



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 1498A -

ANNO: 2015

# **A P P U N T I**

STUDENTE: Bianchini

MATERIA: Scienza dei Materiali. Prof.Vitale

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.

03-03-2014

# CLASSIFICAZIONE dei MATERIALI

Ci sono varie possibilità di classificazione

- \* TIPO di LEGAME
- \* la STRUTTURA
- \* LE PROPRIETÀ
- \* LE APPLICAZIONE

## CLASSIFICAZIONE TRADIZIONALE

### \* MATERIALI METALLICI

- x - OPACHI → non trasparenti
- x - RIFLETTONO la luce (se non ossidati)
- x - ALTA RESISTENZA a rompersi (ma FRAGILI)
- x - RIGIDEZZA (RESISTENZA alla trazione)
- x - DUTTILITÀ (SI PIEGANO prima di rompersi)
- x - CONDUTTORI TERMICA-ELETTICI (e<sup>-</sup> liberi)
- x - RESISTENTE AGLI SBALZI TERMICI ← punto di fusione
- x - STATO CRISTALLINO (praticamente sempre)
- x - FACILMENTE lavorabili
- x - SONO SEDI A TEMPERATURA AMBIENTE (quasi sempre)
  - COSTITUITI da ELEMENTI
  - PREPARATI PER FUSIONE
  - Danno ORIGINE a LEGHE

### \* MATERIALI CERAMICI

- \* - FRAGILI
- x - RIGIDI
- x - ELEVATA DUREZZA
- x - RESISTENTI AL USURA
- x - ISOLANTI TERMICA-ELETTICA
- x - REFRAOTARI e RESISTENTI AD ALTE T
  - non disperdono calore
- x - CHIMICAMENTE INERTI → non si corrodono
- x - POSSONO TROVARSI ALLO STATO CRISTALLINO AMORFO e METACERAMICI

- x - HANNO PROPRIETA ELASTICHE (elastomeri)
- x - RICICLABILI (termoplastici)
- SONO PREPARATI CON LA SINTESI ORGANICA DEI MONOMERI E LA LORO SUCCESSIVA POLMERIZZAZIONE
- x - LAVORABILI MECCANICAMENTE

↓  
 COMPOSTI ORGANICI MACROMOLECOLARI =

### LEGAMI CHIMICI

- METALLICI → legami metallici
- CERAMICI → legami ionici
- POLIMERICI → legami covalenti  
legami secondari

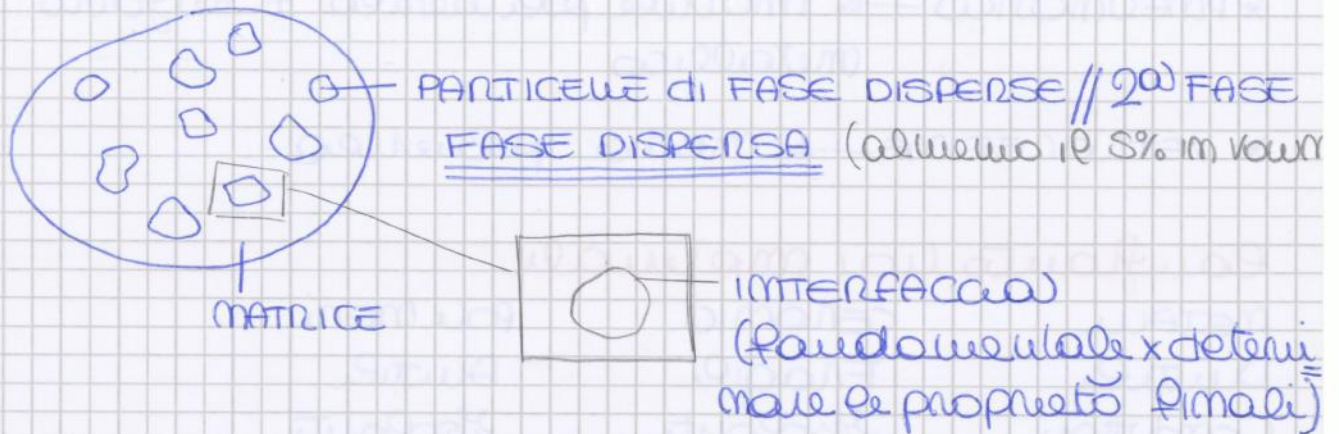
### \* MATERIALI COMPOSITI

SONO SISTEMI ETEROGENI COSTITUITI DA UNA FASE CONTINUA (MATRICE) e una seconda fase dispersa in essa.  
 di materiale metallico, ceramico o polimerico

due fasi:

contenute in una % pari al 5% in volume

IL MATERIALE MOSTRA CARATTERISTICHE NON OTTENIBILI CON I SINGOLI COSTITUENTI



mb - FASE = porzione di materia  
 meccanicamente - fisicamente omogenea

SI POSSONO CLASSIFICARE A SECONDA DELLA MATRICE (matrice metallica, ceramica, polimerica) o DELLA 1<sup>a</sup> FASE

Proprietà → RISPOSTA DI UN MATERIALE AD UNA SOLLECITAZIONE

- FISICHE (meccaniche, termiche, elettromeccaniche - magnetotermiche)
- CHIMICHE (composizione chimica, risposta al contatto con l'ambiente)

Tenacità = capacità di assorbire energia prima di rompersi

Rigidità

Resistenza

COMPETIZIONI TRA I MATERIALI  
L'IMPIEGO DEI MATERIALI È IN CONTINUA EVOLUZIONE  
Fattori importanti:  
- COSTO  
- ~~INDICE~~ PROPRIETÀ SPECIFICHE PER QUELLA APPLICAZIONE

\* LEGAME COVALENTE → materiali prevalenti

- LEGAMI DIREZIONALI dovuti alla condivisione di elettroni in certe zone dello spazio ben precise
- PRESENZA DELLA MOLECOLA (entità costituita da un numero discreto di atomi tra i quali l'interazione è molto forte per la condivisione di elettroni)

- CONDIVISIONE DI ELETTRONI  
MOT = combinazione lineare di tutti gli orbitali atomici con contenuti prossimi di energia e formazione di orbitali molecolari (così come l'interno molecola)

Polimero = lunghe catene di C e H a cui si aggiungono a volte altri elementi  
 LE MACROMOLECOLE → big covalenti  
 TRU LE MACROMOLECOLE → big ION

\* LEGAME DEBOLE SECONDARI → causati dall'interazione di dipoli

- non coinvolgono il trasferimento di e
- sono molto importanti per le proprietà chimico-fisiche dei materiali in cui sono presenti
- natura elettrostatica

- LEGAMI di VAN DER WAALS DIPOLI INDOTTO
- LEGAMI ad IDROGENO → + FORTI, MELE MOLECOLE COMPLE, DIPOLI PERMANENTE

DI SOLITO non si ha mai un solo tipo di legame, ma si parla di legami misti → non si possono modificare i legami; si può favorire la formazione ma non dipende da noi (1°)

- IONICO-COVALENTE
- METALICO-COVALENTE (Si, Ge) SEMICONDUTTORI
- METALICO-IONICO

LEGAME MISTO + PER I CERAMICI



10-03

BORDI di GRANO = regione di cattivo orientamento atomico

- SINGOLO GRANO → ANISOTROPIA

(grano è ben orientato al suo interno)

- MATERIALE POLICRISTALLINO → ISOTROPIA

(orientamento casuale dei grani)

I GRANI SONO ORIENTATI CASUALMENTE

(ORDINATO  $\cong$  ANISOTROPO non è proprio vero)

ANCHE I MATERIALI CRISTALLINI SONO ISOTROPI

PERCHÉ SONO FORMATI DA TANTI GRANI ORIENTATI  
IN MANIERA CASUALE

⇒ singolo grano è anisotropo (ma)  
il materiale nel complesso tende ad  
essere isotropo

Sia i materiali cristallini che i materiali amorfi  
sono isotropi ma per motivi diversi

- AMORFI → distribuzione casuale degli atomi

- CRISTALLINI → orientamento casuale dei grani  
cristallini

UN MATERIALE È ANISOTROPO SOLO IN PARTICOLARI  
CONDIZIONI, IN SEGUITO A DETERMINATI TRATTAMENTI  
(lavorazione che determina un'orientazione  
preferenziale)

È DIVERSI MODI SECONDO I QUALI I COSTITUENTI DI UN CRISTALLO SI POSSONO DISPORRE ORDINATEMENTE NELLO SPAZIO

LE POSSIBILI DISPOSIZIONI ORDINATE CHE GLI ATOMI POSSONO AVERE NELLO SPAZIO SONO 7.

### 7 TIPOLOGIE DI CELLE ELEMENTARI

DEFINISCE IL GRADO DI ORDINE DEL SISTEMA)

LA PIÙ PICCOLA PORTIONE DI MATERIA CHE CONTIENE TUTTI GLI ELEMENTI NECESSARI AD INDIVIDUARE IN MODO UNIVOCO LA TIPOLOGIA DI DISTRIBUZIONE (contiene tutti gli elementi di

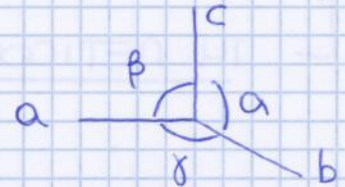
simmetria) SE LA RIPPRESI PIÙ PICCOLA PERDENDO ELEMENTI

\* → la ripetizione nello spazio della cella elementare mi dà il gravo cristallino

OGNI CELLA ELEMENTARE HA 6 PROPRI PARAMETRI DI RETICOLO

lunghezza spigoli ( $a, b, c$ ) e l'apertura degli angoli ( $\alpha, \beta, \gamma$ ) che generano gli assi ( $x, y, z$ )

GLI SPIGOLI A T. AMBIENTE E IN ASSENZA DI FORTE ESTERNE APPLICATE MISURANO DA 0,1 - 0,3 nanometri



⇒  $a, b, c$  infatti variano con la temperatura (ESPANSIONE TERMICA) e l'applicazione di un carico (DEF ELASTICO)

\* ⇒ studiando la dimensione della cella è possibile individuare la tensione residua di un materiale

MEGLIO CELLA ELEMENTARE SI FISSA UN SISTEMA DI RIFERIMENTO PER DETERMINARE LA POSIZIONE DEGLI ATOMI CON LE COORDINATE ( $x, y, z$ )



