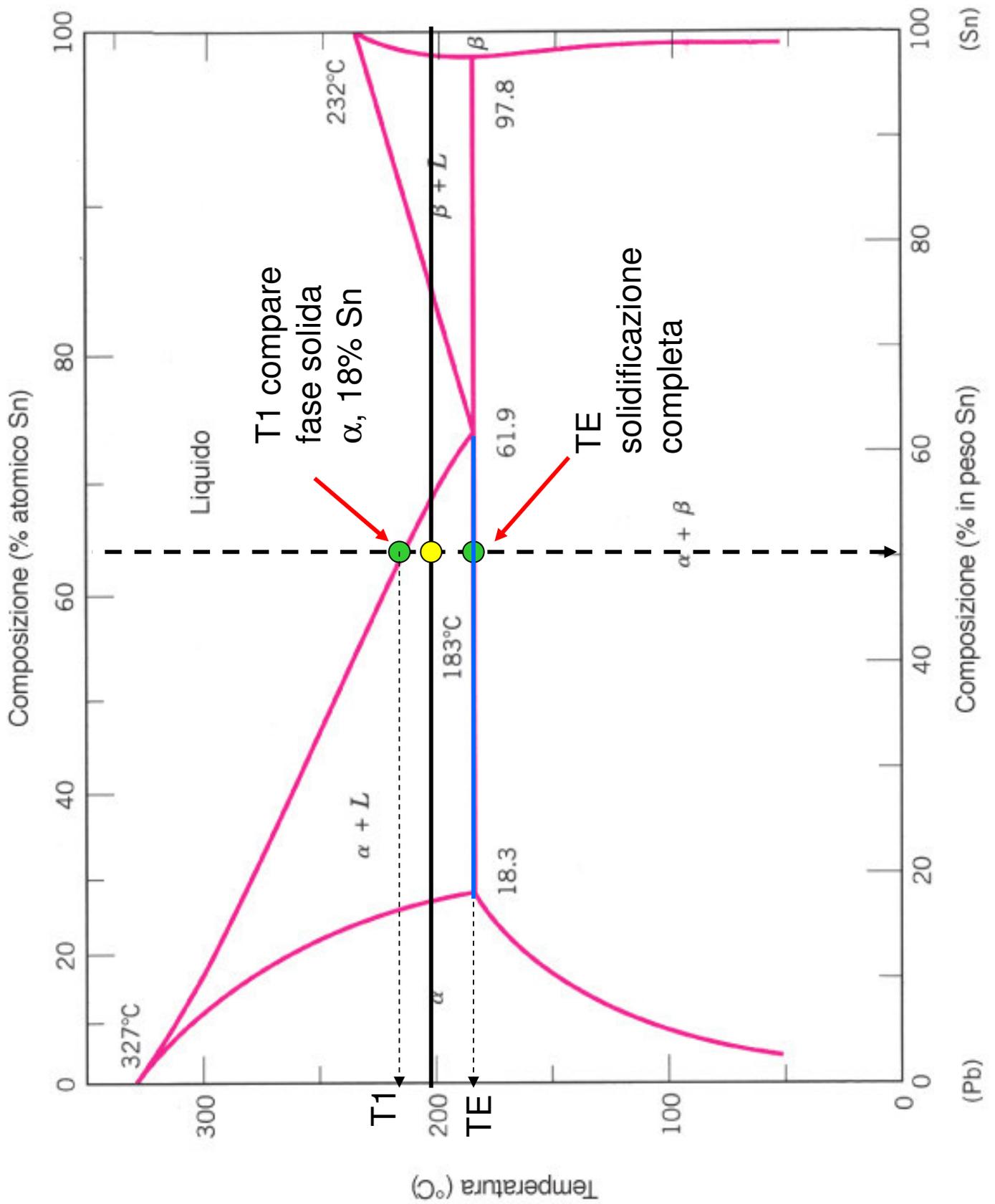
Fasi	Composizione delle fasi
L= 77,2%; β=22,8%	L= 61.9% Sn; β=97,5%Sn

