



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1089

DATA: 16/09/2014

A P P U N T I

STUDENTE: Di Paolo

MATERIA: Scienze e Tecnologia dei Materiali

Prof. Vitale - Brova

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.**

CLASSIFICAZIONE DEI MATERIALI

I MATERIALI POSSONO ESSERE DIVISI IN

METALLI

CERAMICI

POLIMERI

COMPOSITI

(AVANZATI)

MATERIALI METALLICI:

GENERALMENTE I MATERIALI DI QUESTO GRUPPO SONO COMPOSTI DA UNO O PIÙ ELEMENTI METALLICI; HANNO UN GRAN NUMERO DI ELETTRONI DELOCALIZZATI, CIOÈ NON LEGATI AD UN ATOMO SPECIFICO, DA QUESTI ELETTRONI DERIVANO DIVERSE PROPRIETÀ DEI METALLI.

IN GENERE I METALLI SONO:

OPACHI

RIFLETTONO LA LUCE

AUTORESISTENZIALI

RIGIDI

• DUTTILI

CONDUTTORI DI CALORE ED ELETTRICITÀ.

RESISTENTI AGLI SBALZI TERMICI

DI NORMA ALLO STATO CRISTALLINO

FACILMENTE LAVORABILI.

MATERIALI CERAMICI:

MATERIALI CERAMICI, SONO COMPOSTI FORMATI DA ELEMENTI METALLICI E NON METALLICI.

COSTITUENTI.

SONO COSTITUITI DA DUE FASI: MATRICE E SECONDA FASE.

SI CLASSIFICANO A SECONDA DELLA MATRICE IN:

- COMPOSITI A MATRICE METALLICA
- COMPOSITI A MATRICE POLIMERICA
- COMPOSITI A MATRICE CERAMICA, TRA CUI ANCHE COMPOSITI A MATRICE VETRO O VETROCERAMICA.

SI CLASSIFICANO A SECONDA DELLA SECONDA FASE IN:

COMPOSITI RINFORZATI CON FIBRE

- COMPOSITI RINFORZATI CON PARTICELLE

LA SECONDA FASE PUO' APPARTENERE AD OGNIUNA DELLE CLASSI PRINCIPALI DI MATERIALI.

OBIETTIVI DEI MATERIALI COMPOSITI:

- AUMENTARE LA DUREZZA DI MATERIALI METALLICI → RINFORZI CERAMICI
- AUMENTARE LA RIGIDITA' E LA RESISTENZA A TRAZIONE DI MATERIALI POLIMERICI → RINFORZI DI FIBRE DI VETRO, DI CARBONIO.
- RIDURRE IL PESO DEI COMPONENTI → MATRICE POLIMERICA.

CONFRONTO FRA I MATERIALI:

METALLI	CERAMICI	POLIMERI
DUTTILI	FRAGILI	MOLTO DUTTILI
CONDUTTORI	ISOLANTI	ISOLANTI
SCARSA RESISTENZA CHIMICA.	ECCELLENTI RESISTENZA CHIMICA	BUONA RESISTENZA CHIMICA
RESISTENZA AL CALORE VARIABILE	RESISTENTI AL CALORE	MOLTO POCO RESISTENTI AL CALORE.

LA "NUVOLE" DEGLI ELETTRONI DI VALENZA.

IL LEGAME METALLICO È UN LEGAME A CARATTERE NON DIREZIONALE E PUÒ ESSERE SIA DEBOLE CHE FORTE.

LEGAME IONICO:

IN UN LEGAME IONICO GLI ATOMI DI UN ELEMENTO METALLICO CEDONO ELETTRONI DI VALENZA AD ATOMI NON METALLICI, COSÌ FACENDO TUTTI GLI ATOMI COINVOLTI ASSUMONO LA CONFIGURAZIONE ELETTRONICA STABILE DEI GAS NOBILI E ACQUISTANO UNA CARICA O VERO DIVENTANO IONI.

IL LEGAME IONICO È UN LEGAME NON DIREZIONALE, OVERO L'ENERGIA DI LEGAME È LA STESSA IN TUTTE LE DIREZIONI.

QUESTO TIPO DI LEGAME È POSSIBILE SOLO TRA ELEMENTI CON UN'ELEVATA DIFFERENZA DI ELETTRONEGATIVITÀ.

LEGAME COVALENTE:

NEL LEGAME COVALENTE LA CONFIGURAZIONE ELETTRONICA STABILE VIENE RAGGIUNTA IN SEGUITO ALLA CONDIVISIONE DI ALCUNI ELETTRONI DI VALENZA DA PARTE DI ATOMI ADIACENTI.

SU ELETTRONI CONDIVISI TRA DUE ATOMI POSSONO ESSERE CONSIDERATI COME APPARTENENTI AD ENTRAMBI GLI ATOMI.

IL LEGAME COVALENTE È UN LEGAME DIREZIONALE OVERO È PRESENTE TRA DETERMINATI ATOMI E PUÒ ESISTERE SOLO NELLA DIREZIONE CONGIUNGENTE GLI ATOMI PARTECIPANTI ALLA CONDIVISIONE ELETTRONICA.

IN UN ATOMO AVENTE N' ELETTRONI DI VALENZA PUÒ FORMARE AL MASSIMO $8 - N'$ LEGAMI COVALENTI.

LEGAMI SECONDARI O DI VAN DER WAALS:

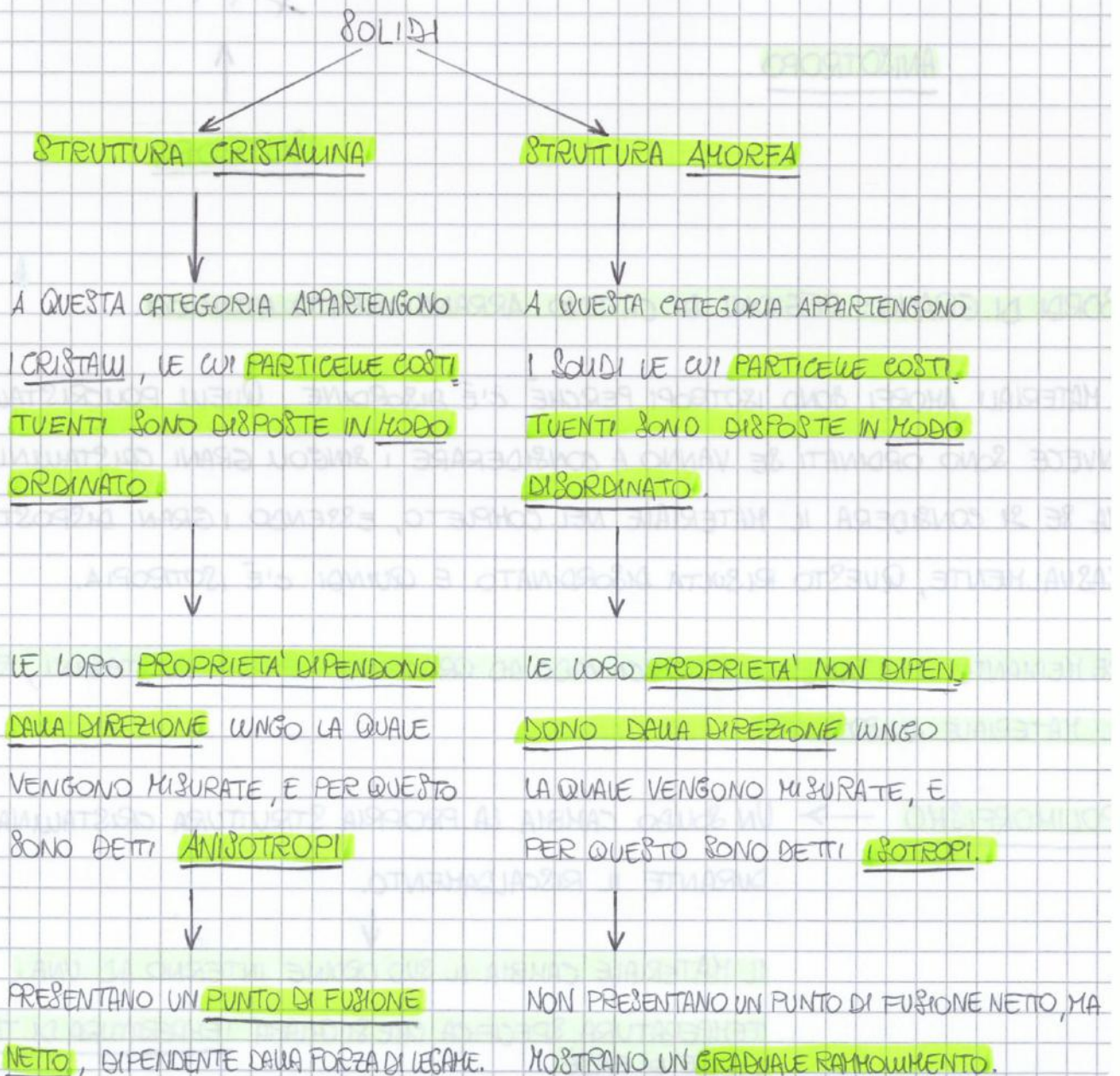
IL LEGAME SECONDARIO RISULTA DALL'INTERAZIONE DI DIPOLI ATOMICI O MOLECOLARI ED È DELL'ORDINE DI 10 kJ/mol QUINDI DEBOLE.

I SOLIDI

PERCHÉ È IMPORTANTE STUDIARE LA STRUTTURA DEI SOLIDI?

- PERCHÉ LA MAGGIOR PARTE DELLE PROPRIETÀ DI UN MATERIALE SONO DIRETTAMENTE CORRELATE ALLA SUA STRUTTURA CRISTALLINA.
- PERCHÉ A PARITÀ DI COMPOSIZIONE UN MATERIALE CRISTALLINO ED UNO NON CRISTALLINO MANIFESTANO PROPRIETÀ DIFFERENTI.

POSSIAMO CLASSIFICARE I SOLIDI OLTRE CHE IN BASE AL TIPO DI LEGAME CHIMICO, ANCHE IN BASE ALLA STRUTTURA:



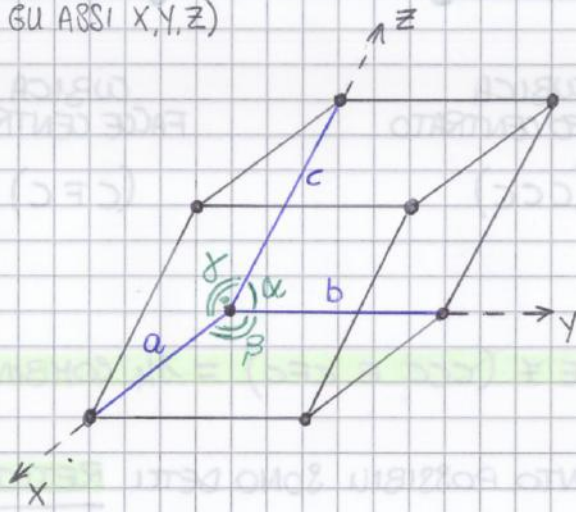
CELLE ELEMENTARI

CELLA ELEMENTARE: PIÙ PICCOLA PORZIONE DI MATERIA CHE CONTIENE TUTTI GLI ELEMENTI SUFFICIENTI A DESCRIVERE A QUALE DELLE 7 TIPOLOGIE DI DISTRIBUZIONE APPARTIENE.