\* ATOMO AL VERTICE  $\frac{1}{8}$

\* ATOMO AL CENTRO della DEDDA FACCE  $\frac{1}{2}$

\* ATOMO AL CENTRO della CELLA 1

$$CCC = 2 \text{ atomi}$$

$$CFC = 4 \text{ atomi}$$

non è PIÙ DENSAMENTE IMPACCHETTATA (molto poco) PERCHÉ CAMBIO IL PARAMETRO DI CELLA

Definire altri parametri della cella elementare di particolare interesse

• **COORDINATE di RETICOLO (XYZ)**

OGNI ATOMO È IDENTIFICATO DA UNA PRECISA TERNA DI NUMERI CHE SONO LE SUE COORDINATE RISPETTO L'ORIGINE del SISTEMA di RIFERIMENTO

Le coordinate sono i punti in cui i piani che passano per l'atomo intersecano gli assi di riferimento (possono essere interi o frazionari si indicano tra parentesi tonde)

• **DIREZIONI CRISTALLOGRAFICHE [UVW]** sono VETTORI non più POSIZIONI

UN GRANO CRISTALLINO È COSTITUITO DA UN GRAN NUMERO DI ATOMI DISPOSTI IN MANIERA ORDINATA

(cella elementare → è la più piccola porzione ~~quadrata~~ sottoinsieme di atomi che mi difuse con esattezza il grado di ordine)

OGNI ATOMO PUÒ ESSERE PARTE DI TANTE DIREZIONI DIVERSE LUNGO LE QUALI AVRÒ DISTANZE DIVERSE DA ALTRI ATOMI

nella cella CCC

- lungo DIREZIONE della SPIGOLA avranno una DISTANZA pari ad  $a$

- lungo DIREZIONE della DIAGONALE delle FACCE avranno una DISTANZA pari a  $\frac{a}{\sqrt{2}}$

All'interno di un cristallo a possiamo essere delle DIREZIONI EQUIVALENTI

(Le direzioni lungo le quali gli atomi si trovano alla stessa distanza)

→ IL SEGNO MENO SI METTE SOPRA IL NUMERO

INSIEME delle DIREZIONI lungo le quali gli ATOMI sono POSIZIONATI ALLA STESSA DISTANZA È DEFINITO FAMIGLIA di DIREZIONI EQUIVALENTI (↔)

→ a me interessano le direzioni lungo le quali gli atomi sono più vicini

È IMPORTANTE SAPERE IN UNA CEVA ELEMENTARE INDIVIDUARE I SISTEMI COMPATTI (le direzioni lungo le quali sono più vicini) E SAPERE QUANTO NUMEROSI SONO

È IMPORTANTE IN UNA CEVA ELEMENTARE INDIVIDUARE LA FAMIGLIA di DIREZIONI COMPATTE (la famiglia delle direzioni lungo le quali gli atomi sono più densamente impaccati) E IN PARTICOLARE SAPERE QUANTO È RICCA QUESTA FAMIGLIA

La seconda delle numerosità coinvolte è la proprietà, in particolare quelle legate alla DEFORMAZIONE PLASTICA

• PIAMI CRISTALLOGRAFICI {R, K, I}

ANCHE NEI PIAMI CI SONO DIFFERENTI DENSITÀ ATOMICHE → è meglio indicarli (ANISOTROPIA)

INDICAZIONE DEI PIAMI CRISTALLINI<sup>n</sup>

- SI VAUTANO LE INTERSEZIONI DEI PIAMI CON GLI ASSI CRISTALLOGRAFICI

- SI FA IL RECIPROCO DEI 3 NUMERI TROVATI

- SI TRASFORMAMO NELLO PIÙ PICCOLO TERMO DI N INTERI

CFC contiene 4 atomi

- Volume  $a^3$
- Volume atomi  $4 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3$

DEVO TROVARE LA RETICOLOMETRIA E Q)

La RETICOLOMETRIA di massima COMPATIBILITÀ IMPLICHI ATOMI SONO TANGENTI È LA DIAGONALE DELLE FACCE

$$r = \frac{a\sqrt{2}}{4}$$

$$Fca = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{a^3} = 0,74$$

IL 74% della cella è occupato → È IL FATTORE DI COMPATIBILITÀ MASSIMO  
 HA UN N° DI COORDINAZIONE 12

→ CELLE PIÙ COMPATTE SONO LA CFC E L'ESOGOMALE COMPATTA

sono simili perché la distribuzione degli atomi all'interno impilazione è simile

Tra queste due celle la differenza sta nel fatto che le sfere del I e del III strato sono uguali, sono uguali  
 ma nel I e II sono uguali, sono uguali

ABC → CFC

ABA → ESOGOMALE COMPATTA

→ ITERAZIONI TRA PRIMI VICINI SONO LE STESSA COMBINAZIONE QUELLE TRA SECONDI VICINI

Cella elementare È una caratteristica intrinseca del materiale

DIPENDE MOLTO DAL TIPO DI MATERIALE PRESENTE

Cubiiche sono le celle + frequenti nei materiali metallici

DENSITÀ TEORICA

$$\rho = \frac{m \cdot A}{V_c \cdot N_A}$$

g/cm<sup>3</sup>      m ATOMI ASSOCIATI ALLA CELLA      PESO ATOMICO  
 volume cella

SITI INTERSTITIALI → spazi vuoti al centro della

SPAZI VUOTI PRESENTI NELLE STRUTTURE CRISTALLINE

-  $\bar{e}$  dei metalli

● Nel CFC possiamo essere di due tipi

- \* **OTTAEDRICI** 4 (uno x ottaedro) → può entrare un atomo di  $d = 41\% D$
- \* **TETRAEDRICI** 8 (due per ottaedro) → può entrare un atomo di  $d = 22\% D$   
1 per ogni vertice

$D =$  dimensione ottaedro della cella elementare  
che costituisce la

La dimensione degli spazi vuoti è regolare come anche quella dell'atomo che può inserirsi

IN PARTICOLARE  $d = f(D)$  (La  $d$  dell'atomo che può inserirsi dipende dalla dimensione dell'atomo che costituisce la cella)

La DIMENSIONE DELL'ATOMO CHE PUÒ ENTRARE NEGLI SPAZI VUOTI NON È FISSA MA È UNA FUNZIONE DELLA DIMENSIONE DELL'ATOMO DELLA CELLA ELEMENTARE

■ Strutture dei materiali ceramici → MOLTO PIÙ COMPLESSI

\* STRUTTURE DI TIPO AX (due ioni diversi ma con la stessa valenza)

→ NaCl ANIONI SI DISPONGONO CFC CATIONI AL CENTRO DEGLI SPIGOLI E UNO AL CENTRO

→ CaF<sub>2</sub> SEMBRA UNO CFC MA GLI ANIONI SONO AI VERTICI E IL CATIONE È AL CENTRO

→ ZnS S CFC, Zn SI POSIZIONA IN POS. TETRAEDRICA  
TIMCOBIENDE

\* STRUTTURE DI TIPO A<sub>m</sub>X<sub>p</sub> (due ioni hanno valenza diversa e non sono presenti in uguale misura all'interno della cella)

\* STRUTTURE DI TIPO A<sub>m</sub>B<sub>n</sub>X<sub>p</sub>

anche per i mat ceramici si può determinare la stechiometria

QUESTE NON SONO SOLUZIONI SODDE PERCHÉ LA STECHIOMETRIA È INDEFINITA

I SOLIDI CRISTALLINI SOLTAMENTE SONO MATERIALI POLICRISTALLINI (costituiti da tanti grani cristallini)

→ GRANI CRISTALLINI ( $\mu\text{m}$ ) SONO ORIENTATI CASUALMENTE

- \* nel singolo grano c'è ANISOTROPIA
- \* nel materiale c'è ISOTROPIA

IL FATTO CHE I GRANI CRISTALLINI SIAMO ORIENTATI IN MODO CASUALE NON È SEMPRE UN VANTAGGIO

↳ I BORDI di grano (le regioni di cattivo arrangemento atomico) DETERMINANO PROBLEMI

- nella conduzione dell'elettricità
- nella resistenza delle onde elettromagnetiche (sono come un muro che ne blocca il passaggio)

Per risolvere questo problema, in dei materiali di micropura si procede con la formazione di materiali MONOCRISTALLINI (formati da un solo cristallo in cui non ci sono interruzioni)

\* Materiale policristallino ⇒ <sup>NUCLEAZIONE E</sup> CRESCITA

↳ SI FORMANO PER AGGREGAZIONE CASUALE DI GRUPPETTI DI CENNE ELEMENTARI, CLUSTER

questi cluster possono avere due tendenze che dipendono dalla termodinamica

- ACCRESCENZA → Nuclei di cristallizzazione
- DISINCRUSTAZIONE → Embrioni

I nuclei di cristallizzazione tendono ad accrescersi in direzioni totalmente casuali

quando si toccano ⇒ si creano i BORDI di grano (regioni di cattivo arrangemento atomico)

LA DIMENSIONE DEI BORDI di grano È UN PARAMETRO MOLTO IMPORTANTE DA VALUTARE

I MATERIALI POSSONO ESSERE CLASSIFICATI ANCHE SECONDO IL TIPO DI STRUTTURA (funzione della regolazione con cui i loro atomi - ioni sono disposti nello spazio)

- STRUTTURA INFLUENZA NOTEVOLMENTE LE PROPRIETÀ DI UN MATERIALE
- DUE MATERIALI COMPOSTI DAGLI STESSI ELEMENTI MA CON STRUTTURE DIVERSE SONO TOTALMENTE DIVERSI

AL LIVELLO STRUTTURALE LA DIFFERENZA SOSTANZIALE TRA LO STATO SOLIDO E LO STATO LIQUIDO È L'ORDINE CON CUI SONO DISPOSTI GLI ATOMI (senza non a sono grande def) E LA FORMA

↳ SOLIDI = ORDINE A GRANDE DISTANZA  
 LIQUIDI = ORDINE A BREVE DISTANZA

I SOLIDI SI DIVIDONO IN DUE CATEGORIE  
 FORMA E VOLUME PROPRIO, SONO INCOMPRESSIBILI

\* AMORFI

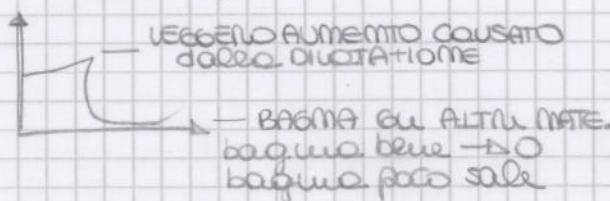
- \* DISPOSIZIONE DISORDINATA E CASUALE NELLO SPAZIO DI IONI, ATOMI, MOLECOLE
- \* ISOTROPO → misurazione delle diverse proprietà è identica in tutte le direzioni
- \* NON HANNO UN PUNTO DI FUSIONE NETTO MA MOSTRANO UN GRADUALE RASSOFTIMENTO → i legami non hanno la stessa energia