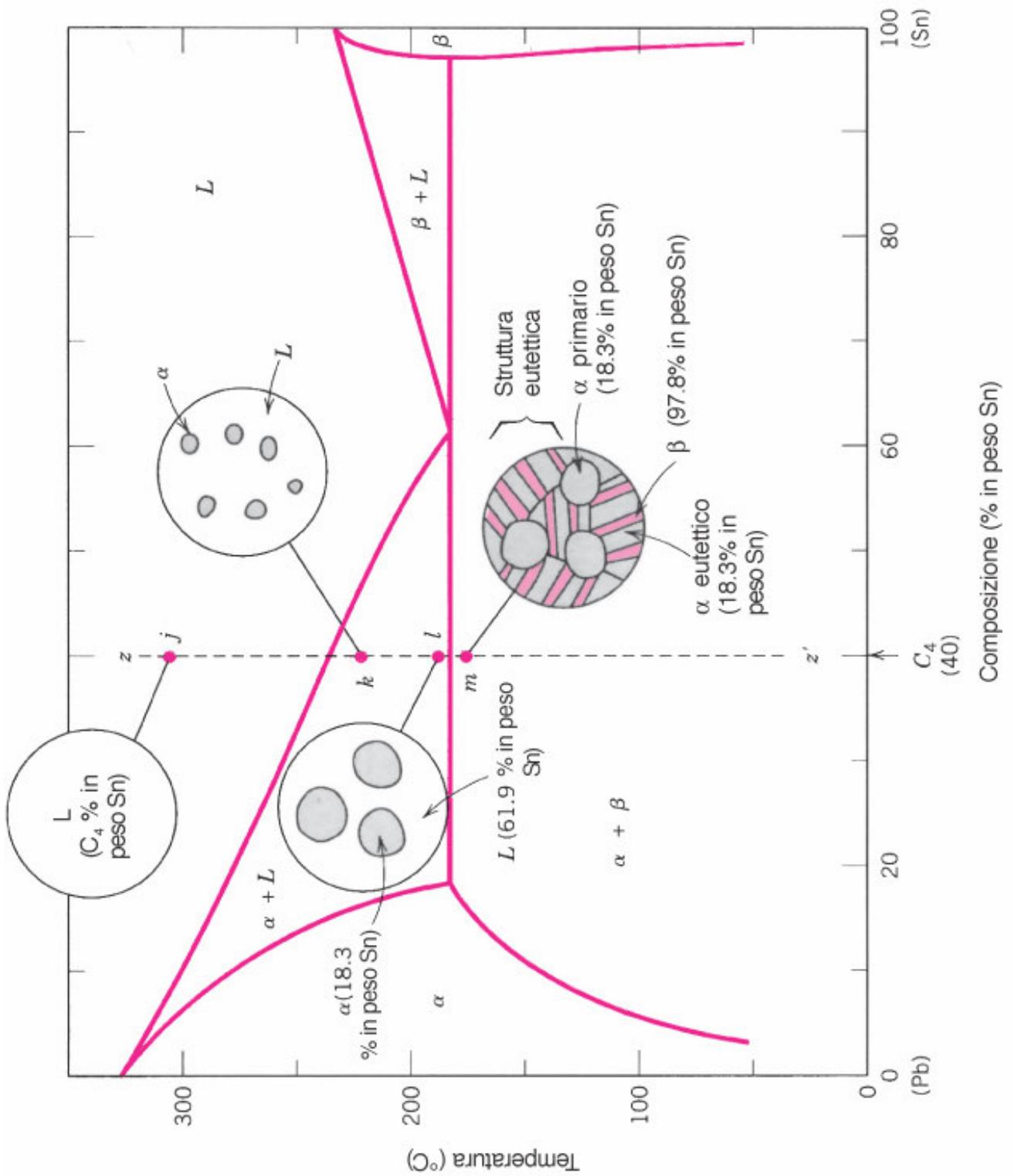
Esercitazione: DIAGRAMMI DI STATO





point	T [°C]	Variance V=C-f+1	Phases f	Phases' composition	% phases present
A	1100	2-1+1=2	α	α : 60% Ni	α : 100%
B	1250	2-2+1=1	$\alpha + L$	L : 32% Ni, 68% Cu α : 42% Ni, 58% Cu	L : $100 \cdot (42-35)/(42-32) = 70\%$ α : $100 \cdot (35-32)/(42-32) = 30\%$