I PARAMETRI CHE DESCRIVONO UNA CELLA ELEMENTARE SONO 6:

$a, b, c, \alpha, \beta, \gamma$

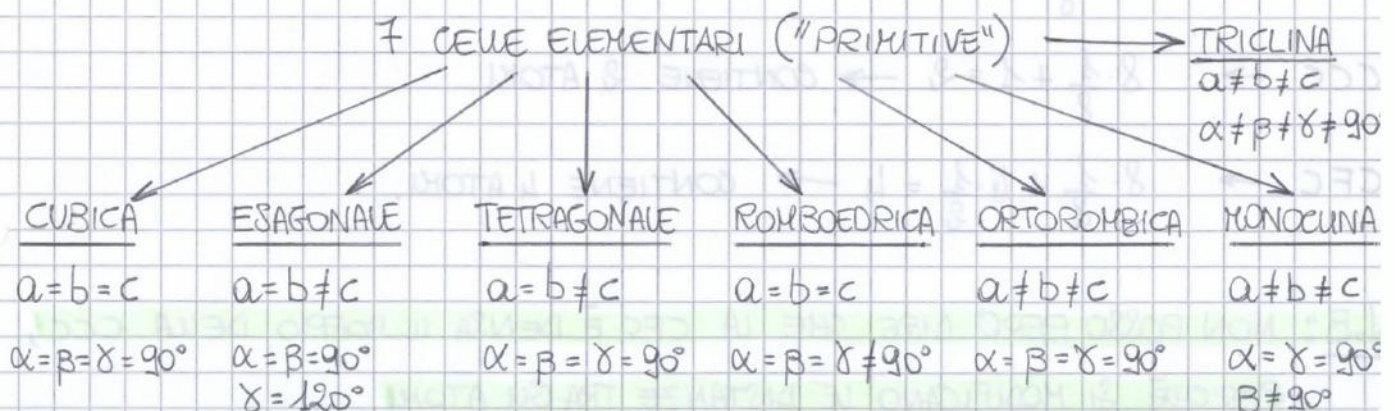
(ANGOLI TRA GLI ASSI X, Y, Z)



IO VUOL POTER DEFINIRE LA POSIZIONE DEGLI ATOMI, CHE SARÀ DATA DA UNA TERNA DI NUMERI (X, Y, Z)

NON È DETTO CHE GLI ATOMI SI TROVINO AI VERTICI DELLA CELLA.

LE CELLE ELEMENTARI SONO 7, IN ESSE SONO PRESENTI SOLO COSTITUENTI SITUATI AI VERTICI DELLE CELLE.



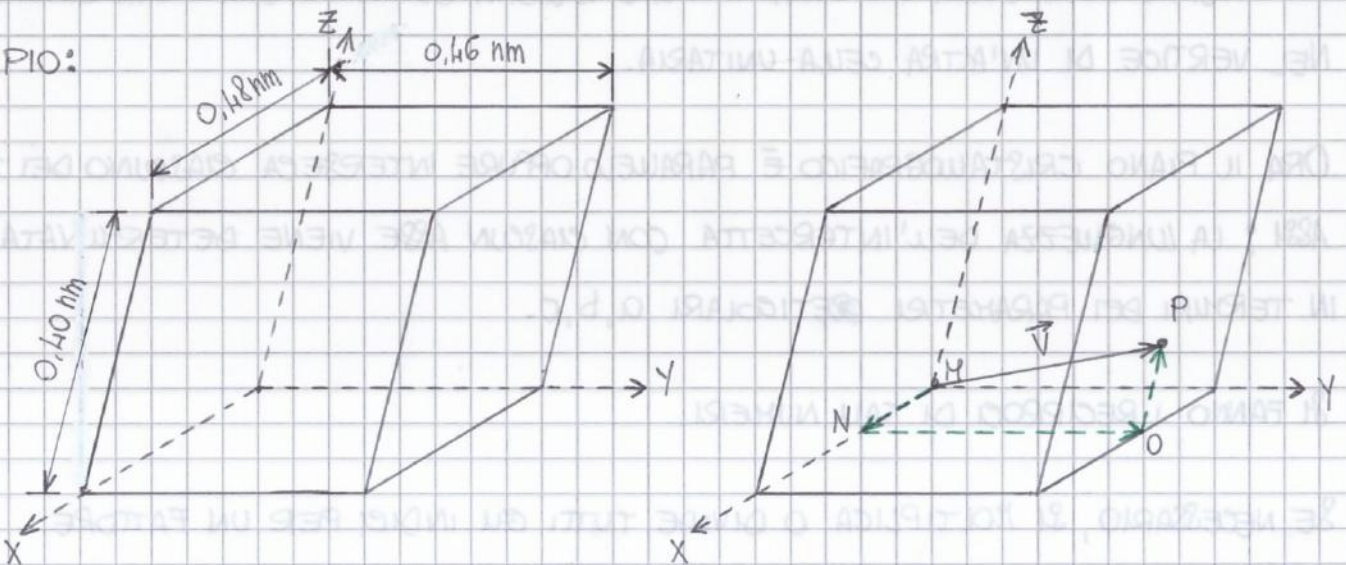
DIREZIONI CRISTALLOGRAFICHE

Si definisce direzione cristalografica un vettore.

PER DETERMINARE I 3 INDICI DI TALE VETTORE:

- 1) Si posiziona un vettore di opportuna lunghezza, in modo tale che passi attraverso l'origine del sistema di coordinate.
- 2) Si determina la lunghezza della proiezione del vettore su ciascuno dei tre assi. Le proiezioni sono misurate in termini delle dimensioni a, b, c della cella.
(Ad. es: $\frac{3}{4}a, \frac{1}{3}b, \frac{2}{5}c \dots$)
- 3) Questi 3 indici vengono moltiplicati o divisi per un fattore comune così da ridurli al più piccolo valore intero.
- 4) I 3 indici non separati da virgole sono posti tra parentesi quadre.

ESEMPPIO:



$$\overline{MN} = 0,12 \text{ nm} \quad \rightarrow$$

$$\frac{0,12 \text{ nm}}{0,48 \text{ nm}} = \frac{1}{4}$$

$$\overline{NO} = 0,46 \text{ nm} \quad \rightarrow$$

$$\frac{0,46 \text{ nm}}{0,46 \text{ nm}} = 1$$

$$\overline{OP} = 0,20 \text{ nm} \quad \rightarrow$$

$$\frac{0,20 \text{ nm}}{0,40 \text{ nm}} = \frac{1}{2}$$

$$\Rightarrow \left[\frac{1}{4} \quad 1 \quad \frac{1}{2} \right] = \vec{V}$$

↓ Moltiplico tutto per 4, per semplificare

$$\vec{V} = [1 \ 4 \ 2]$$

UNA FAMIGLIA DI PIANI CONTIENE TUTTI QUEI PIANI CHE SONO EQUIVALENTI DAL PUNTO DI VISTA CRISTALLOGRAFICO, CIOÈ CHE PRESENTANO LA STESSA COMPATTAZIONE ATOMICA. UNA FAMIGLIA È INDIVIDUATA DA INDICI POSTI TRA PARENTESI GRAFFE. (AD. ES: {110})

FATTORE DI COMPATTAZIONE ATOMICA:

$$FCA = \frac{\text{VOLUME DEGLI ATOMI CONTENUTI NELLA CELLA}}{\text{VOLUME DELLA CELLA}}$$

IN UNA CELLA CCC DI LATO a , CON ATOMI DI RAGGIO R :

CONTIENE 2 ATOMI \rightarrow VOLUME ATOMI $= 2 \cdot \frac{4}{3} \pi R^3$

VOLUME CELLA $\rightarrow a^3$

CONSIDERANDO CHE LUNGO LA DIAGONALE DEL CUBO ABBIAMO: $4R = a\sqrt{3} \rightarrow a = \frac{4}{\sqrt{3}}R$

\Rightarrow VOLUME CELLA $\rightarrow \left(\frac{4}{\sqrt{3}}R\right)^3$

$\Rightarrow FCA = \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \pi R^3}{\left(\frac{4}{\sqrt{3}}R\right)^3} = 0,68 \rightarrow FCA = 68\%$

IN UNA CELLA CFC DI LATO a , CON ATOMI DI RAGGIO R :

CONTIENE 4 ATOMI \rightarrow VOLUME ATOMI $= 4 \cdot \frac{4}{3} \pi R^3$

CONSIDERANDO CHE LUNGO LA DIAGONALE DI UNA FACCEA SI HA: $4R = a\sqrt{2} \rightarrow a = \frac{4}{\sqrt{2}}R$

\Rightarrow VOLUME CELLA $= a^3 = \left(\frac{4}{\sqrt{2}}R\right)^3$

$\Rightarrow FCA = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \pi R^3}{\left(\frac{4}{\sqrt{2}}R\right)^3} = 0,74 \rightarrow FCA = 74\%$

MASSIMO POSSIBILE NEL CASO DI SFERE UGUALI

STRUTTURA DEI MATERIALI CERAMICI

DUE O PIÙ ELEMENTI → STRUTTURE COMPLESSE

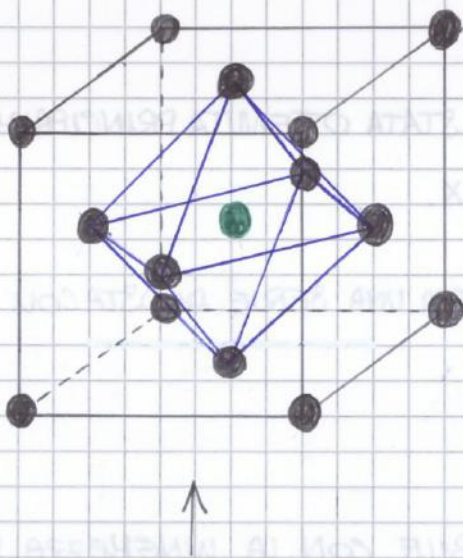
IL LEGAME ATOMICO VARIA DA PURAMENTE IONICO A PURAMENTE COVALENTE, MOLTI CERAMICI MOSTRANO UNA COMBINAZIONE DI QUESTI DUE TIPI.