\* CRISTALLINO

- \* DISPOSIZIONE ORDINATA NELLO SPAZIO RIPETIZIONE NELLO SPAZIO DI UNITÀ COSTITUITE IDENTICHE
- \* ANISOTROPA → misurazione delle diverse proprietà cambia nelle direzioni  
 ↓ diverrebbe (perché poi a sanno i bordi di grano)

\* PUNTO DI FUSIONE NETTO  
 (dipende dalla FORZA DI LEGAME)



(SiO2) SILICE → TETRAEDRO CON AL CENTRO UN SI E AL VERTICI

- CRISTALLINA = ogni legame ha la stessa forza (AMBOU. UGUALI)
- AMORFA = i legami hanno forze diverse (AMBOU. DIVERSI)

# RAGGI X → RADIAZIONI ELETTROMAGNETICHE 12-03

con  $\lambda = 0,5 - 2,5 \text{ \AA}$  → *questo è paragonabile a quello dei raggi alle ultravioletti dei solidi*

MOLTO EMERGETICHE  
~~IL RAGGIO X È MOLTO UTILI SULLA NATURA DEL MATERIALE~~

MOLTO IMPORTANTE È IL FENOMENO DELLA

## "DIFFRAZIONE DEI RAGGI X"

↳ HANNO FORNITO LA PROVA TANGIBILE DELL'ESISTENZA DEL RETICOLO CRISTALLINO

DIFFRATTOMETRIA → SFRUTTA IL FENOMENO DELLA

DIFFRAZIONE PER OTTENERE INFO IMPORTANTI SULLA NATURA DEL MATERIALE

- \* TIPO DI STRUTTURA CRISTALLINA
- \* PARAMETRI RETICOLARI ED EVENTUALI DEFORMAZIONI
- \* PRESENZA DI FASI CRISTALLINE
- \* DIMENSIONI DEI GRANI
- \* TENSIONI RESIDUE NEL MATERIALE
- \* (AD ALTA T) COEFF DI DILATAZIONE TERMICA UMEANIE
- \* TRANSIZIONI DI FASI (reazione allo stato solido)

Diffrazione → fenomeno di interferenza tra una radiazione ed una cavità

(INTERFERENZA SI HA QUANDO LA CAVITÀ HA DIMENSIONI DELLO STESSO ORDINE DI GRANDEZZA DELLA  $\lambda$  DELLA RADIAZIONE)

UN FASCIO DI RAGGI X PARALLELO, MONOCROMATICO, IN FASE DI LUNGHEZZA D'ONDA  $\lambda$  VIENE FATTO CONDENERE SUI PIANI RETICOLARI DI UN MATERIALE CON UN ANGOLO  $\theta$

I RAGGI X POTRANNO ESSERE (perpendicolo *causa diversi*)

\* IN OPPOSIZIONE DI FASE (INTERFERENZE IN MODO DISTRUTTIVO)  
↳ FASCIO DIFFRATTO HA UN'INTENSITÀ MOLTO BASSA

\* IN CONCORDANZA DI FASE (INTERFERENZE IN MODO COSTRUTTIVO)  
↳ FASCIO DIFFRATTO PRESENTA UN PICCO DI INTENSITÀ

## DEFINITI (allargati e bassi)

UN MATERIALE AMORFO NON HA PICCHI MA SOLO UN  
 NUMERO DI FONDO DEFINITO ALOME

## MATERIALI POLIMERICI

MACROMOLECOLE DI H E C E ALTRI ATOMI UNITE DA  
 VARIE TIPOLOGIE DI LEGAME (COVALENTE - LEGAMI  
 SECONDARI)

~~Monomeri~~ → Polimeri

UNITÀ FONDAMENTALE ⇒ Monomero

LA RIPETIZIONE DI TANTI MONOMERI DETERMINA IL POLIMERO



UNA CATENA POLIMERICA ASSOMIGLIA DI PIÙ AD UN GOMITOLO  
 DI LANA INTRECCIO

Impatto la catena polimerica può ~~intercedere~~  
 piegarsi, torsioni con spirali prodotte dalla  
 rotazione dei legami di catena

CARATTERISTICHE MECCANICHE E TERMICHE DIPENDONO  
 DALLA CAPACITÀ DELLE CATENE DI ROTARE IN RX A  
 SOLLECITAZIONI MECCANICHE E TERMICHE

Questa capacità dipende dai legami presenti e  
 eventuali gruppi laterali

C=O è rigido

◻ anello aromatico è rigido

## MICROSTRUTTURE DEI POLIMERI

\* Sequenza casuale di monomeri

\* catene di monomeri non fessate



MAX 95% di CRISTALLINITÀ (di solito al 50%)

CRISTALLINITÀ DIPENDE

- COMPLESSITÀ CHIMICA del monomero
- PRESENZA di catene laterali
- II di CROSS-LINK
- CONDIZIONI di CRISTALLINITÀ

All'interno della stessa macromolecola si passa da zone ordinate a zone disordinate

≡ MODELLI

\* MODELLO A MICELLE FRAMMENTATE

↳ regioni cristalline sono disperse all'interno di una matrice amorfa

(UNA SIMBOLO CATENA PUÒ ATTRAVERSARE TANTE ORDI  
NATE E ZONE DISORDINATE)

\* MODELLO A CATENA RIEGATA

↳ lamelle cristalline in cui la macromolecola si muove unita il a se stessa ma quando si piega da vite a zone di disordine

## DIFETTI PUNTUALI

- VACANZA (manca uno di un atomo nel reticolo)
- INTERSTITIALE (presenta di un atomo più piccolo in posizione interstiziale)
- SOSTITUZIONALE (atomo diverso che lo sostituisce uno proprio del reticolo) → può essere un  $Pb^{+2}$  grande

## Difetti puntuali, VACANZE

È COSTITUITA DA UNA POSIZIONE RETICOLARE non occupata (nel posto in cui ci si aspetterebbe di trovare un atomo non c'è nulla)

LE VACANZE SI FORMANO A SEGUITO DI FENOMENI

- AGITAZIONE TERMICA (I caso) → È POSSIBILE CALCOLARE IL N° DI VACANZE PER UNA CERTA T
- INCUBAMENTO (lavorazioni meccaniche)
- INNOBRIAZIONE
- AGGIUNTA DI IMPURETTE CHIMICHE (non canonica ≠)

A una condizione di EQUILIBRIO

LE VACANZE SI CONCENTRANO IN PROSSIMITÀ DELLE SUPERFICI dei cristalli (si trovano atomi meno ruotati rispetto a quelli più interni e che possono quindi abbandonare la loro posizione)

TUTTI GLI ATOMI INTORNO SI SISTEMANO PER COLMARE QUESTA \*MANCANZA (fuori a <sup>di quelle</sup> 100 atomi più in là) → SONO POCCHI GLI ATOMI NON PERTURBATI PERCHÉ LE VACANZE SONO MOLTE

L provoca un grado di disordine molto grande

LACUNE  $\left\{ \begin{array}{l} \text{TETRAEDRICHE} \\ \text{OTTAEDRICHE} \end{array} \right.$

LE VACANZE SONO DIFETTI di EQUILIBRIO TERMODINAMICO PER UN CERTO MATERIALE AD UNA CERTA TEMPERATURA ESISTE UNA CERTA DENSITÀ DI VACANZE CHE RENDE MINIMA L'ENERGIA DEL RETICULO CRISTALLINO (a quella

CONCENTRAZIONE di EQUILIBRIO ESPRESSA NELLA RELAZIONE



il numero di vacanze si può calcolare

Se varia la temperatura ~~se~~ il grafico ha la stessa forma ma si sposta il minimo (VA VERSO DESTRA AL CRESCERE DELLA TEMPERATURA)  
↳ aumentano le n. di vacanze necessarie per l'equilibrio al crescere della temperatura

LE VACANZE PERMETTONO IL MOVIMENTO degli ATOMI da un MODO RETICOLARE ALL'ALTRO

↳ Gli ATOMI CHE SI TROVANO ADIACENTI AD UNA VACANZA POSSONO OCCUPARLA LASCIANDO ALLORO POSTO UNA VACANZA

LA VACANZA SI SPOSTA (anche se in realtà è l'atomo)

↳ FLUSSO di ATOMI È in DIREZIONE OPPOSTA AL FLUSSO di VACANZE

Il numero di vacanze che si spostano è in funzione

\* COMPATTEZZA della STRUTTURA

\* TEMPERATURA (dipendenza esponenziale)

### Difetti puntuali, INTERSTITIALI

È COSTITUITO DA UN ATOMO di IMPUREZZA ~~o un atomo del reticolo~~ CHE SI COLLOCA IN POSIZIONE INTERSTITIALE (meccanicamente più piccolo)

Molto raro → AUTOINTERSTITIALE (un atomo del reticolo di base si colloca in posizione interstiziale)

È MOLTO RARO PERCHÈ RICHIEDE UN'ENERGIA di FORMAZIONE MOLTO ELEVATA INQUANTO L'ATOMO CHE SI VUOLE INSERIRE HA DIMENSIONI RILEVANTI RISPETTO IL SITO OSPITANTE

Difetti  $\rightarrow$  una volta descritto il difetto della singola cella elementare

se considero una porzione di materiale più grande <sup>con il difetto</sup> la chiamo soluzione solida

FASE = porzione di materiale fisicamente e chimicamente omogenea  
L può essere costituito da un solo tipo di atomo o da atomi diversi

se sostituisco un solo atomo ho un difetto substitutionale (se a eppoi o meno dipende dalla valenza)

se me sostituisco parecchio ottengo una soluzione solida substitutionale

quanto me posso sostituire dipende dalle info dei diagrammi di stato

una soluzione solida è omogenea al livello composizionale

L gli atomi di impurezza sono casualmente e quindi uniformemente distribuiti nel solido

DIFETTO INTERESSA LA TONA MA SICCOME CE NE SONO TANTI IL MATERIALE NEL SUO INSIEME È UNA SOLUZIONE OMOGENA

Perché i siti interstiziali hanno dimensione ridotta  
non sarà difficile ad ospitare atomi interstiziali  
L SOLUBILITÀ di SOLUTI INTERSTIZIALI È QUINDI  
RIDOTTA e LIMITATA A SOLUTI di PICCOLE DIMENSIONI  
L H, O, N, C, B