T=200 °C, lega 50% Sn

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

Fasi: $\alpha+L$

$$\% \alpha = (bc/ac)*100 = ((55-50)/(55-18))*100 = 14\%$$

$$\% L = (ab/ac)*100 = ((50-18)/(55-18))*100 = 86\%$$

T=100 °C, lega 50% Sn

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

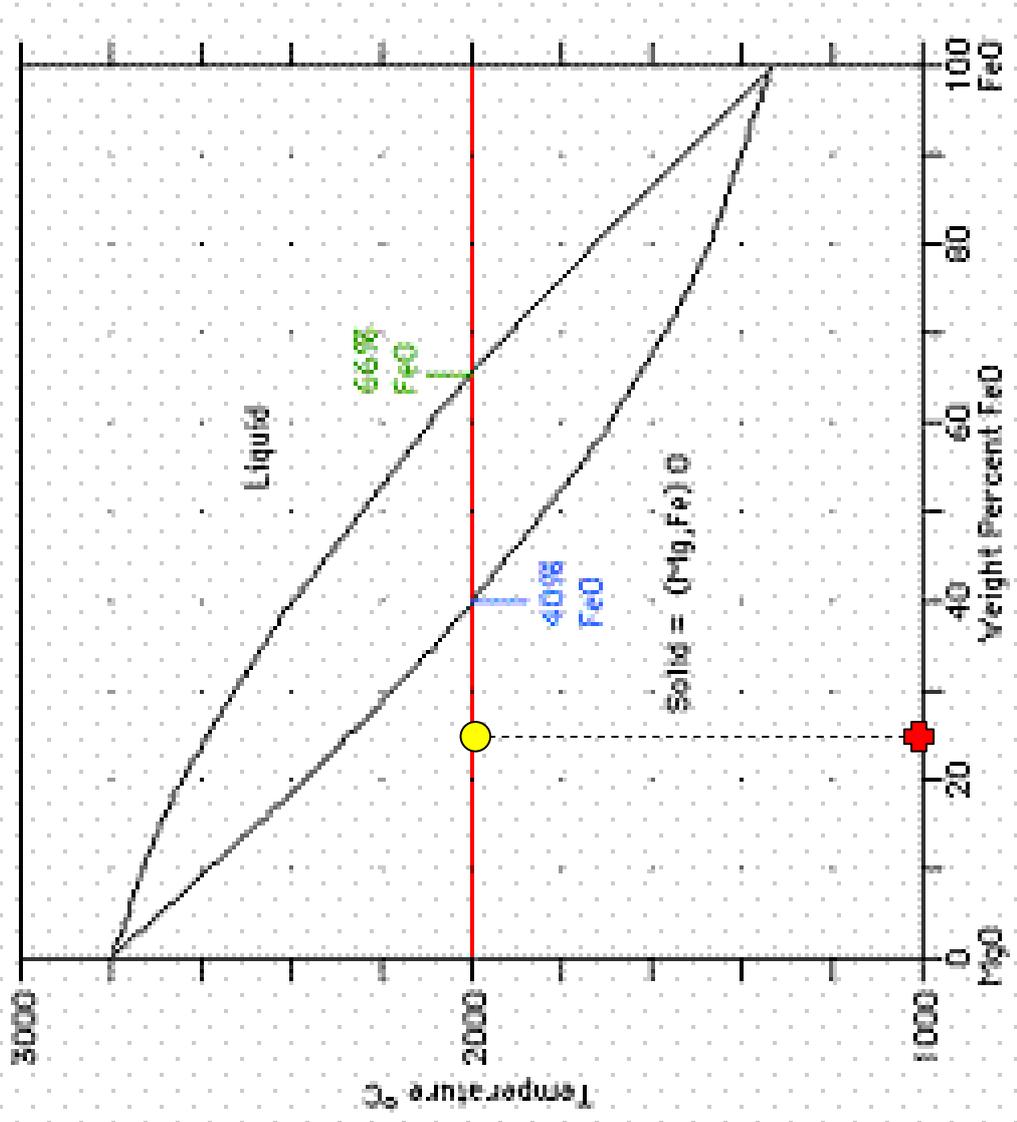
Fasi: $\alpha+\beta$

$$\% \alpha = (bc/ac)*100 = ((99-50)/(99-5)) * 100 = 52\%$$

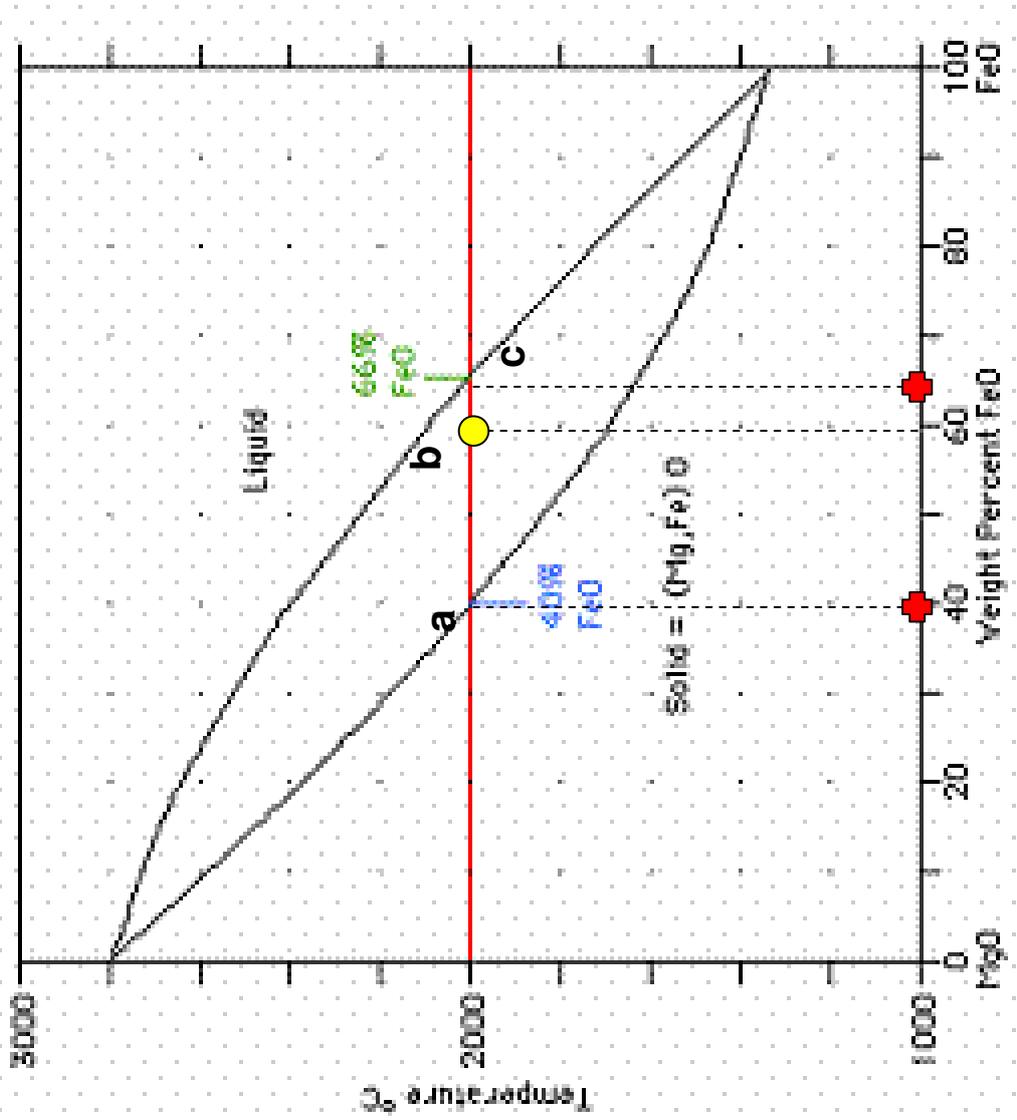
$$\% \beta = (ab/ac)*100 = ((50-5)/(99-5)) * 100 = 47\%$$