- STRUTTURE IONICHE: DETERMINATE PRINCIPALMENTE DAL RAPPORTO FRA RAGGIO CATIONICO E RAGGIO ANIONICO $\frac{r_c}{r_a}$
- STRUTTURE COVALENTI: DETERMINATE DALLA DIREZIONALITÀ DEL LEGAME COVALENTE
- STRUTTURE AMORFE (VETRI)

SITI INTERSTIZIALI TETRAEDRICI ED OTTAEDRICI

SITI INTERSTIZIALI: SPAZI VUOTI PRESENTI NELLE STRUTTURE CRISTALLINE.

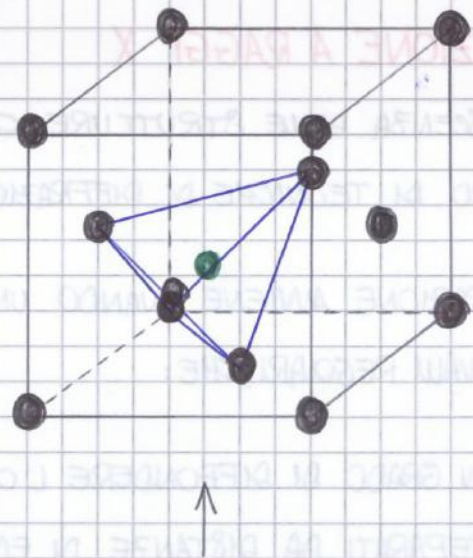
MOLTO IMPORTANTI SONO I SITI PRESENTI IN CFC E LE LORO DIMENSIONI.



LACUNA OTTAEDRICA:

PUÒ OSPITARE UN ATOMO CON

$$d = 0,414 D$$

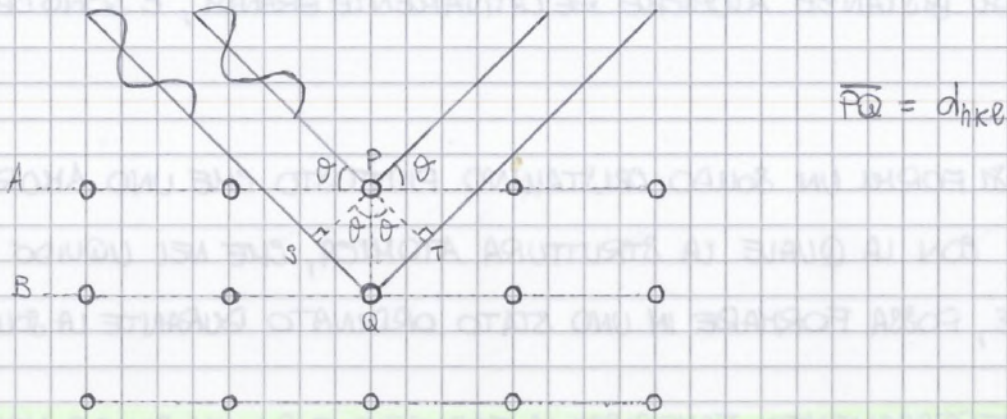


LACUNA TETRAEDRICA:

PUÒ OSPITARE UN ATOMO CON

$$d = 0,225 D$$

UN FASCIO DI RAGGI X, PARALLELO, MONOCROMATICO (ISTESSE λ) E COERENTE (IN FASE), DI LUNGHEZZA D'ONDA λ INCIDE SUI PIANI A E B CON UN ANGOLO θ .



LA LEGGE DI BRAGG METTE IN RELAZIONE LA LUNGHEZZA D'ONDA DEI RAGGI X CON LA DISTANZA INTERATOMICA E CON L'ANGOLO DI DIFFRAZIONE PER INTERFERENZA COSTRUTTIVA

$$m\lambda = \overline{PQ} + \overline{QT}$$

$$m\lambda = d_{hkl} \sin \theta + d_{hkl} \sin \theta$$

$$m\lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta$$

CON m TALE CHE
 $m \sin \theta \leq 1$

SE LA LEGGE DI BRAGG NON È SODDISFATTA \rightarrow INTERFERENZA NON COSTRUTTIVA

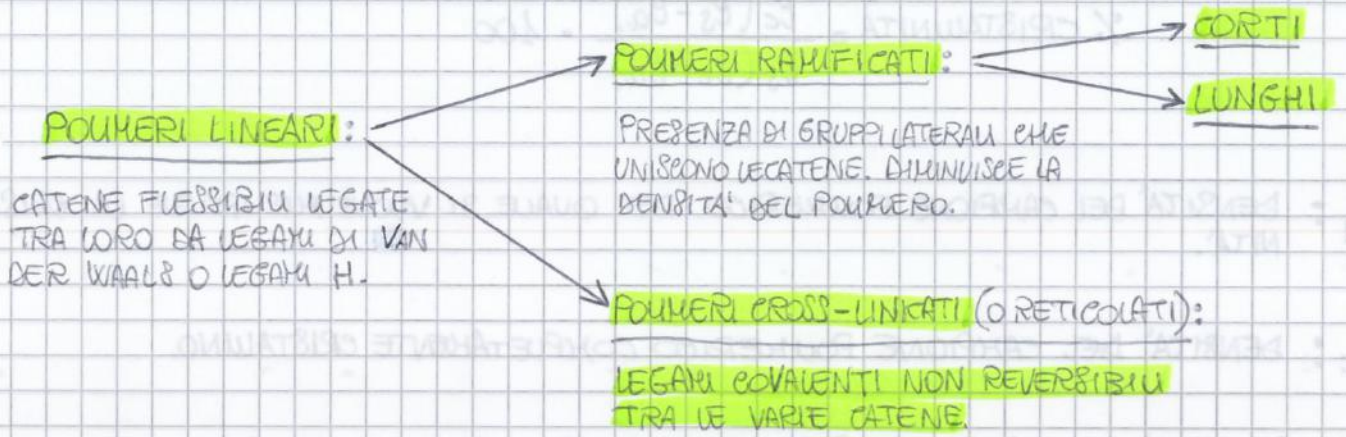


FASCIO DIFFRATTO DI INTENSITA' MOLTO BASSA.

SE $2d \sin \theta$ È UN MULTIPLO DI λ AVREMO UNA DIFFRAZIONE COMPLETAMENTE COSTRUTTIVA, QUINDI INTUITIVAMENTE POSSO PENSARE CHE:

← GRANA CRISTALLINA GROSSA

← GRANA CRISTALLINA PINE



TERMOPLASTICI:

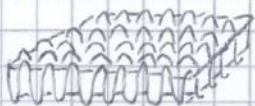
- LINEARI O RAMIFICATI
- DUTILI (SOPRA LA T_g)
- RAMMOLESCONO AL RISCALDAMENTO (PER QUESTO SONO RICICLABILI)
- ES: POLIETILENE, POLIPROPILENE, POLICARBONATO...

TERMOINDURENTI:

- FORTEMENTE RETICOLATI (PER QUESTO MOTIVO NON SONO RICICLABILI, NON RIESCO SCALDANDO A SBROGLIARE LE CATENE E QUINDI A DARGLI UNA NUOVA FORMA)
- NON RAMMOLESCONO AL RISCALDAMENTO MA CARBONIZZANO.
- ES: RESINE EPOSSIDICHE, POLIESTERI, RESINE FENOLICHE...
- COMPREDONO GLI ELASTOMERI.
- SONO AMORFI.



MODELLO A CATENA RIEPIGATA:



MODELLO A MUCCHE FRANGIATE:

REGIONI DI ELEVATA CRISTALLINITA'



REGIONI AMORFE

IMPERFEZIONI NEI SOLIDI

LE PROPRIETÀ DI ALCUNI MATERIALI SONO PROFONDAMENTE INFLUENZATE DALLE IMPERFEZIONI.

TUTTI I SOLIDI REALI SONO IMPURI, È DIFFICILE RAFFINARE UN METALLO A PUREZZA SUPERIORE AL 99,9999% → $10^{22} - 10^{23}$ ATOMI DI IMPUREZZE PER m^3 ; LA PRESENZA DI IMPUREZZE PUÒ ESSERE NON VOLUTA OPPURE INTENZIONALE. UN ESEMPIO DI IMPUREZZE INTENZIONALI SONO LE LEGHE).

DIFETTI NEI SOLIDI CRISTALLINI

- DIFETTI PUNTFORMI (PUNZIONI SOLIDE)
- DIFETTI LINEARI
- DIFETTI DI SUPERFICIE

IN REALTÀ I MATERIALI MONO O POLICRISTALLINI NON SONO COSÌ ORDINATI COME È DETTO FINORA, MA SONO RICCHI DI DIFETTI RETICOLARI: VIENE MENO LA PERIODICITÀ DELLA STRUTTURA CRISTALLINA.

DIFETTI INFLUENZANO:

- PROPRIETÀ FISICHE
- PROPRIETÀ MECCANICHE
- PROPRIETÀ TECNOLOGICHE

DIFETTI PUNTUALI

QUESTO TIPO DI DIFETTO PREVEDE LA MANCANZA DI UN ATOMO NEL RETICOLO (VACANZA) OPPURE LA PRESENZA DI UN ATOMO PIÙ PICCOLO IN POSIZIONE INTERSTIZIALE (INTERSTIZIALE) OPPURE UN ATOMO DIVERSO CHE SOSTITUISCE UN ATOMO PROPRIO DEL RETICOLO (SOSTITUZIONALE).

QUINDI LE VACANZE PERMETTONO IL MOVIMENTO DEGLI ATOMI DA UN NODO RETICOLARE AD UN ALTRO (DIFFUSIONE); E GLI ATOMI CHE SI TROVANO ADIACENTI AD UNA VACANZA POSSONO OCCUPARLA LASCIANDO AL LORO POSTO UNA VACANZA, È COME SE LA VACANZA SI FOSSE SPOSTATA.

INTERSTIZIALI:

UN ATOMO DI IMPUREZZA OPPURE UN ATOMO DEL RETICOLO DI BASE (AUTOINTERSTIZIALE) SI COLLOCA IN POSIZIONE INTERSTIZIALE.



È MOLTO MENO FREQUENTE DELLE VACANZE PERCHÉ RICHIEDE UN'ENERGIA DI ATTIVAZIONE 4 VOLTE MAGGIORE.

SOSTITUZIONALI:

UN ATOMO DI IMPUREZZA SOSTITUISCE UN ATOMO DEL RETICOLO OSPITANTE.