Le soluzioni di questo tipo sono poco numerose

MA C e N con Fe L GRANDE INTERESSE
---------------------------------------

### SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI

L atomo o ioni di una specie sostituiscono  
quelli della specie originaria

Le soluzioni solide di questo tipo sono molto  
frequenti

Può avvenire se e solo se il soluto A e il solvente B  
solidificano con la stessa struttura cristallina

La presenza di impurezze sostituzionali adatte  
provoca variazioni rilevanti nella conducibilità  
elettrica dei semiconduttori

L materiale che non conduce elettricità  
lo drogiamo e lo rendiamo conduttore  
(solo monocristallino)

### S.S. SOSTITUZIONALI POSSONO ESSERE

- COMPLETE
- PARTIALI
- ~~INTERMEDIATE~~ ORDINATE → sottocategorie tra  
soluzioni solide e composti

LIMITI di SOLUBILITÀ tra 2 ELEMENTI o fra  
due composti dipende da

- \* DIMENSIONI ATOMICHE
- \* ELETTRONEGATIVITÀ

A → fase solida costituita solo da atomi di A (solvato puro)

B → fase solida costituita solo da atomi di B (solvato puro)

$\alpha, \beta$  → soluzioni solide

ALFABETO LATINO → elementi puri

ALFABETO GRECO → soluzioni

### SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI ORDINATE

L'atomi di soluto sono disposti in modo ordinato

COMPATI = struttura ordinata da T. Ambiente puro alla T di fusione

DISORDINATE = struttura ordinata solo al di sotto di una certa T

questo tipo di SS si può osservare solo se

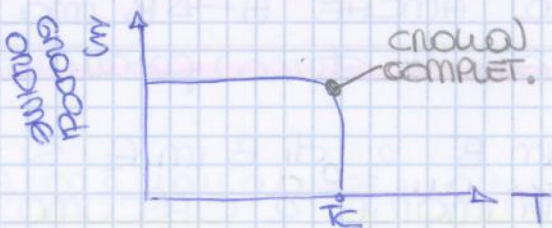
- se atomi dei due costituenti sono in un determinato rapporto stechiometrico

- se i legami interatomici fra atomi diversi sono più forti di quelli fra atomi uguali

- se la T è inferiore ad una T critica

↳ Al di sopra di tale temperatura il S.O. si trasforma in una soluzione solida DISORDINATA

la trasformazione ordine-disordine alla T<sub>c</sub> è reversibile



questa trasformazione è accompagnata da CAMBIAMENTI nelle PROPRIETÀ del materiale

DUE SOSTANZE CHE NON FORMANO UNA SOLUZIONE SOLIDA COMPLETA POSSONO DAR LUOGO

A FASI INTERMEDIE (oltre che soluzioni solide primarie INTER o SOSTIT)

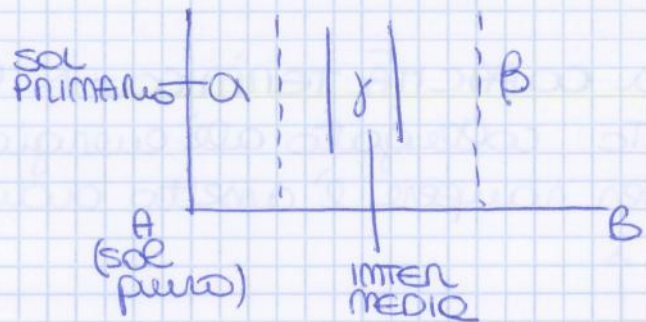
FASI INTERMEDIE → presentano una struttura cristallina differente rispetto gli elementi di partenza

possano essere

\* SOLUZIONI SOLIDE INTERMEDIE → composizione variabile

\* SOLUZIONI INTERMEDI → composizione fissa

DIAGRAMMA DI STATO



DIFETTI LINEARI

- DISLOCAZIONI
  - \* A SPIGOLI
  - \* A VITE
  - \* MISTE

→ la presenza di questi difetti spiega la deformazione plastica dei materiali metallici

DEFORMAZIONE PLASTICA

↳ permanente, irreversibile  
dislocazioni

DEFORMAZIONE ELASTICA

↳ reversibile  
(le dislocazioni non fanno nessun ruolo)

Il piano lungo il quale si muove la dislocazione → **PIANO di scorrimento**

### Dislocazione a vite

↳ DISLOCAZIONE ~~ASINCRONA~~ UNO SPAZIALE CHE SI ANNOTA (immaginare la linea di dislocazione in una spirale che si annota)

MOSTRA UNO STATO TENSIONALE DIVERSO (modi trazione o compressione) DI TAGLIO  
Max vicino alla dislocazione

NEI CRISTALLI CI SONO + DISLOCAZIONI MISTE (presentano tutti e due i tipi di dislocazione)

IM SEGUITO ALL'APPLICAZIONE DI SOLLECITAZIONI DI TAGLIO LA DISLOCAZIONE SI SPOSTA FINCHÉ FUORIESCE (MUOVE)

↳ IL RETICOLO RISULTA DEFORMATO <sup>SU UNO DEI DUE O SU UNO SUPERFICIA</sup> IRREVERSIBILMENTE  
CON LA PARTE SUPERIORE SPOSTATA DI UN UNITÀ RISPETTO QUELLA INFERIORE  
IL RETICOLO NON È PIÙ DISTORTO

LE DISLOCAZIONI NON SI MUOVONO TUTTE ALLO STESSO MODO

↳ SI MUOVONO CON PIÙ FACILITÀ POSIZIONATE O NEI PIANI di scorrimento (in cui gli atomi sono più densamente impaccati)

Tanto più la simetria delle celle elementari presenta un numero di piani compatti rilevante tanto più sarà probabile che ci siano dislocazioni posizionate in questo modo

↳ IL MATERIALE SARÀ + DEFORMABILE PLASTICAMENTE

IN UN MATERIALE CI SONO TANTE DISLOCAZIONI

CASUALI

↳ Si deforma di più quello che ha dislocazioni più nei piani di scorrimento (+ compatti)



\* BORDI di GRANO (BG) → confine che separa le  
are monocristalline in un materiale  
policristallino

NEVE REGIONI di CONFINE ci sono ATOMI DISPOSTI  
in modo IRREGOLARE CHE ASSUMONO POSIZIONI  
di ORIENTAMENTO INTERMEDIA FRA QUELLO di UN  
GRANO e QUELLO del GRANO ADIACENTE

BORDO di GRANO → regione di cattivo arrangia-  
mento atomico

QUESTA REGIONE È UNA REGIONE ALTAMENTE  
ENERGETICA → avvengono fenomeni indesiderati  
come corrosione - ossidazione

Maggiore è l'angolo che si forma tra due cristalli  
più sono reattivi

↳ C'È PIÙ CONCENTRAZIONE di dislocazioni e  
DI VACANZE

- non è necessario avere una vacanza adiacente
- le posizioni interstiziali sono molto + numerose

### LA LEGGE DI FICK

DESCRIVE UNA DIFFUSIONE STATIONARIA (che in realtà non si verifica mai)

si usa molto poco dal punto di vista industriale

### DIFFUSIONE STATIONARIA :

gli atomi diffondono ma il gradiente di concentrazione rimane costante (soltanto dopo la diffusione o allentando l'atomo diffuso)

$$J = \frac{1}{A} \frac{dM}{dt}$$

massa (N di atomi)

TEMPO IN CUI AVVIENE LA DIFFUSIONE

AREA

FLUSSO di DIFFUSIONE

**FLUSSO** = la quantità di grandezza che attraversa nell'unità di tempo una data superficie lungo l'asse della superficie considerata.

J è il flusso di atomi che si fa lungo una sezione unitaria A e rappresenta la variazione del numero di atomi

LA LEGGE DI FICK → descrive una diffusione stazionaria che in realtà non si verifica praticamente mai (si usa molto poco dal punto di vista industriale) ma serve a capire qual è la spinta alla dif.

$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

gradiente di concentrazione (con variazione in direzione x)

coeff. di diffusione

IL FLUSSO DI DIFFUSIONE È PROPORZIONALE AL GRADIENTE DI CONCENTRAZIONE SECONDO UN ESPRESSO A MEMO DI UNA COSTANTE D (coeff. di diffusione)

La DRIVING FORCE della DIFFUSIONE STATIONARIA È la PRESENZA di un GRADIENTE DI CONCENTRAZIONE

↳ gli atomi crescono di tenere costante la concentrazione e passano da zone a concentrazione maggiore verso zone a concentrazione minore

ESEMPIO di DIFFUSIONE STATIONARIA

→ PURIFICAZIONE DELL'IDROGENO (attraverso la membrana di Palladio) diffusione di atomi di un gas attraverso una piastra metallica sottile.

Le pressioni e le concentrazioni vengono mantenute costanti su entrambe le superfici

↳ AUMENTO LA SPECIE DOPO CHE HA DIFFUSO

UNA FACCE DI UNA LAMINA DI PALLADIO VIENE ESPOSTA AD UNA MISCELA DI GAS (tra cui l'H)

PER LE SUE PICCOLE DIMENSIONI L'H DIFFONDE SELETTIVAMENTE FINO A RAGGIUNGERE LA FACCE OPPOSTA → lo si allunga

Per mantenere attivo il processo è necessario regolare le pressioni parziali di H per avere un opportuno gradiente di

$$D = D_0 e^{-\frac{Q_d}{RT}}$$

$D_0 =$

(indipendente da T)

$Q_d =$  ENERGIA DI ATTIVAZIONE DELLA DIFFUSIONE (energia richiesta per produrre il movimento di una mole di atomo)

$R =$  COSTANTE UNIV. DEI GAS  $8,31 \text{ J/mol K}$

$T =$  TEMPERATURA ASSOLUTA

Soluzioni solide  $\Rightarrow$  gli atomi sostituenti sono disposti al caso nello spazio e quindi le sol. sono omogenee

### Diffusione per i bordi di grano

HA VELOCITÀ DI DIFFUSIONE MOLTO MAGGIORE RISPETTO AGLI ALTRI MECCANISMI PERCHÉ IN QUELLE ZONE

- \* l'energia degli atomi è molto grande
- \* numero di vacanze è molto più elevato