a) MgO - 25 wt% FeO

100 % solido, 25% FeO



c) MgO - 60 wt% FeO



$$\% \text{ solido} = \frac{(bc/ac) * 100}{(65-60)/65-40} = 20\%$$

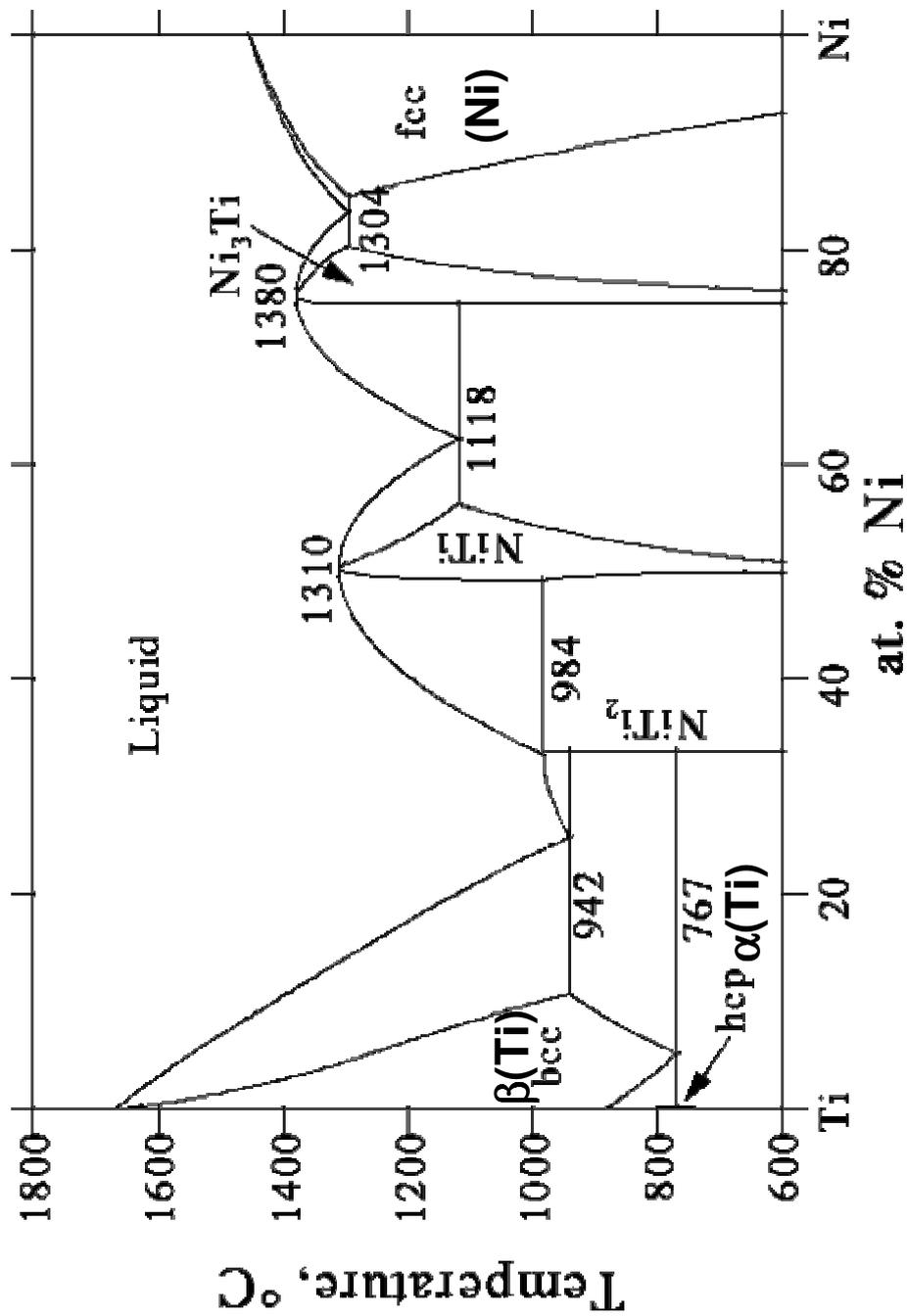
Solido = 40% FeO