DIFETTI PUNTUALI NEI SOLIDI IONICI

- DIFETTO DI FRENKEL: COMPRESENZA DI UNA VACANZA CATIONICA E DI UN CATIONE INTERSTIZIALE.
- DIFETTO DI SCHOTTKY: COMPRESENZA DI UNA VACANZA CATIONICA ED UNA ANIONICA.

SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI:

LE SOLUZIONI SOLIDE PER INTRUSIONE O INTERSTIZIALI SI HANNO QUANDO GLI ATOMI O GLI IONI DI UNA SPECIE SI INSERISCONO NEI SITI (INTERSTIZI) PRESENTI TRA GLI ATOMI DEL RETICOLO.

POICHÉ I SITI INTERSTIZIALI HANNO DIMENSIONI RIDOTTE VI SARÀ DIFFICILE COLTÀ AD OSPITARVI ATOMI INTERSTIZIALI → SOLUBILITÀ DEI SOLUTI INTERSTIZIALI RIDOTTA.

LE SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI SONO POCO NUMEROSE MA DI GRANDE INTERESSE (AD ESEMPIO C NEL Fe).

SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI:

LE SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI SI HANNO QUANDO GLI ATOMI O GLI IONI DI UNA SPECIE SOSTITUISCONO QUELLI DELLA SPECIE ORIGINARIA.

LE SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI SONO MOLTO PIÙ FREQUENTI; IN ESSE LA STRUTTURA CRISTALLINA DEL SOLVENTE A NON VIENE MODIFICATA DALLA SOSTITUZIONE DEGLI ATOMI A CON ATOMI DEL SOLUTO B.

PRESENZA DI IMPUREZZE SOSTITUZIONALI ADATTE → VARIAZIONI RILEVANTI NELLA CONDUCEBILITÀ ELETTRICA DEI SEMICONDUCTORI.

SOLUZIONI SOLIDE COMPLETE:

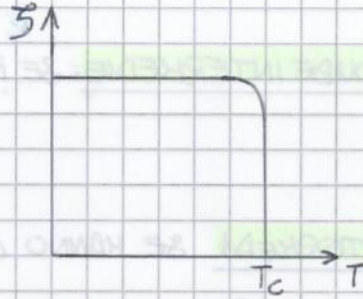
LE SOLUZIONI SOLIDE POSSONO ESSERE COMPLETE QUANDO A E B PURI HANNO LA STESSA STRUTTURA CRISTALLINA, DIMENSIONI ATOMICHE MOLTO SIMILI E CONFIGURAZIONI ELETTRONICHE DELLO STESSO TIPO.

IN QUESTE SOLUZIONI SOLIDE SI PASSA CON CONTINUITÀ DA 100% DI A A 100% DI B.

TRASFORMAZIONE ORDINE - DISORDINE

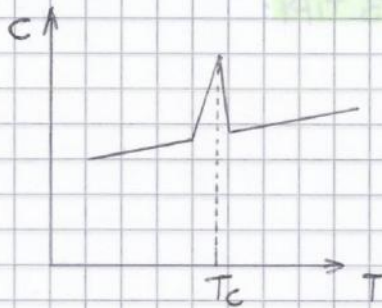
LA TRASFORMAZIONE ORDINE \leftrightarrow DISORDINE ALLA T_c , È REVERSIBILE.

NEL GRAFICO È MOSTRATA LA VARIAZIONE DEL GRADO DI ORDINE ζ AL VARIARE DELLA T

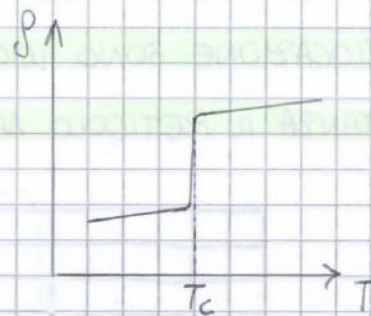
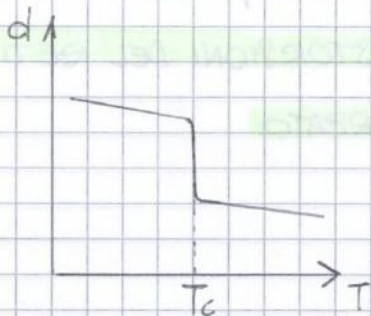


LA TRASFORMAZIONE ORDINE \leftrightarrow DISORDINE È ACCOMPAGNATA DA CAMBIAMENTI NUOVE PROPRIETÀ DEI MATERIALI.

LA CAPACITÀ TERMICA IN FUNZIONE DELLA TEMPERATURA HA UN PICCO ENDOTERMICO A T_c COLLEGATO ALL' ENERGIA AGGIUNTIVA NECESSARIA PER ROMPERE L'ASSETTO ORDINATO DELLA STRUTTURA.

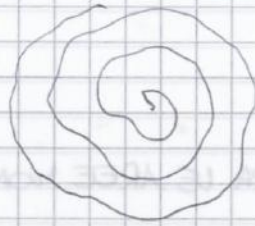


SI POSSONO OSSERVARE ANCHE VARIAZIONI DELLA DENSITÀ d E DELLA RESISTIVITÀ ELETTRICA



DISLOCAZIONE A VITE:

DISLOCAZIONE A VITE: RAMPA DI ATOMI A SPIRALE, SPOSTATI RISPETTO ALLA POSIZIONE DEL RETICOLO PERFETTO.



DISLOCAZIONI MISTE:

DISLOCAZIONI MISTE: PRESENZA SIA DI DISLOCAZIONI A SPIGOLO CHE DI DISLOCAZIONI A VITE.

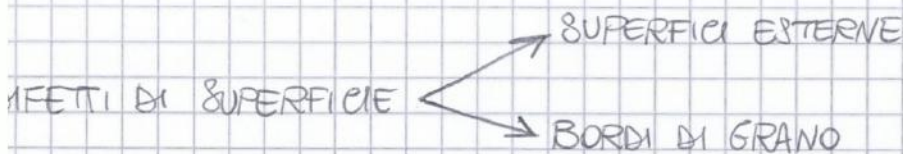
DENSITA' DI DISLOCAZIONI

LE DISLOCAZIONI NON SONO DIFETTI DI EQUILIBRIO TERMODINAMICO MA SI FORMANO DURANTE LA SODALIFICAZIONE E LE LAVORAZIONI MECCANICHE.

DENSITA' DI DISLOCAZIONI: LUNGHEZZA COMPLESSIVA DI TUTTE LE LINEE DI DISLOCAZIONE PRESENTI NELL'UNITA' DI VOLUME [$1/cm^2$].

DIAMETRE LA DENSITA' DI DISLOCAZIONI E' $10^6 - 10^8 cm^{-2}$; PUO' RAGGIUNGERE $10^{12} cm^{-2}$ NEI MATERIALI FORTEMENTE DEFORMATI.

DIFETTI DI SUPERFICIE



LA DIFFUSIONE

DIFFUSIONE: FENOMENO DI TRASPORTO DI MATERIA MEDIANTE MOVIMENTO DI ATOMI.

I MATERIALI SPESSO SUBISCONO DEI TRATTAMENTI TERMICI PER MIGLIORARE LE LORO PROPRIETÀ' → QUASI SEMPRE I FENOMENI CHE SI VERIFICANO COINVOLGONO LA DIFFUSIONE ATOMICA.

A LIVELLO ATOMICO LA DIFFUSIONE È LA MIGRAZIONE DEGLI ATOMI O DELLE MOLECOLE DA UNA DATA POSIZIONE RETICOLARE AD UN'ALTRA POSIZIONE RETICOLARE.

AFFINCHÉ CI SIA DIFFUSIONE:

DEVE ESISTERE UN SITO ADIACENTE VUOTO.

L'ATOMO DEVE AVERE ENERGIA VIBRAZIONALE SUFFICIENTE A ROMPERE I LEGAMI CON GLI ATOMI VICINI E A DEFORMARE IL RETICOLO DURANTE LO SPOSTAMENTO.

LA FRAZIONE DI ATOMI CON ENERGIA SUFFICIENTE AUMENTA ALL'AUMENTARE DI T.

MECCANISMI:

DIFFUSIONE PER VACANZE

DIFFUSIONE INTERSTIZIALE

DIFFUSIONE A BORDO DI GRANO

IN MOLTE LEGHE METALLICHE LA DIFFUSIONE INTERSTIZIALE AVVIENE MOLTO PIÙ RAPIDAMENTE RISPETTO A QUELLA PER VACANZE, PERCHÉ:

- AVVIENE SENZA SPOSTARE PERMANENTEMENTE NESSUNO DEGLI ATOMI DEL RETICOLO
- GLI ATOMI INTERSTIZIALI SONO PIÙ PICCOLI E QUINDI PIÙ MOBILI
- C'È LA NECESSITÀ DI AVERE UNA VACANZA ADIACENTE.
- ESISTONO MOLTE PIÙ POSIZIONI INTERSTIZIALI LIBERE CHE NON VACANZE.

DIFFUSIONE STAZIONARIA:

LA QUANTITÀ DI UN ELEMENTO CHE DIFFONDE ALL'INTERNO DI UN ALTRO È FUNZIONE DEL TEMPO.

VELOCITÀ DEL TRASPORTO DI MASSA → FLUSSO DI DIFFUSIONE (J)

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

SE J NON VARIA CON IL TEMPO → DIFFUSIONE STAZIONARIA



IL FLUSSO DI DIFFUSIONE È PROPORZIONALE AL GRADIENTE DI CONCENTRAZIONE, SECONDO L'ESPRESSIONE:

$$J = -D \cdot \frac{dC}{dx}$$

I LEGGE DI FICK

COEFFICIENTE
DI DIFFUSIONE.

GRADIENTE DI
CONCENTRAZIONE.

DIAGRAMMI DI STATO

UNA FASE È UNA PORZIONE PERCETTIBILE DI MATERIA FISICAMENTE E CHIMICAMENTE OMOGENEA, SEPARABILE DALE ALTRE FASI CON SOU MEZZI FISICI. PUO' ESSERE COSTITUITA DA PIU' DI UN COMPONENTE.

UN DIAGRAMMA DI STATO È UN GRAFICO NEL QUALE VENGONO DESCRITTE QUANTE E QUALI FASI DI UN SISTEMA SONO PRESENTI AL VARIARE DEI PARAMETRI INTENSIVI (PRESSIONE, T, COMPOSIZIONE) DEL SISTEMA STESSO.

I DDS SONO DI SOUO VALIDI IN CONDIZIONI DI EQUILIBRIO TERMODINAMICO RAGGIUNTO.