MA È UN FENOMENO TRASCURABILE RISPETTO AI ALTRI PERCHÉ LE SEZIONI DI MATERIALE COINVOLTO

SONO RISTRETTISIME

(limitatamente molto numeroso ma sul valore ha un effetto trascurabile)

### LA DIFFUSIONE NEI CRISTALLI IONICI

$\rightarrow$  la diffusione è possibile solo se sono presenti difetti reticolari (DIFETTI PUNTUALI di SCHOTTKY e FRENKEL HANNO BISOGNO DI POSIZIONI VACANTI ADIACENTI E ENERGIA SUFFICIENTE PER ROMPERE IL RETICOLO)

$\rightarrow$  probabilità molecolare che lo ione lo veda ad occupare la pos. di origine con DIFFUSIONE NETTA  $= 0$

\* CRESITA dei GRANI → fenomeno da evitare assolutamente  
DETERMINA IL MATERIALE

UN MATERIALE POLICRISTALLINO con GRANI di piccole DIMENSIONI È MEMO STABILE DI UNO con GRANI + GRANI PER LA MASSIONE ENERGIA SUPERFICIALE

SE la  $T$  è sufficientemente elevata da permettere lo spostamento degli atomi i bordi di grano si spostano e alcuni crescano a spese degli altri

PROPRIO PERCHÈ IL MATERIALE VIENE ROVINATO BISOGNA CHE I TRATTAMENTI TERMICI VENGANO FATTI con MOLTA ATTENZIONE

- minima temperatura
- minimo tempo

\* DROGAGGIO del SILICIO

Per creare dei CIRCUITI ELETTRICI INTEGRATI SI diffondono delle impurezze in wafer di silicio monocristallino (DROGAGGIO)

IL SILICIO È UN MATERIALE SEMICONDUZIONE questa proprietà deriva dal fatto che si creano zone drogate di TIPO N (PENTAVALENTI, Fosforo) o di TIPO P (PENTAVALENTI)

Drogaggio del Silicio

SI IMMETTE DEL SILICIO PURO MONOCRISTALLINO ~~MAI~~ in un forma di quarzo (materiale che non diffonde e  $T_f$  molto alta) E ~~UNA~~ SI ESPONE LA SUPERFICIE A DEI VAPORI

- ELETTRICAMENTE MOLTO CONDUTTIVI
- DIFFONDE POCO NEL SUGGERO
- COSTANE POCO

→ Al DIFFONDE POCO MA MOM È UN OTTIMO CONDUTTOR

→ Cu OTTIMO CONDUTTORE MA DIFFONDE  
↳ si crea un sottilissimo strato di  $Ta_x$  e in base la diffusione

### \* ACCIAI RESISTENTI ALL'USURA

di componenti in acciaio che operano in certe condizioni (scorrimiento e rotazioni)

hanno lo STRATO SUPERFICIALE INDURITO PER RESISTERE ALL'USURA

\* Stato superficiale indurito spesso con carbonio o Azoto TRAMITE LA DIFFUSIONE

\* Guadare interno puro di questi materiali per non ridurre la tenacità del materiale (resistere alle sollecitazioni dinamiche - statiche)

### Processi di CEMENTAZIONE

ACCIAIO VIENE MESSO IN UN FORNO CON UN VAPORE CHE CONTIENE METANO E ALTRE IONOCARBURI

L'FeC diffonde e dà la durezza voluta

TEMPO DI CEMENTIFICAZIONE INFLUENZA IL CONTENUTO DI CARBONIO IN RELAZIONE ALLA DISTANZA DALLA SUPERFICIE

La COMPARSA del <sup>CLUSTER</sup> NUCLEO è ACCOMPAGNATA da  
 UNA VARIATIONE di ENERGIA LIBERA

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s$$

La variazione di energia ha due componenti

•  $\Delta G_v$  = energia libera di formazione della nuova fase per unità di volume

•  $\Delta G_s$  = energia libera di formazione dell'interfaccia tra il germe (o nucleo) e la fase madre

SUPERFICIE d'INTERFACCIA

↳ superficie di contatto con la fase madre

UNA VOLTA CHE SI È FORMATO UN NUCLEO...

I CLUSTER HANNO DIMENSIONI del tutto casuali

↳ la dimensione media aumenta al diminuire della temperatura (deve cioè essere inferiore a quella di fusione)

↳ la solidificazione è un tipo particolare di nucleazione

UNA VOLTA CHE SI È FORMATO UN CLUSTER, DA QUELLA DIMENSIONE SI PUÒ CAPIRE SE POI SI ACCRESCERÀ C'È UNA DIMENSIONE CRITICA (in realtà è il raggio)

→ I cluster con dimensioni minori di quelle critiche vengono detti EMBRIONI sono instabili, si formano e si ridisciolgono continuamente nella fase per agitazione termica (con aumento una volta fase)

→ I cluster con dimensioni maggiori di quelle critiche vengono detti NUCLEI

in un sistema si evolve sempre spontaneamente verso uno stato di energia più bassa

↳ dove minimizzare il  $\Delta G$

GRADO di SOTTO Raffreddamento ( $\Delta T$ )  
differenza di temperatura tra la Temperatura di nucleazione teorica (fissa) e la Temperatura a cui faccio avvenire la nucleazione reale (o industriale) (variabile)

### INFLUENZA IL $\Delta G$

MASSIONE  $\bar{e}$  il  $\Delta T$ , minore  $\bar{e}$  il  $\Delta G$

L applicando un  $\Delta T$  maggiore spingiamo verso la nucleazione

MASSIONE  $\bar{e}$  il  $\Delta T$ , minore  $\bar{e}$  il raggio critico (la curva si sposta a sinistra)

con il grado di sotto Raffreddamento causiamo un doppio effetto

- \* Cluster diventano più grandi (mi allontanano dalla temp. di nucleazione)
- \* la differenza tra nuclei ed embrioni è più piccola

AUMENTANDO IL  $\Delta T$  FAVORISCO LA NUCLEAZIONE MA DEVO STARE ATTENTO PERCHÉ OLTRE AL FENOMENO DELLA NUCLEAZIONE POI C'È ANCHE QUELLO DI CRESCITA §

Processo di crescita richiede la diffusione  
L se albrasso troppo la temperatura si formano tanti nuclei che poi non crescono perché gli atomi non hanno abbastanza energia per muoversi

QUINDI ATTENTONE A NON BLOCCARE IL PROCESSO DI CRESCITA

preferibile materiali con grani cristallini piccoli



La BAGNABILITÀ del MATERIALE si VAUTA con il  $\cos \theta$ , sono inversamente proporzionali (PIÙ È PICCOLO  $\theta$ , MAGGIORE È la BAGNABILITÀ)

Più bagnata la superficie più il volume critico scende

L'uso verso la NUCLEAZIONE ETEROGENEA

Meno bagnata la superficie più il volume critico sale

L'uso verso la NUCLEAZIONE OMOGENEA

→ la NUCLEAZIONE ETEROGENEA È FAVORITA sia METALTRASFORMAZIONI LIQUIDO-SOLIDO MA ANCHE IN QUELLE SOLIDO-SOLIDO

SE DA UNA FASE  $\alpha$  SOLIDA SI DEVE FORMARE UNA NUOVA FASE SOLIDA  $\beta$  QUESTA NUCLEAZIONE DI PREFERENZA SU DI UN BODIS DELLA FASE  $\alpha$  (anche sulle interfacce e le dislocazioni)

UN MATERIALE con BUONE CARATTERISTICHE METALLICHE UDDE GRANI MOLTO FINE e UNIFORMEMENTE DISTRIBUITI

PER FARE QUESTO SI USAMO AFFIMOTORI di GRANO (altrimenti lungo le pareti grani sottili, al centro grani enormi)

### AFFIMAZIONE

disperdo particelle insolubili e infusibili (affimotori di grano) che rappresentano i siti di nuclei eterogenei nelle fasi madre

OTTENGO UNA NUCLEAZIONE A GRANO FINE

DOPO LA FORMAZIONE di UN CLUSTER C'È L'ACCRESCIMENTO

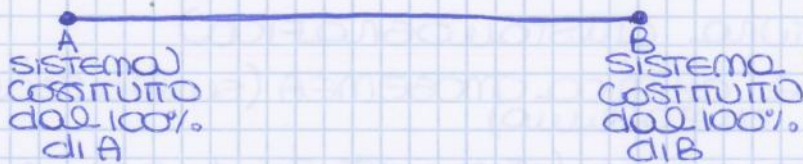
## DIAGRAMMI di STATO BINARI

L'assunto come variabile la TEMPERATURA e la COMPOSIZIONE

→ considerando solo le fasi condensate (liquide-solidi) e non la fase vapore, la pressione non viene considerata influente

UTILITÀ dei DDS (8)

nell'ascissa viene riportata la COMPOSIZIONE

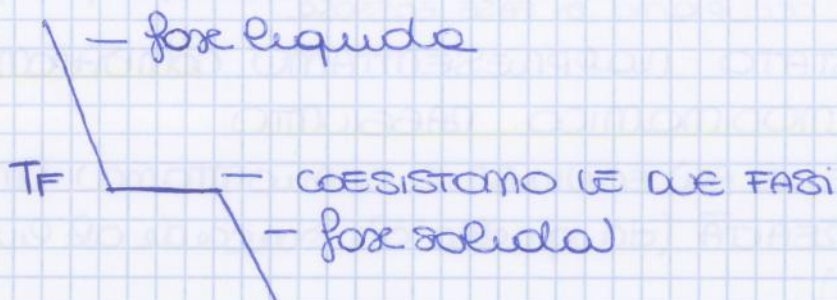


ad ogni punto corrisponde una percentuale delle due componenti

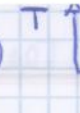
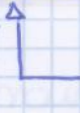
Un DDS si ricava sperimentalmente prendendo un sistema ad altissime temperature e raffreddandolo piano piano

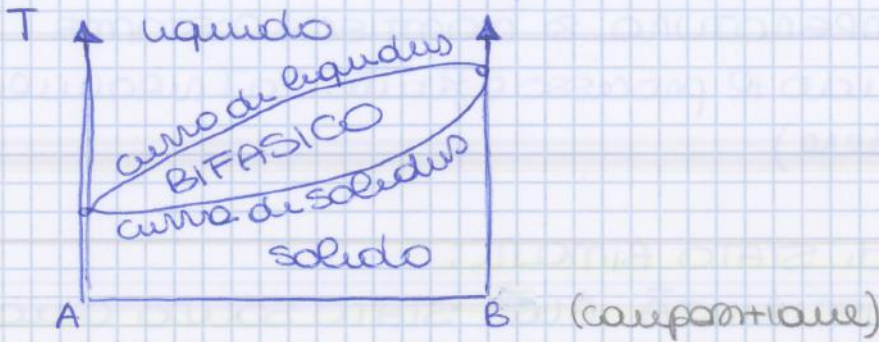
PREMIO UNA SINGOLA COMPONENTE A E STUDIO LA SUA CURVA di RAFFREDDAMENTO (ANALISI TERMICA)