$$\% \text{ liquido} = \frac{(ab/ac) * 100}{(60-40)/65-40} = 80\%$$

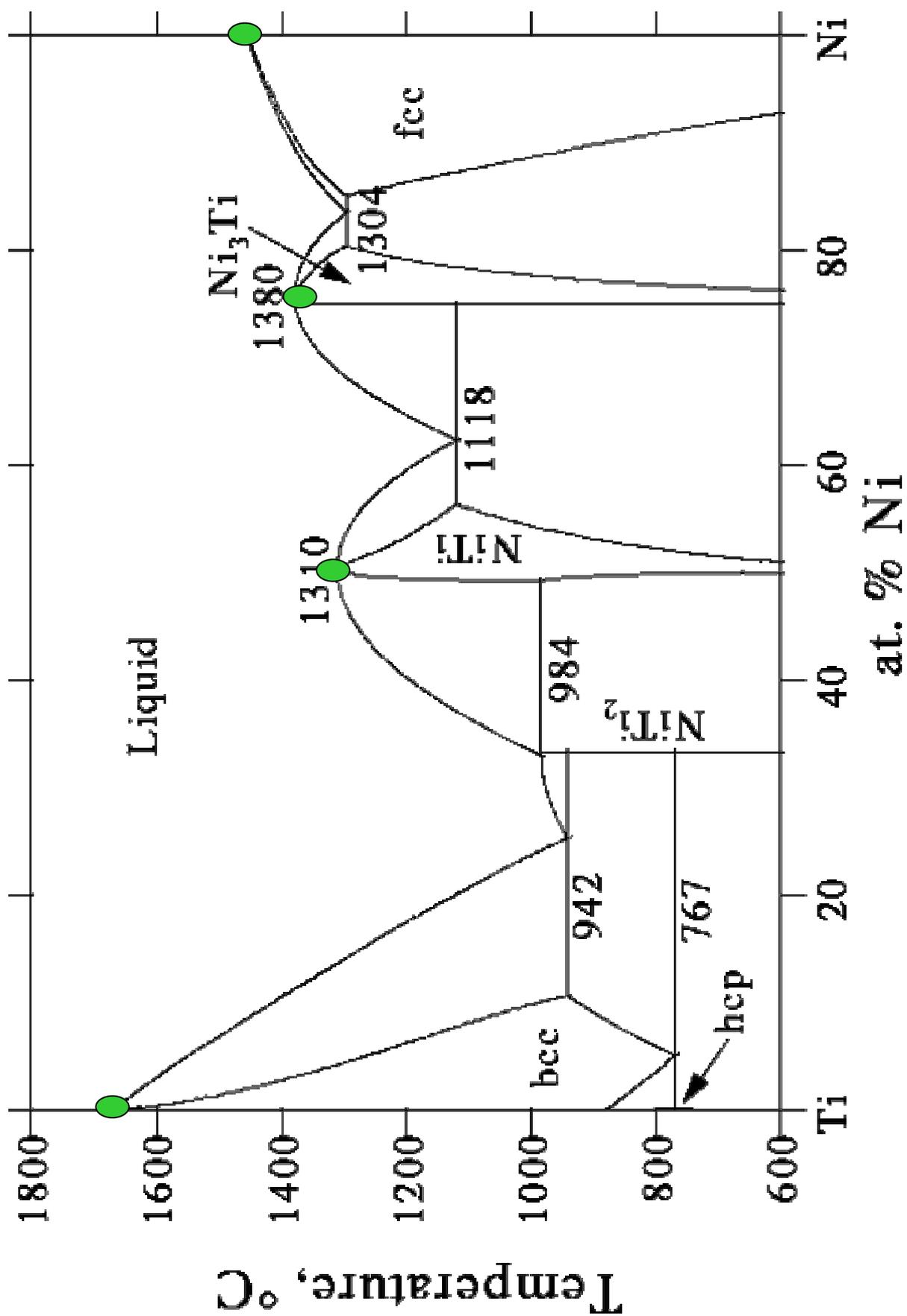
Liquido = 66% FeO

ESERCIZIO 4

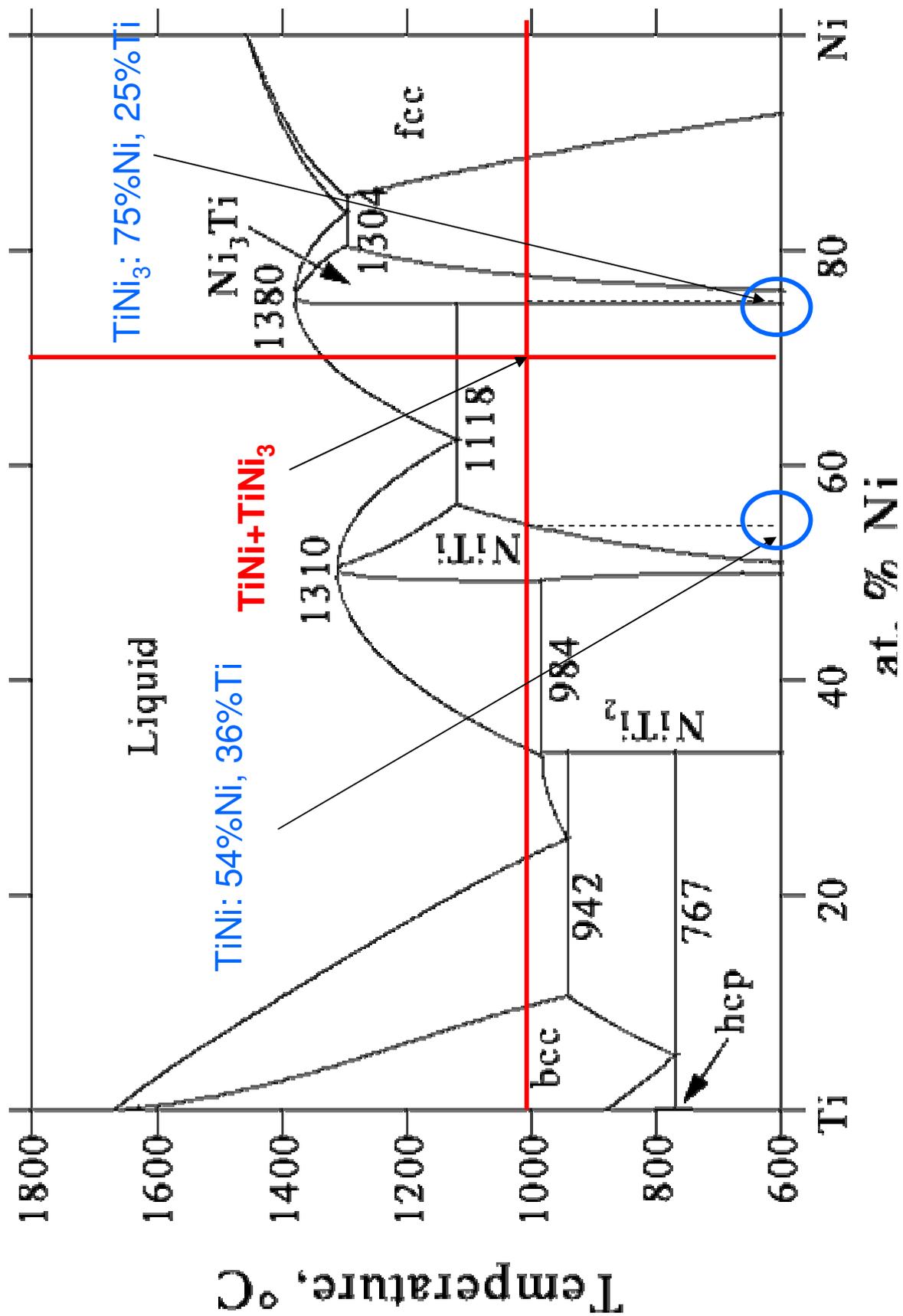
Diagramma di stato Ti-Ni



Individuare i composti/fasi a fusione congruente



Considerare un liquido con il 70% di Ni che viene raffreddato a 1000 °C: quali sono le fasi presenti? Qual è la composizione di ciascuna fase?



ESERCIZIO 5: completare il diagramma