NEI SISTEMI A DUE COMPONENTI SI ASSUMONO COME VARIABILI LA T E LA COMPOSIZIONE; LA PRESSIONE NON VIENE RITENUTA INFLUENTE.

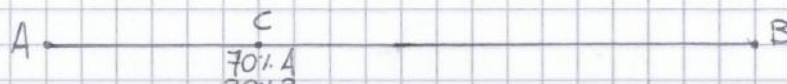
REGOLA DELLE FASI O LEGGE DI GIBBS:

$$v = C - f + m$$

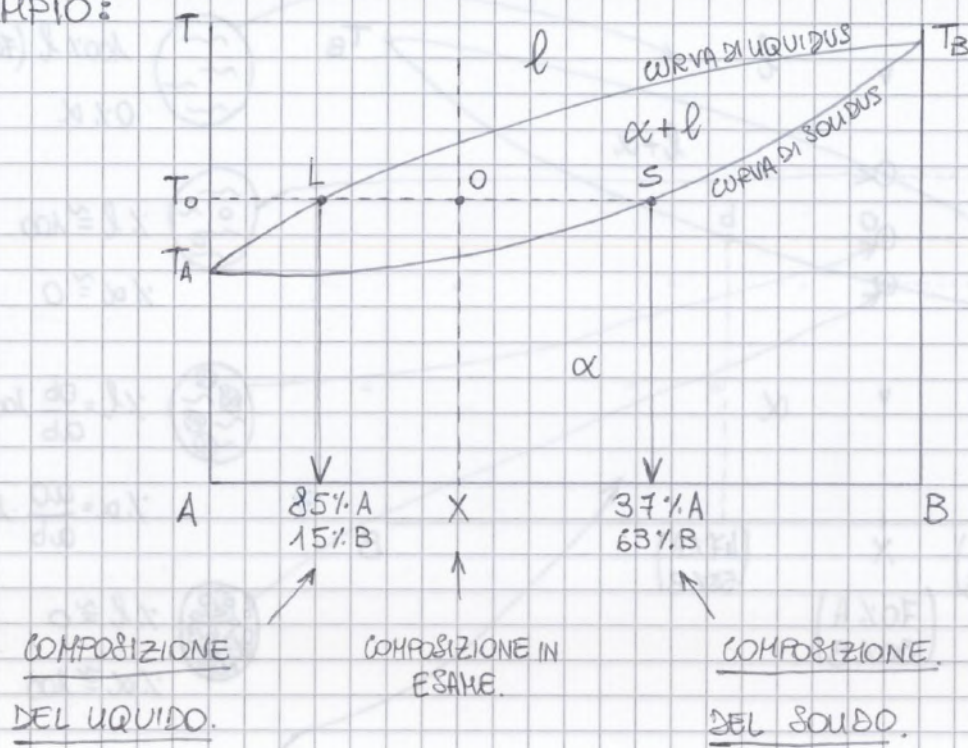
- v : NUMERO DI GRADI DI LIBERTA' DEL SISTEMA O VARIANZA.
- C : NUMERO DI COMPONENTI CHIMICI PRESENTI (ELEMENTI O COMPOSTI)
- f : NUMERO DI FASI COESISTENTI.
- m : NUMERO DI VARIABILI FISICHE ATTIVE PRESSE IN CONSIDERAZIONE NEU' EQUILIBRIO. (PER NOI SEMPRE 1, LA TEMPERATURA)

DIAGRAMMI DI STATO BINARI

LA COMPOSIZIONE VIENE RIPORTATA SUW' ASCISSA CHE VIENE SUDDIVISA IN CENT PARTI; AD OGNI PUNTO CORRISPONDE UNA PERCENTUALE DEI DUE COMPONENTI:



ESEMPIO:



REGOLA DELLA LEVA:

PERVE A CALCOLARE QUAL'E L'ABBONDANZA RELATIVA DI CIASCUNA FASE IN UN CAMPO BIFASICO.

PRENDENDO L'ESEMPIO PRECEDENTE:

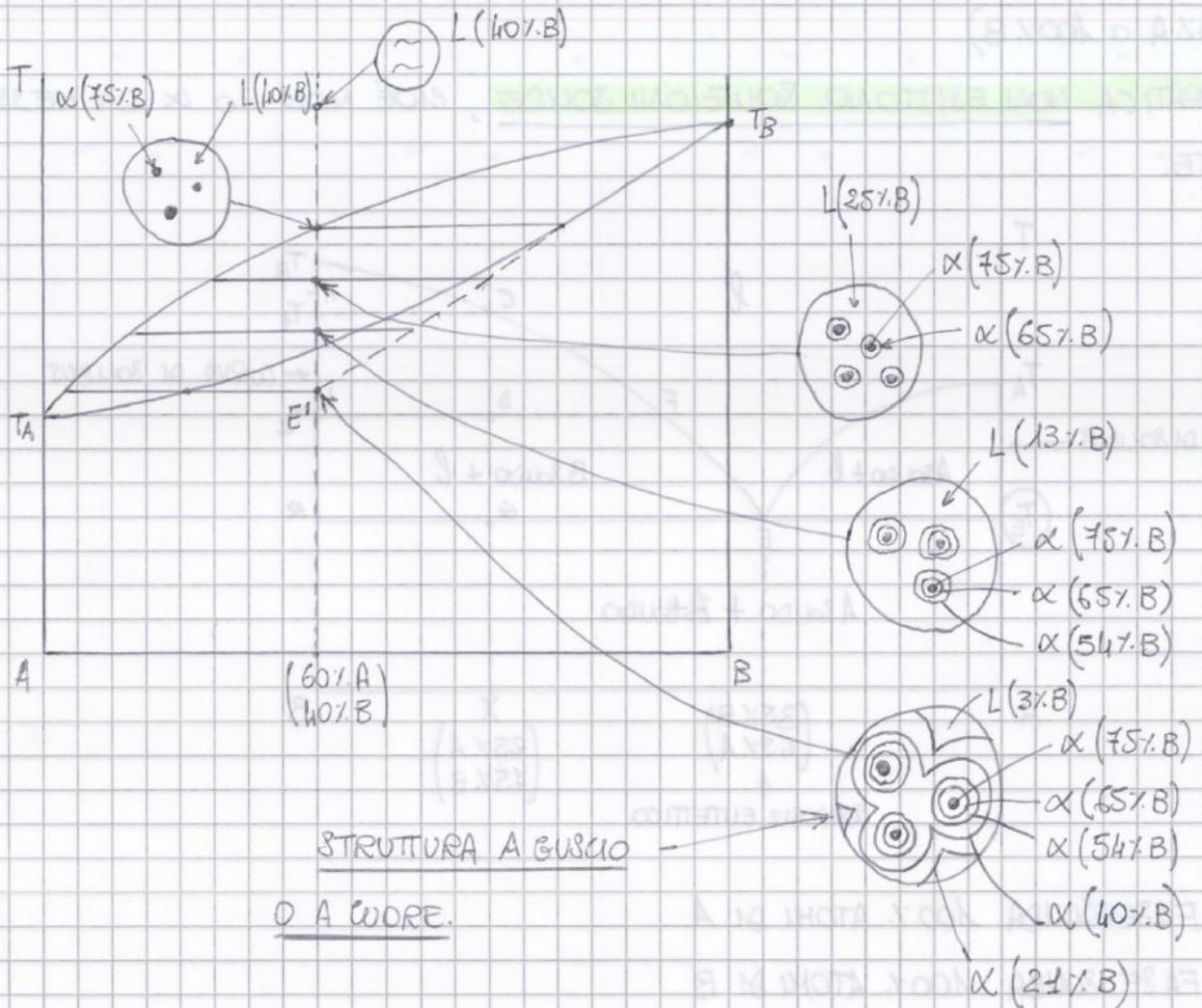
A T_0 PER LA COMPOSIZIONE X \rightarrow

$$\left\{ \begin{array}{l} \% l = \frac{OS}{LS} \cdot 100 \\ \% \alpha = \frac{LO}{LS} \cdot 100 \end{array} \right.$$

SOLIDIFICAZIONE:

OGGI ORA ANDARE A VEDERE COME VARIA LA MICROSTRUTTURA DURANTE IL RAFFREDDAMENTO DEL COMPOSTO IN ESAME DI COMPOSIZIONE X.

PER QUANTO RIGUARDA LA FASE LIQUIDA, ESSENDO IN FASE LIQUIDA LA DIFFUSIONE PIÙ RAPIDA, SI ASSUME CHE LE VARIAZIONI DELLA COMPOSIZIONE SEGUANO LE CONDIZIONI DI EQUILIBRIO E QUINDI LA CURVA DI LIQUIDUS.



STRUTTURA A GUSCIO
O A CORE.

LA SOLIDIFICAZIONE TERMINA A $T_{E'}$.

SI VERIFICA IL FENOMENO DELLA SEGREGAZIONE:

VERSO L'ESTERNO DEL GRANO HO UNA CONCENTRAZIONE ELEVATA DI BASSOFONDENTE, PER QUESTO MOTIVO HO LA FORMAZIONE DI LIQUIDO INATTESO AD UNA TEMPERATURA PIÙ BASSA DI QUELLA PREVISTA; QUESTO CAUSA UNA PERDITA DELLE PROPRIETÀ MECCANICHE.