- A liquido ad alte temperature
- Abbasso la temperatura fino a  $T_s$
- Raggiunto la  $T_s$  la  $T$  non varia finché non si è solidificato tutto il componente (CALORE LATENTE di S)
- A solido



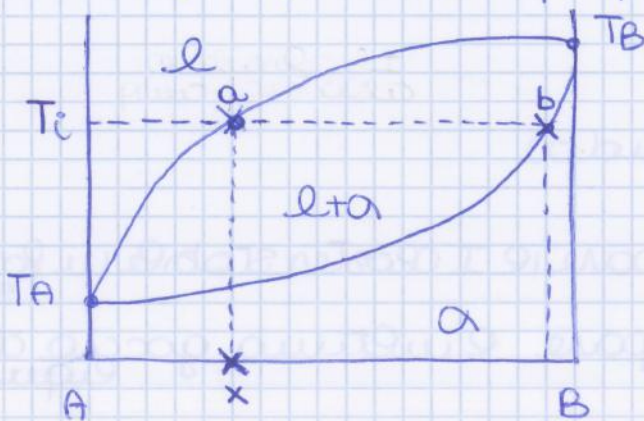
PROCESSO di SOLIDIFICAZIONE È UN PROCESSO CINETICO CHE DURA UN INTERVALLO di TEMPO

se dal diagramma  $T$   spostato in un diagramma  $T$   composizione



Posso avere  $\forall$  tipo di un sistema composto da un certo % di A plus un certo % di B

A-B miscibile in tutte le proporzioni (soluzioni solide



IN TUTTO IL CAMPO di composizione)

la soluzione  $x$  NUCLEA IL PRIMO CRISTALLO A  $T_i$  TEMPERATURA  $T_i$

la composizione del PRIMO CRISTALLO È DATA DAL PUNTO IN CUI LA RETTA INTENDETTA LA CURVA SOLIDUS

(ha una composizione diversa da quello della soluzione)  
 $\hookrightarrow$  dipende dall'abbondanza relativa

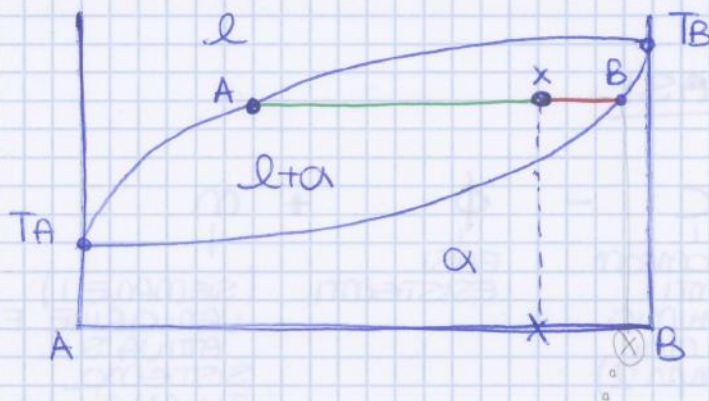
PERCENTUALE di composizione  $\rightarrow$  la composizione della sistema  $\rightarrow$  scelto (zona MONOFASICA)

ABBONDANZA RELATIVA  $\rightarrow$  quanto fase liquido-solido c'è (% delle masse)

Zona bifaseo  $\rightarrow V = 2 - 2 + 1 = 1$  - SISTEMA MOMOVARIANTI  
 MI BASTA CONOSCERE UN SOLO PARAMETRO

Regola della leva

SENVE PER CALCOARE LE PERCENTUALI IM PESO RELATIVE DELLE VARIE FASI IN UNA QUALSIASI REGIONE BIFASICA di un DIAGRAMMA di STATO (solidi) ABBONDANTE RELATIVA



ad una  $T_i$

$$\% \text{ liquido} = \frac{XB}{AB} \cdot 100$$

$$\% \text{ solida} = \frac{XA}{AB} \cdot 100$$

- denominatore  $\rightarrow$  INTERO SEGMENTO
- numeratore  $\rightarrow$  SEGMENTO INVERSO (da X al punto in cui è stabile la fase opposta rispetto quello che voglio conoscere)

Regola dell'isoterma (ISOTERMO)

PERMETTE DI TROVARE LE COMPOSIZIONI DELLE DUE FASI IN EQUILIBRIO ALL'INTERNO di una zona BIFASICA

Troca è isoterma e indicando due punti (uno sulla curva di liquori e uno su quella di solidi) da quella la verticale e non la componibile

Non condizioni reali <sup>→ succede sempre una m.c. i non ha rilevante</sup>  
LE MODIFICHE ALLA COMPOSIZIONE DIPENDONO DALLA DIFFUSIONE (che è in funzione della Temperatura e del tempo)

L quando abbassiamo la temperatura

- FASE LIQUIDA → non succede nulla perché la DIFFUSIONE RIESCE COME E SEGUE LE CONDIZIONI DI EQUILIBRIO (LA CURVA DI LIQUIDUS RESTA IMALTERATA)

- FASE SOLIDA → la DIFFUSIONE È MOLTO RALLENTATA E NON SI OTTENGONO LE CONDIZIONI DI EQUILIBRIO TRACCIATE DALLA CURVA SOLIDUS

Da curva di solidus in condizioni reali si deduce una distorsione

MODIFICAZIONE ABBONDANTE RELATIVE

• HO PIÙ LIQUIDO DEL PREVISTO (ad una certa temperatura) (CAMBIO IL SEGMENTO PER LA REGOLA DELLE FASI) <sup>FORMAZIONE DI LIQUIDO AD UN ALT PÙ BASSO</sup>

• COMPOSIZIONE MEDIA DEI NUCLEI NON È QUELLA DELLA CURVA SOLIDUS (la composizione si legge su un'altra curva)

### FENOMENO DELLA SEGREGAZIONE

I NUCLEI <sup>della fase α</sup> HANNO UNA STRUTTURA A GUSCIO (non omogenea) (il cuore del grano non è riuscito a diffondere perfettamente rispetto all'esterno)

LA COMPOSIZIONE DEI NUCLEI <sup>a contatto con il liquido diffonde + velocemente e riesce a raggiungere la comp. di equilibrio</sup> NON È PIÙ QUELLA DELLA CURVA SOLIDUS MA QUELLA DI UNA NUOVA CURVA DELLA FASE DI NON EQUILIBRIO <sup>IL PROBLEMA PIÙ GRANDE È QUELLO DELLA COMP. CHE SI HA FORMAZIONE DI LIQUIDO A TEMPERATURE PIÙ BASSE</sup>

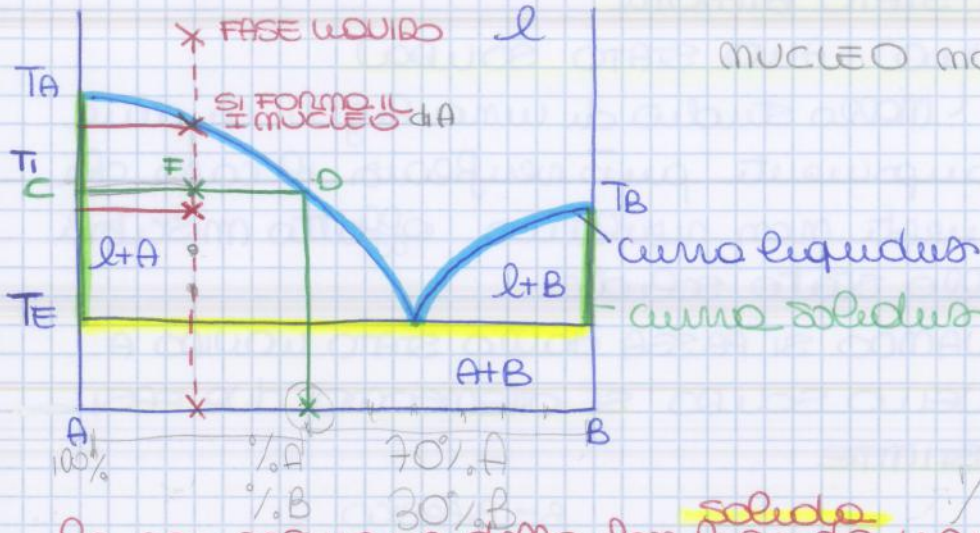
→ quando ci troviamo di fronte a questo fenomeno dobbiamo <sup>(RIFREDDARE LENTAMENTE COSTA MOLTO DI PIÙ)</sup> RICOTTURA DI OMOGENEIZZAZIONE <sup>il prob. della struttura a guscio</sup>

per omogeneizzare il materiale <sup>L</sup> attenzione al fenomeno della ingrossamento (NO TEMPI TROPPO LUNGI, NO TEMPERATURE TROPPO ALTE)

⇒ T sufficiente per attivare la diffusione ma non abbastanza da attivare l'ingrossamento

## Raffreddamento

MUCLEO no CLUSTER



SI ANNA  
A SOTTO A SX DEL PUNTO  
B SOTTO A DX DEL PUNTO

La composizione della fase liquida non cambia mai (cambia quella della fase solida)

perché non c'è miscibilità

⇒ curva di solidus è verticale

cambia l'abbondanza (relativa) delle fasi

REGOLA DELLA LEVA

$$l = \frac{CF}{CD} \cdot 100$$

$$A = \frac{FD}{CD} \cdot 100$$

Nella riga orizzontale costante coesistono 3 fasi

l A B

condizione di invarianza (giacché  $v=0$  il sistema non si muove)

QUESTA CONDIZIONE IN CUI COESISTONO LE 3 FASI AVVIENE AD UNA TEMPERATURA PRECISA

↳ TEMPERATURA DI EUTETICO

facilmente fraudente

A QUALSIASI COMPOSIZIONE DEL SISTEMA, LA TEMPERATURA A CUI SI FORMA IL LIQUIDO È SEMPRE LA STESSA

⇒ TUTTI I SOLIDI INIZIAMO AL RISCALDAMENTO A FONDERE A  $T_A$  O  $T_B$

TUTTI I LIQUIDI INIZIAMO AL RAFFREDDAMENTO A SODIFICARE A  $T_E$

↳ liquido si fonde per temperature comprese tra  $T_A$  e  $T_B$

$T_E$  è inferiore a  $T_A$  e  $T_B$  di fusione di A e B puri

COMPOSIZIONE della TRASFORMAZIONE EUTETTICA

Trasf eutettica iniziale

$$\begin{cases} lE = \frac{XD}{ED} \cdot 100 \\ A \stackrel{S}{=} 0 \\ B = \frac{EX}{ED} \cdot 100 \end{cases}$$

→ lo aggiungiamo su se una fase e si sostituisce con la fase rimanente

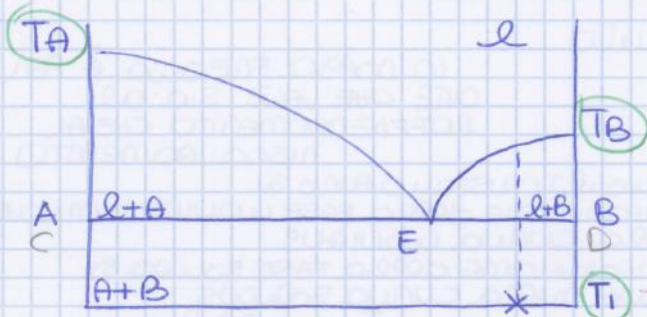
Trasf eutettica finale

$$\begin{cases} lE \stackrel{S}{=} 0 \\ A = \frac{XD}{CD} \cdot 100 \\ B = \frac{CX}{CD} \cdot 100 \end{cases}$$

→ tra B solido e Eutettico non cambia la FASE, cambia la MICROSTRUTTURA

% componenti dipendono da dove siamo

Faccio tutto il percorso al riscaldamento



→ TEMPERATURA di RINZIMENTO (quella al di sotto della quale una miscela di diverse parti si mescolano)

$$\begin{aligned} \underline{T_i} &\rightarrow A(100\% \text{ ATOMI DI A}) = \frac{XB}{AB} \cdot 100 \\ B(100\% \text{ ATOMI DI B}) &= \frac{XA}{AB} \cdot 100 \end{aligned}$$

Te inizio

$$\begin{cases} A = \frac{XB}{AB} \\ B = \frac{XA}{AB} \\ lE \stackrel{S}{=} 0 \end{cases}$$

→ si forma liquido da composizione eutettica

Te fine

$$\begin{cases} A \stackrel{S}{=} 0 \\ B = \frac{EX}{EB} \\ lE = \frac{XB}{EB} \end{cases}$$

quando arrivo a Te

TRASFORMAZIONI EUTETICHE INTERESSANO SOLO IL LIQUIDO ANCORA PRESENTE

Struttura finale

Microstruttura finale del sistema



Più mi avvicino alla composizione eutettica più avrà una quantità di sfondo eutettico (resola della LEVA)

SE SCELGO PROPRIO LA COMPOSIZIONE EUTETICA AVRO SOLO SFONDO EUTETICO

→ la microstruttura dipende dal sistema scelto

~~la microstruttura finale del sistema dipende dalla composizione scelta e dalla quantità di sfondo eutettico~~

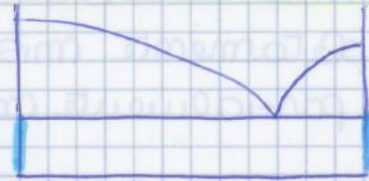


curve di solvus

curva di solubilità

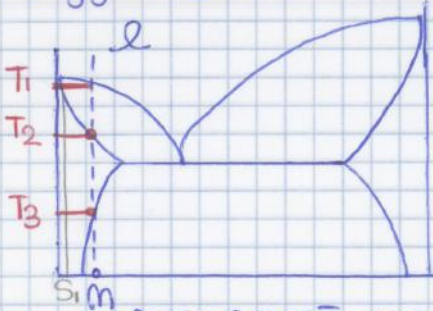
come varia il quantitativo di B disciolto in A nella fase solida  $\alpha$  (e viceversa)

è salvo anche nel diagramma a miscelabile nullo



L'area sotto la curva è uguale perché non c'è solubilità

Raffreddamento



non ancora incontrato A  
M → trasformazione peritettica

T1 → nuclea il primo cristallo di soluzione solida  $\alpha$  di composizione  $S_1$

T2 → scompare l'ultima goccia di liquido (intercetto la curva di solvus) si entra in un campo monofasico in cui è stabile solo  $\alpha$

⇒ Passo alla  $T_E$  ma non succede nulla perché non c'è liquido

T3 → intercetto la curva di solvus

Passo da una zona monofasica ad una bifasica in cui sono stabili le due soluzioni solide  $\alpha$  e  $\beta$ . Ho una soluzione sovrasatura → viene avvertito un cristallo  $\beta$ . Al ~~passo~~ diminuire della temperatura varia la solubilità della <sup>soluzione</sup> fase solida  $\alpha$ .

↳ A questa temperatura il reticolo di A che originariamente è più in grado di tenere <sup>TANTI</sup> atomi di B in soluzione

↳ il reticolo di A abbandona atomi di B ma solo forma di B puro ma come atomi di soluzione solida  $\beta$  molto

Poiché le curve di solvus non sono simmetriche non cambia solo la SOLUBILITÀ, CAMBIA<sup>NO</sup> ANCHE LE ABBONDANZE RELATIVE

→ le due fasi  $\alpha$  e  $\beta$  modificano le composizioni lungo le curve di solvus

### MICROSTRUTTURE

composizione esterna al range eutettico



→ INTENCETO la temperatura curva di liquidus e si formano i primi cristalli

grani primari → sono i più che nucleano dalla fase liquida sono i più grandi (hanno avuto più tempo per accrescersi) la diff. è facile



→ INTENCETO la curva di solvus inizia lungo i bordi dei grani e segue  $\beta$  lungo i bordi dei grani

((se non intenceto la mia curva di solvus ⇒ a resta inalterato))

composizione interna al range eutettico

dopo la trasformazione

GRANI PRIMARI SU SFONDO EUTETTICO



sfondo eutettico  
primari

la soluzione solida è la stessa, ma morfologicamente diversa

ATTENZIONE → Isoterma) bisogna portarlo fino a dove si entra nel campo in cui è stabile la fase che sto considerando

L'unico isoterma per la composizione del peritettico (OTINO FIMO A C, non mi fermo A P liquido la composizione e

$$\Rightarrow \alpha_d, \underline{e_c}, \underline{\beta_p}$$

un liquido e un solido reagiscono ma possono reagire con un rapporto diverso

IL RAPPORTO DI REAZIONE "CORRETTO" (quello a cui si esaminano insieme) È DATO dalla composizione C P  
 L'unico poi nella fase monofase  $\beta$  in cui lo esamino sia anche liq

QUALSIASI ALTRA FASE SCELTA → a caso una fase che si esaurisce prima dell'altra  
 (entro in una fase bifase)

REGOLA DELLA LEVA PER IL ALCANTARA TEMPERATURA PERITETTICO

INIZIO

FINE

$$\begin{cases} e_c = \frac{DM}{DC} \cdot 100 \\ \alpha_d = \frac{MC}{DC} \cdot 100 \\ \beta_p \leq 0 \end{cases}$$

$$\begin{cases} e_c \leq 0 \\ \alpha_d = \frac{MP}{DP} \cdot 100 \\ \beta_p = \frac{DM}{DP} \cdot 100 \end{cases}$$

da composizione delle fasi non cambia perché la trasformazione è invariante

liquido e solido reagiscono tra di loro  
 L'unico quando la reazione va avanti il liquido non ce la fa a diffondere nel metallo

EFFETTO di CONFINAMENTO

Trattamenti di omogeneizzazione per togliere questo risultato

In quel range di composizioni  $\forall$  sia la composizione che selgo al raffreddamento la prima fase che nuclea ~~si~~ a partire dalla fase liquida sono i cristalli di purezza della fase in questione

def

UN COMPOSTO SI DICE A FUSIONE CONGRUENTE QUANDO AL RISCALDAMENTO GEMERA UN LIQUIDO CON LA STESSA COMPOSIZIONE

AmBm al riscaldamento genera un liquido una fase liquida con molarità di A e m molarità di B

Nome "congruente" deriva dalla congruenza della composizione allo stato solido e della composizione della fase liquida che si genera

→ SE PASSO DA MONOFASICO SOLIDO A MONOFASICO LIQUIDO LA COMP. MOL. CAMBIA → HO PER FORZA UN COMPOSTO CONGRUENTE

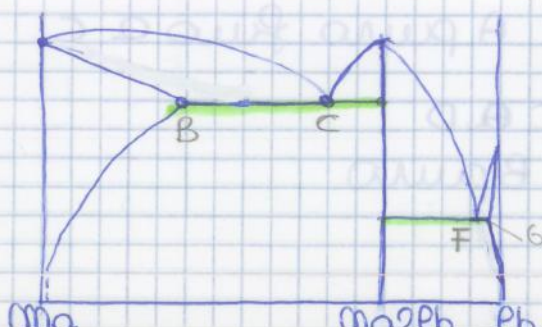
→ SE PASSO DA MONOFASICO SOLIDO A BIFASICO LIQUIDO LA COMP. MOL. CAMBIA

regola

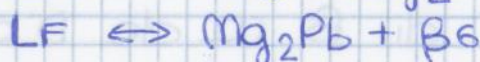
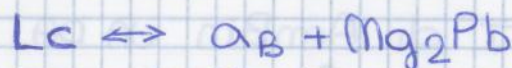
PER VERIFICARE SE UN COMPOSTO È O MEMO A FUSIONE CONGRUENTE SUFFICIA SE IL COMPOSTO IN ESAME CADE ALL'INTERNO DEL SUO CAMPO DI CRISTALLIZZAZIONE PRIMARIA