PER SOPPERRIRE A QUESTO PROBLEMA, SI EFFETTUA UNA RICOTTURA DI OMOGENIZZAZIONE

(A TEMPERATURE MOLTO PIÙ BASSE ALTRIMENTI HO UN INGROSSAMENTO DEL GRANO), COSÌ FACENDO ALL'INTERNO DELLA STRUTTURA A GUSCIO C'È UN'OMOGENIZZAZIONE.

$$T_2 \left\{ \begin{array}{l} \% B = \frac{FD}{FL} \cdot 100 \quad (100\% \cdot B) \\ \% l = \frac{DL}{FL} \cdot 100 \quad (50\% \cdot A - 50\% \cdot B) \end{array} \right.$$

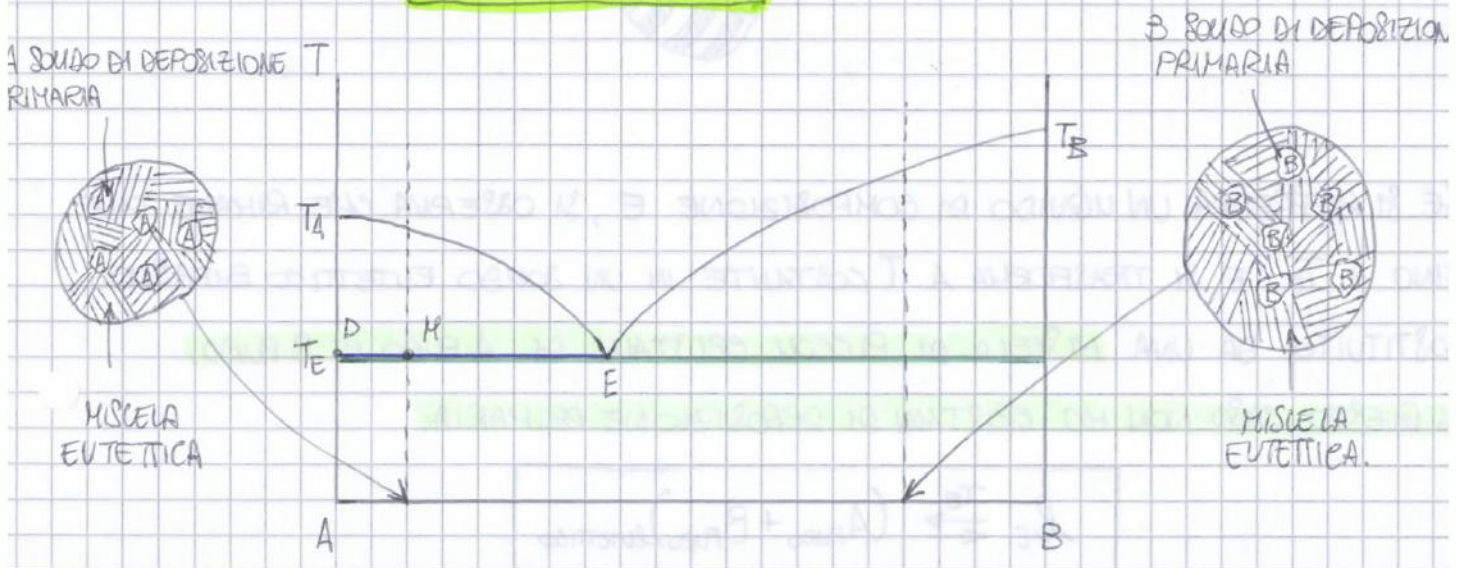
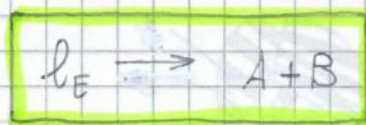
CONTINUANDO A RAFFREDDARE RAGGIUNGO LA TEMPERATURA T_E , DOVE HO:

$$T_E \left\{ \begin{array}{l} \% B = \frac{EG}{ER} \cdot 100 \quad (100\% \cdot B) \\ \% l = \frac{GR}{ER} \cdot 100 \quad (65\% \cdot A - 35\% \cdot B) \end{array} \right.$$

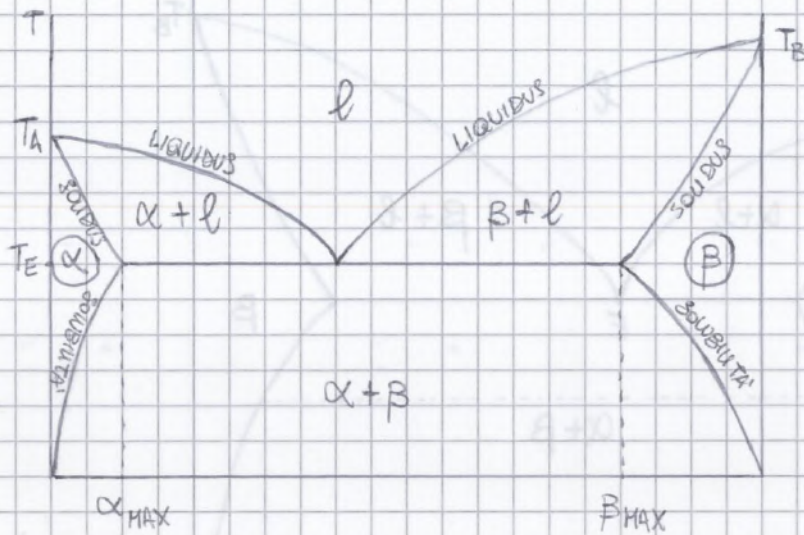
CONTINUANDO A SOTTRARRE CALORE, LA TEMPERATURA T_E NON DIMINUISCE FINCHÉ TUTTO IL LIQUIDO EUTETTICO NON SI È TRASFORMATO IN UNA MISCELA MECCANICA DI MINUTI CRISTALLI DI A PURO E B PURO (STRUTTURA EUTETTICA).

ALLA T_E HO $V = 2 + 1 - 3 = 0 \rightarrow$ TRASFORMAZIONE INVARIANTE.

ESSENDO INVARIANTE LA TRASFORMAZIONE EUTETTICA, AVVIENE A TEMPERATURA COSTANTE T_E IN UN CERTO INTERVALLO DI TEMPO Δt ; TEMPO NECESSARIO ALLA FORMAZIONE DELLA MISCELA EUTETTICA, FATTA DI MINUSCOLI CRISTALLI DI A PURO E B PURO.



DDS PARZIALE SOLUBILITÀ A STATO SOLIDO (PRESENZA DI UN EUTETTICO)



- ↳ SOLUZIONI SOLIDE PRIMARIE
 - RICCA NEL COSTITUENTE A, CHIAMATA FASE (α) (SOLUZIONE SOLIDA DI B IN A)
 - RICCA NEL COSTITUENTE B, CHIAMATA FASE (β) (SOLUZIONE SOLIDA DI A IN B).

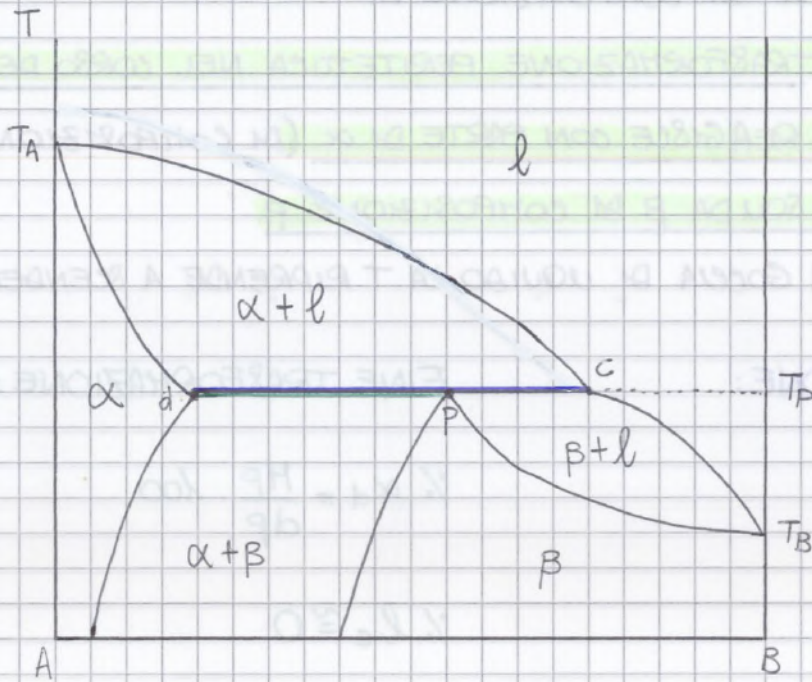
(α) e (β) SONO ANCHE CHIAMATE SOLUZIONI SOLIDE UNITE. (SI TROVANO AI LIMITI DEL DDS).

IL DIAGRAMMA MOSTRA UNA TRASFORMAZIONE EUTETTICA IN CORRISPONDENZA DELLA QUALE LA SOLUZIONE SOLIDA α PRESENTA LA MASSIMA CONCENTRAZIONE DI β E LA SOLUZIONE SOLIDA β PRESENTA LA MAX CONCENTRAZIONE DI α; LA CONCENTRAZIONE DI α E β DIMINUISCE AL DI SOTTO DI T_E LUNGO LA CURVA DI SOLUBILITÀ.

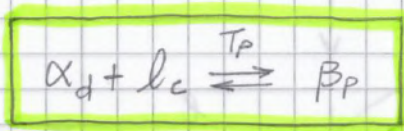
SOLIDIFICAZIONE COMPOSIZIONE IPOEUTETTICA:

IMMAGINO ORA DI RAFFREDDARE UN LIQUIDO DI COMPOSIZIONE M:

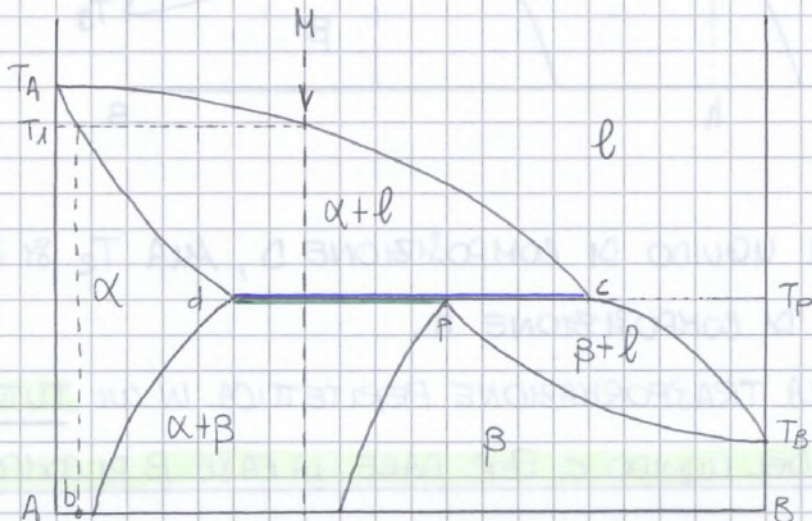
DDS PARZIALE SOLUBILITÀ ALL'ISTATO SOLIDO (PRESENZA DI UN PERITETTICO)



IL DIAGRAMMA È CARATTERIZZATO DA UNA TRASFORMAZIONE PERITETTICA NEL CORSO DELLA QUALE, AL RISCALDAMENTO UNA SOLUZIONE SOLIDA β DI COMPOSIZIONE P SI TRASFORMA, ALLA TEMPERATURA PERITETTICA COSTANTE, IN UNA SOLUZIONE SOLIDA α_d E IN UN UQUIDO DI COMPOSIZIONE c .



SOLIDIFICAZIONE COMPOSIZIONE IPOPERITETTICA:



SCOMPARSA LA FASE α LA T RIPRENDE A SCENDERE, FINCHE A T_3 TUTTO IL SISTEMA È SODIFICATO SOTTO FORMA DI FASE β .

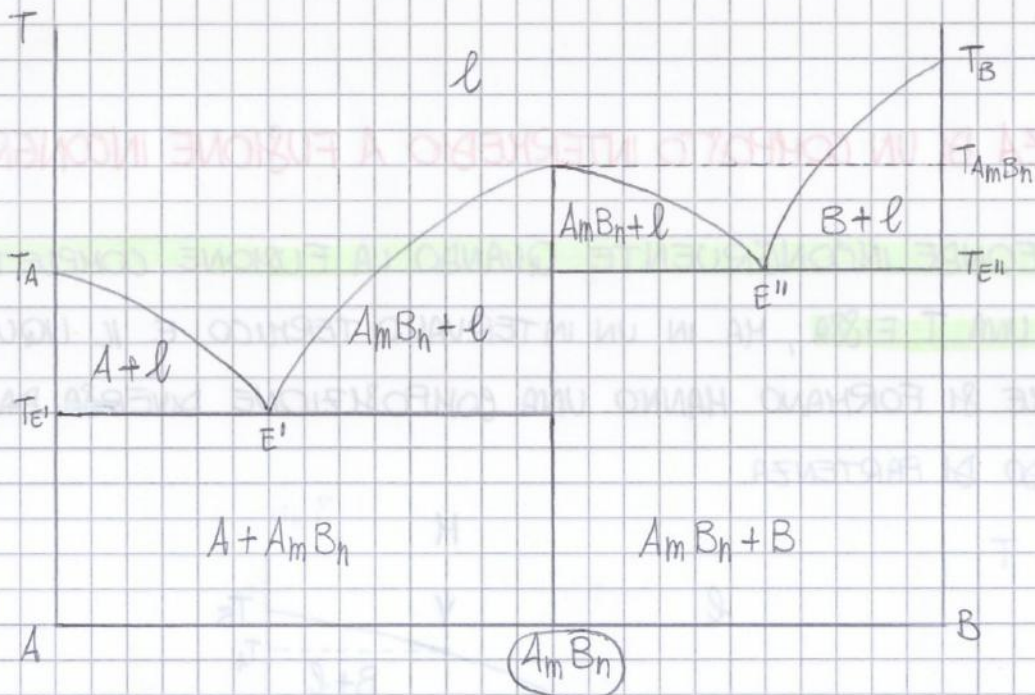
DDS PRESENZA DI UN COMPOSTO A FUSIONE CONGRUENTE

UN COMPOSTO SI DICE A FUSIONE CONGRUENTE SE AL RISCALDAMENTO GENERA UN LIQUIDO DELLA STESSA COMPOSIZIONE.

PER VERIFICARE SE UN COMPOSTO È A FUSIONE CONGRUENTE SI VERIFICA SE LA SUA COMPOSIZIONE CADE NEL SUO CAMPO DI CRISTALLIZZAZIONE PRIMARIA.

CAMPO DI CRISTALLIZZAZIONE PRIMARIA DI UNA FASE:

È IL CAMPO DI COMPOSIZIONI PER IL QUALE AL RAFFREDDAMENTO NUCLEANO PER PRIMI I CRISTALLI DELLA FASE IN QUESTIONE.



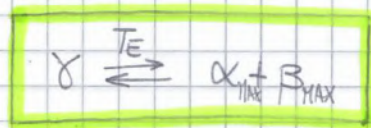
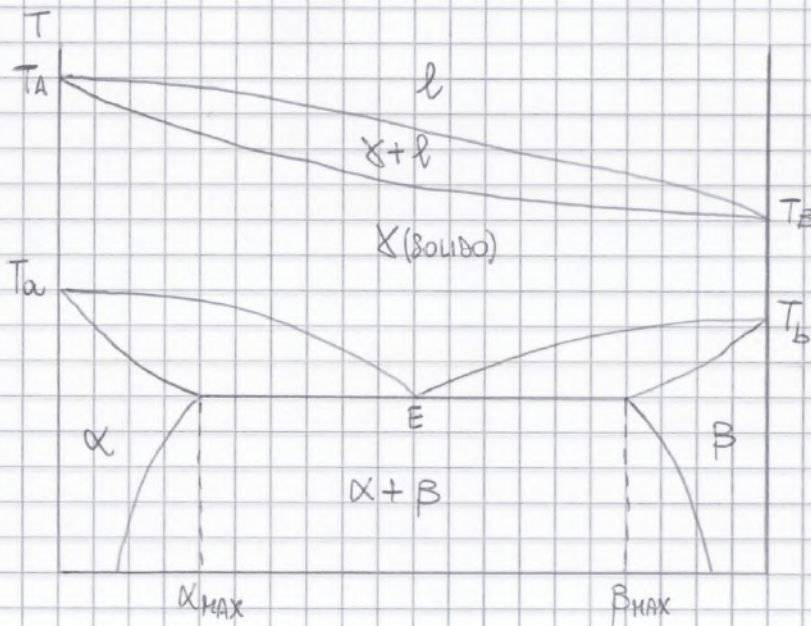
TUTTE LE MISCELE DI COMPOSIZIONE TRA A E $A_m B_n$ COMINCIANO A FONDERE A $T_{E'}$ MENTRE TUTTE QUELLE TRA $A_m B_n$ E B COMINCIANO A FONDERE A $T_{E''}$

SE RAFFREDDO UN LIQUIDO DI COMPOSIZIONE M , A T_1 SI SEPARA IL PRIMO CRISTALLO DI B DI DEPOSIZIONE PRIMARIA; IL PROCESSO CONTINUA FINO A T_p (PERITETTICO) MENTRE LA COMPOSIZIONE DEL LIQUIDO RAGGIUNGE IL PUNTO Q .

A T_p COSTANTE TUTTO IL LIQUIDO DI COMPOSIZIONE Q REAGISCE CON UNA PARTE DEL SOLIDO B PER DARE IL COMPOSTO A_mB_n ; A TRASFORMAZIONE CONEUSA SONO PRESENTI LE DUE FASI A_mB_n E B.

TRASFORMAZIONE EUTETTOIDICA

UNA TRASFORMAZIONE EUTETTOIDICA È SIMILE A UNA TRASFORMAZIONE EUTETTICA CON LA DIFFERENZA CHE COINVOLVE TRE FASI SOLIDE.



T_a E T_b CORRISPONDONO A TRASFORMAZIONI DELLE STRUTTURE CRISTALLINE DI A E DI B.

TUTTI I MATERIALI ALLO STATO SOLIDO PRESENTANO UN CAMPO DI DEFORMAZIONI ENDO IL QUALE HANNO UN COMPORTAMENTO LINEARE ELASTICO, DESCRITTO DALLA LEGGE DI HOOKE:

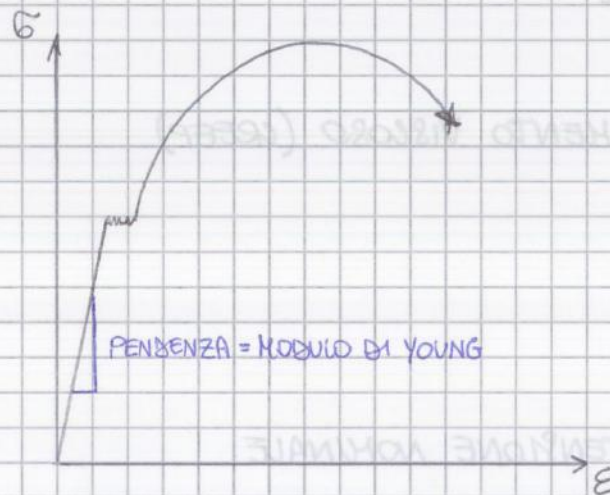
$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad \text{LEGGE DI HOOKE}$$

E : COSTANTE DI ELASTICITÀ [GPa] O MODULO DI YOUNG

$$\tau = G \cdot \gamma$$

G : MODULO DI TAGLIO

DEFORMAZIONE ELASTICA



LA CURVA σ - ϵ PRESENTA UN TRATTO INIZIALE RETTILINEO IN CORRISPONDENZA AL QUALE, SE IL CARICO APPLICATO VIENE RIMOSSO, IL PROVINO ANNULLA LA DEFORMAZIONE ACQUISITA: TALE DEFORMAZIONE È DETTA ELASTICA (REVERSIBILE).

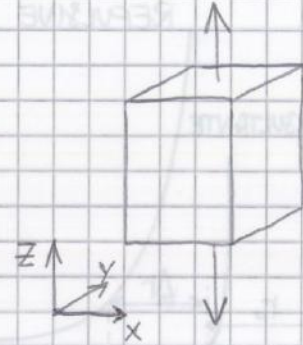
MATERIALI METALLICI E CERAMICI \rightarrow DEFORMAZIONE ELASTICA $\sim 0,5\%$

LE DEFORMAZIONI ELASTICHE MACROSCOPICHE DERIVANO DALLA VARIAZIONE DELLE DISTANZE INTERATOMICHE E DALLO STIRAMENTO DELLE LEGAMI INTERATOMICI.

NEL CAMPO DELLE DEFORMAZIONI ELASTICHE AD UN ALLUNGAMENTO LONGITUDINALE DEL PROVINO, CORRISPONDE UNA CONTRAZIONE TRASVERSALE DELLA SEZIONE INIZIALE.

IL RAPPORTO TRA LA DEFORMAZIONE TRASVERSALE E QUELLA LONGITUDINALE È DETTO RAPPORTO DI POISSON:

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



METALLI: $\nu \sim 0,33$

CERAMICI: $\nu \sim 0,25$

POLIMERI: $\nu \sim 0,40$

PER I MATERIALI ISOTROPI VALE:

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

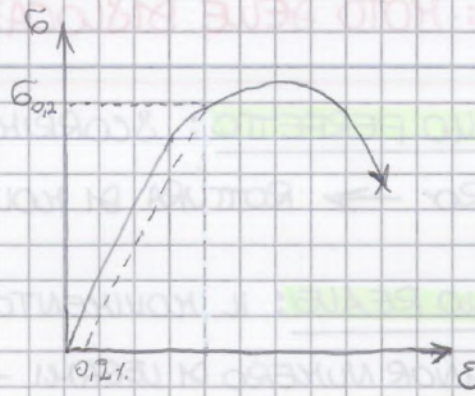
I.B.: I MATERIALI SONO POLICRISTALLINI QUINDI POSSONO ESSERE CONSIDERATI ISOTROPI

IL COMPORTAMENTO ELASTICO SI MANIFESTA FINO AD UN DETERMINATO VALORE DELLA TENSIONE CHIAMATO CARICO AL UNITE ELASTICO. *

OPERATO QUESTO VALORE IL PROVINO INIZIA A DEFORMARSI PERMANENTEMENTE.