SE C'È FUSIONE CONGRUENTE COME C'È DA CONSIDERARE DUE DIAGRAMMI

DOS Mg-Pb



soluzione solida SOSTITUTIO MALE perché  $\exists$  sia  $\alpha$  che  $\beta$



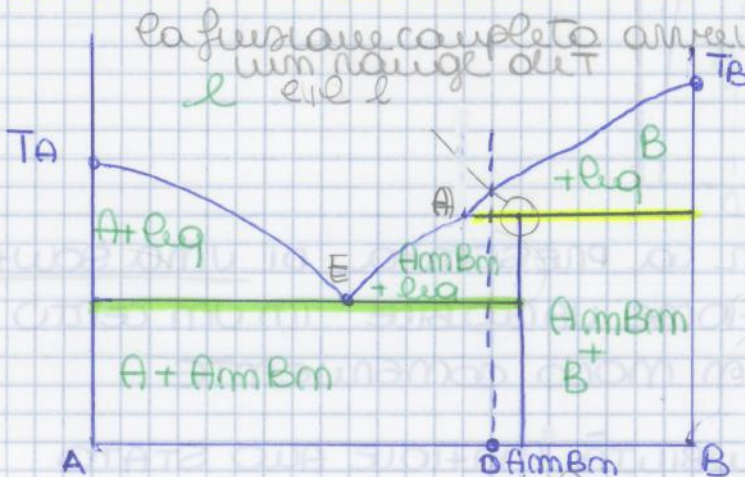
sol solido. La composizione  $\bar{x}$  è una fase perché  $\gamma$  la solubilità è variabile) è una soluzione solida quindi  $\bar{x}$  MAX SOLUBILITÀ IM CORRESPONDENZA delle SOLUZIONI EUTETICHE

DDS MAGNESIO - ALLUMINIO  
ossido di Mg - ossido di Al  
MgO - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Alluminato di magnesio (MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>)  
L FASE A FUSIONE CONGRUENTE

DIAGRAMMI di STATO BINARY

PRESENZA di un composto a fusione incongruente



curve liquidus  
curve solidus  
T EUTETICHE  
T PERITETICHE

la fusione completa avviene in un range di T e di  $\bar{x}$

la fusione completa non avviene ad una T precisa ma in un intervallo tenuto da composizione del liquido e solido che si fonde (è diverso dal solido di partenza)

A TEMPERATURA AMBIENTE la microstruttura del sistema di composizione D

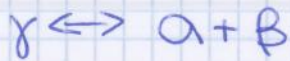


DURANTE LE TRASFORMAZIONI EUTETICHE - PERITETICHE NON POSSO DOSARE LE FASI (NON FO IL TEMPO)  
↙ stesso solo, alle uscite e alla fine

## TRASFORMAZIONE EUTETOIDICA

da una fase solida  $\gamma$  ~~una~~ se ne  
nucleano altre due  $\alpha$  e  $\beta$

-OIDICO  
com'è solo  
fasi solide



EUTETICA (un liquido che da origine a due  
fasi solide)  
LE NUCLEA CONTEMPORANEAMENTE)

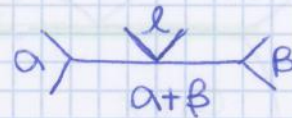
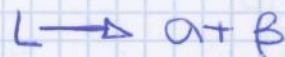
## TRASFORMAZIONI PERITETOIDICA

due fasi solide distinte reagiscono tra loro  
per darne un' altro

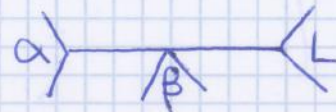
## TRASFORMAZIONI INVARIANTI ( $V=0$ )

al raffreddamento

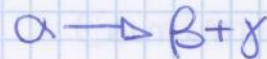
• EUTETICO



• PERITETICO



• EUTETTOIDE

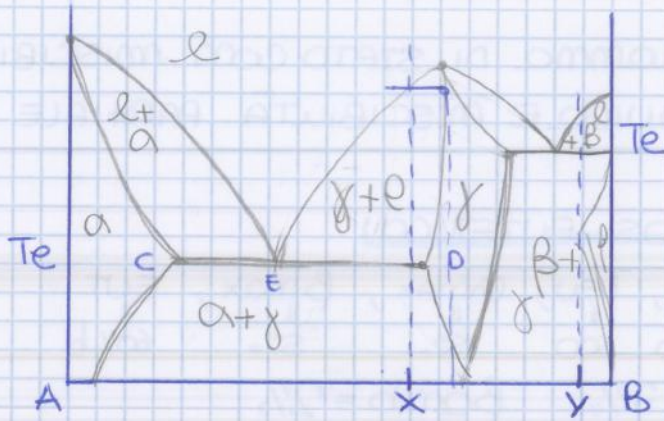


• PERITETTOIDE



• MONOTETICO — IMMISCIBILITÀ ALO STATO LIQUIDO  
(lacuna di miscibilità)

DIAGRAMMI TTT e CT



- FASI

- SCELTO IL SISTEMA X

- Regola della leva a  $T_e$
- descrivono cosa avviene al raffreddamento

- SCELTO IL SISTEMA Y

- Regola della leva a  $T_e$
- microstruttura a.T.A

- DEFINIZIONE DI FASE SOLIDA MAX  $\alpha$  a.T. A MB

REGOLA della LEVA a  $T_e$

IMITIOTE  $\left\{ \begin{array}{l} \alpha \approx 0 \\ l = \frac{x_D}{ED} \cdot 100 \\ \gamma = \frac{x_E}{ED} \cdot 100 \end{array} \right.$

FIME  $T_e \left\{ \begin{array}{l} l \approx 0 \\ \alpha = \frac{x_D}{CD} \\ \gamma = \frac{CX}{CD} \end{array} \right.$

liquido di composizione  $x$  si raffredda  
 INTERCETTA LA CURVA DI LIQUIDUS E <sup>MUCLEA IL PRIMO CRISTALLO</sup> ~~MUCLEA~~ ENTRA IN UNA TOMB  
 BIFASICA IN CUI

Ogni volta che applichiamo una sollecitazione questo si trasforma in una deformazione

↳ RISPOSTA DEL MATERIALE METALLICO AD UNA SOLLECITAZIONE MECCANICA

TENSIONE ( di Trazione o compressione)

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

forza applicata nel mondo macro al materiale

sezione del provino nominale

→ SI FANNO LA PROVA INDIPENDENTE dai PARAMETRI GEOMETRICI

UNITÀ di MISURA  $\frac{N}{mm^2} = MPa$  (MEGA PASCAL)

Deformazione  $\epsilon$  in seguito a sollecitazione di trazione o di compressione

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

$l_0$  = lunghezza iniziale  
 $l$  = lunghezza del campione in seguito alla sollecitazione

RESISTENZA ALLA TRAZIONE di un materiale viene determinato sperimentalmente con una prova specifica.

DEFORMAZIONE A VELOCITÀ COSTANTE

ella di essere attraverso la quale venga applicati carichi a trazione crescenti ad un provino bloccato su due appoggi

Le normative da rispettare per le realizzazioni di questa prova sono molto rigide, dettagliate e precise

↳ come condurre la prova  
 DIMENSIONI, FORMA, PESO del provino

↳ OSSO di CANE ( $A_0, l_0$ )

varietà di lunghezza

È un ESTENSIMETRO CHE RILEVA I DATI della DEFORMAZIONE DELLA ZONA CENTRALE del provino in funzione del carico applicato

MA L'ESTENSIMETRO FA SEMPRE RIFERIMENTO ALLA SEZIONE INIZIALE del provino (non tiene in considerazione che durante la prova il provino si assottiglia)



## DEFORMAZIONE ELASTICA

4

Il primo tratto della curva  $\sigma$ - $\epsilon$  viene definito tratto elastico lineare (anche se non sempre è lineare).  
 In questo tratto la DEFORMAZIONE del materiale È REVERSIBILE.

se il carico viene rimosso, il provino ~~si allunga~~ si allunga "suelto" la deformazione.

TUTTI I MATERIALI PRESENTANO UN CAMPO DI DEFORMAZIONE ENTRO IL QUALE HANNO UN COMPORTAMENTO ELASTICO.

I materiali metallici e ceramici sono in grado di deformarsi molto poco, in campo elastico (0,5%).

La DEFORMAZIONE ELASTICA È REVERSIBILE PERCHÉ IL CARICO APPLICATO NON MUOVE PERMIENTE LE ~~DISLOCATIONI~~ DISLOCATIONI.

La D.E. DERIVA DALLO STIRAMENTO DEI LEGAMI ATOMICI.

Il comportamento elastico può essere studiato con la legge di Hooke.

$$\sigma = E \times \epsilon$$

— LEGGE DI HOOKE — espressione matematica per capire a che deformazione va dato un carico per quel materiale.

E = COSTANTE ELASTICA, MODULO DI YOUNG (coeff. angolare della retta) SI MISURA  
IN GPa  
(6160 PASCAL)  
10<sup>3</sup> MPa

INDICA QUANTO È RIGIDO IL MATERIALE (RIGIDITÀ).  
 (Maggiore è E, maggiore sarà il carico necessario per deformare il materiale).

E si può considerare anche come la misura della resistenza opposta alla separazione di due atomi adiacenti (resistenza che gli atomi oppongono alla loro separazione) (misura della FORZA DEL LEGAME INTERATOMICO).  
 (Maggiore è E, maggiore è l'opposizione di due atomi).

In una deformazione elastica ad un ~~un~~ allungamento longitudinale nella direzione del carico fa riscontro una contrazione trasversale della sezione iniziale

IL RAPPORTO TRA LA DEF. TRASVERSALE E QUELLA LONGITUDINALE VIENE CHIAMATO COEFFICIENTE DI POISSON e indicato con  $\nu$

$$\nu = - \frac{\epsilon_x}{\epsilon_y}$$

Le due del ramo seguono entrambi (VIENE INTRODOTTO AFFINCHÉ  $\nu$  ABBIAMO SEMPRE POSITIVO)

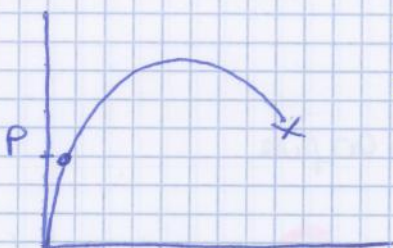
~~se~~ Per una variazione di volume  $\Delta V = 0$ , il coef di Poisson dovrebbe essere  $\nu = 0,5$ .  
 In realtà si osserva che per tutti i materiali  $\nu < 0,5$

perché la contrazione laterale non compensa totalmente l'allungamento e si riscontra un aumento di volume

Per i materiali isotropici vale  $E = 2G(1 + \nu)$  ?

Il comportamento elastico si manifesta fino ad un determinato valore della tensione detto CARICO DI SMERUAMENTO (CARICO LIMITE ELASTICO)

Superato tale carico, il provino si smorza, cioè si deforma permanentemente



Punto P = CARICO DI SMERUAMENTO  
 SI OSSERVA IL PASSAGGIO DA UN COMPORTAMENTO ELASTICO AD UNO AMELOGISTICO