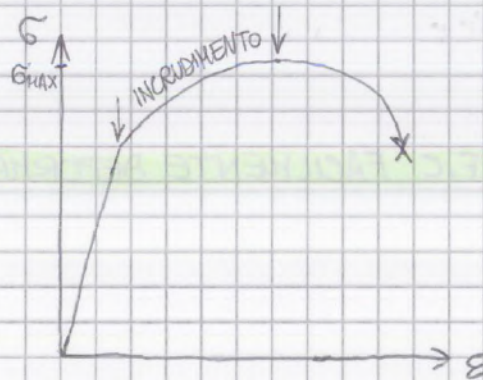
È IL CARICO DI SNERVAMENTO.

OLTRE TALE CARICO LA DEFORMAZIONE È IRREVERSIBILE ED AVVIENE GRAZIE AL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI LUNGO I PIANI DI SCORRIMENTO.



INCROCIAMENTO

SUPERATO IL CARICO DI SNERVAMENTO, PER PROSEGUIRE NELLA DEFORMAZIONE PLASTICA, OCCORRE AUMENTARE IL CARICO FINO A CHE QUESTO NON RAGGIUNGA IL VALORE MAX; QUESTA FASE DI PROGRESSIVA DEFORMAZIONE PLASTICA È CHIAMATA INCROCIAMENTO ED È ACCOMPAGNATA DA UN RAFFORZAMENTO DEL MATERIALE.



STRIZIONE

UNA VOLTA SUPERATO IL CARICO MAX σ_{max} , LA DEFORMAZIONE PROSEGUE MA NON È PIÙ UNIFORME, BENSÌ SI CONCENTRA NELLA ZONA CENTRALE DEL PROVINO.

LA SEZIONE SI STRINGE (STRIZIONE) → LE DEFORMAZIONI SI LOCALIZZANO AL CENTRO.

ROTTURA FRAGILE: PROPAGAZIONE RAPIDA DELLA CRICCA CON DEFORMAZIONE PLASTICA MOLTO CONTENUTA. CRICCHE INSTABILI

METALLI: ROTTURA DUTTILE (PER LO PIÙ)

CERAMICI: ROTTURA FRAGILE

POLIMERI: ENTRAMBE LE TIPOLOGIE.

MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO DEI MATERIALI

SE LE DISLOCAZIONI SONO LIBERE DI MUOVERSI IL MATERIALE SARÀ PIÙ DUTTILE MA MENO RESISTENTE

PRINCIPIO GENERALE:

IMITANDO O OSTACOLANDO IL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI, SI RENDE IL MATERIALE PIÙ DURO E PIÙ RESISTENTE.

RAFFINAMENTO DEL GRANO

BDG COSTITUISCONO DEGLI OSTACOLI AL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI:

CAMBIA L'ORIENTAZIONE DEL SISTEMA DI SCORRIMENTO.

I BDG SONO ZONE AD ALTO DISORDINE.

BDG OSTACOLANO LA DEFORMAZIONE PLASTICA.

$$\sigma_s = \sigma_0 + K_s \cdot d^{-1/2}$$

EQUAZIONE DI HALL - PETCH

d: DIAMETRO MEDIO DEI GRANI

σ_0 E K_s : COSTANTI DATO IL MATERIALE

RAFFORZAMENTO AUMENTA AL DIMINUIRE DELLE DIMENSIONI DEI GRANI, PERCHÉ HO PIÙ GRANI E QUINDI PIÙ BDG

RECUPERO E RICRISTALLIZZAZIONE

DURANTE LA DEFORMAZIONE PLASTICA A BASSA T SI OSSERVANO MODIFICHE NELLA FORMA DEL GRANO.

LA STRUTTURA ORIGINARIA PUÒ ESSERE RECUPERATA ATTRAVERSO DUE PROCESSI:

RECUPERO

RICRISTALLIZZAZIONE

RECUPERO:

IL LARGO ENERGIA DI DEFORMAZIONE ATTRAVERSO IL MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI (DIMINUISCONO IN NUMERO E CAMBIA LA LORO CONFIGURAZIONE).

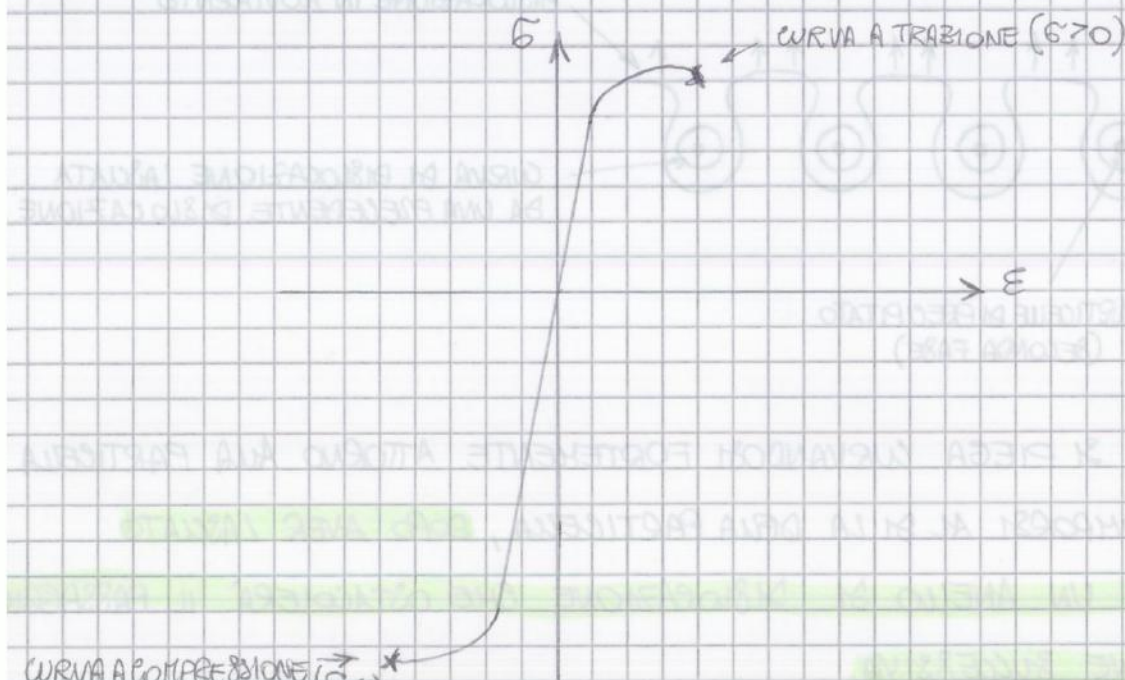
RICRISTALLIZZAZIONE:

CREA UN NUOVO SET DI GRANI EQUIASSICI SENZA DEFORMAZIONE RESIDUA.

LA SPINTA È DATA DALLA DIFFERENTE ENERGIA TRA IL GRANO DEFORMATO E QUELLO NON DEFORMATO.

RESISTENZA A COMPRESSIONE

LA RESISTENZA A COMPRESSIONE VIENE DETERMINATA PONENDO UN PROVINO A SUPERFICIE NOTA TRA I DUE PIATTI DI UNA PRESSA ED ESERCITANDO UNA COMPRESSIONE ASSIALE PROGRESSIVAMENTE MAGGIORE.



MECCANISMI DI DEFORMAZIONE - CERAMICI COVALENTI

IL MOTO DELLE DISLOCAZIONI È DIFFICILE PERCHÉ LEGAME COVALENTE

UN LEGAME FORTE E FORTEMENTE DIREZIONALE.

IL È UN NUMERO LIMITATO DI SISTEMI DI SCORRIMENTO.

MECCANISMI DI DEFORMAZIONE - VETRI

LA DEFORMAZIONE NON AVVIENE PER MOVIMENTO DELLE DISLOCAZIONI

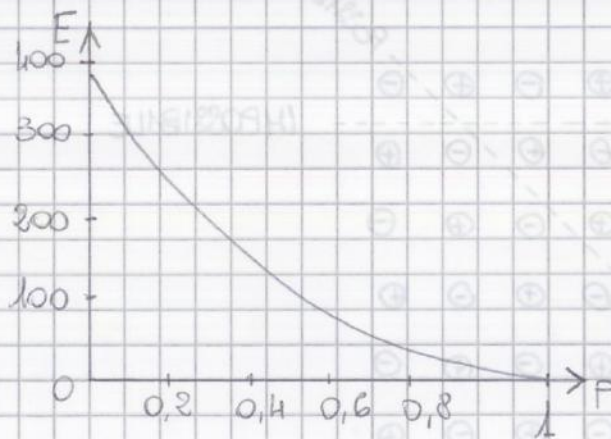
PERCHÉ NON C'È UNA STRUTTURA REGOLARE); MA POSSONO DEFORMARSI

PER FLUSSO VISCOSO, LA LORO VISCOSITÀ È MOLTO ALTA A T AMBIENTE

INFLUENZA DELLA POROSITÀ

IL MODULO ELASTICO DIMINUISCE ALL'AUMENTARE DELLA POROSITÀ.

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



E_0 : MODULO ELASTICO CERAMICO NON POROSO

P: POROSITÀ (FRAZIONE DI VOLUME).

ANCHE LA RESISTENZA A FLESSIONE È VARIABILE E DIMINUISCE ALL'AUMENTARE DELLA POROSITÀ, SECONDO LA RELAZIONE:

$$\sigma_{fb} = \sigma_0 \cdot \exp(-nP)$$

MATERIALI CERAMICI - PROPRIETA' MECCANICHE

NEI MATERIALI CERAMICI NON C'È NESSUNA DEFORMAZIONE PLASTICA PERCHÉ IL MOTO DELLE DISLOCAZIONI NON È APPREZZABILE A T AMBIENTE.

$$K = Y \cdot \sigma_f (\pi \cdot a)^{1/2}$$

FATTORE DI INTENSIFICAZIONE DEGLI SFORZI

$$K_{IC} = Y \cdot \sigma_f (\pi \cdot a)^{1/2}$$

TENACITÀ A FRATTURA

Y: PARAMETRO ADIMENSIONALE (È FUNZIONE DELLE DIMENSIONI E DELLA GEOMETRIA DELLA CRICCA E DEL PROVINO E DEL MODO DI APPLICAZIONE DEL CARICO)

QUINDI NON È POSSIBILE DEFINIRE ESATTAMENTE LA RESISTENZA MECCANICA DI UN MATERIALE CERAMICO. IN QUANTO QUESTA DIPENDE DAL DIFETTO (CRICCA) A DIMENSIONE MAGGIORE PRESENTE IN UN DATO CAMPIONE DEL CERAMICO.

NON È POSSIBILE PARAGONATA ALLA RESISTENZA DI UNA CATENA CHE NON È FISSA PER TUTTE MA DIPENDE DALL'ANELLO PIÙ DEBOLE.

STATISTICA DI WEIBULL:

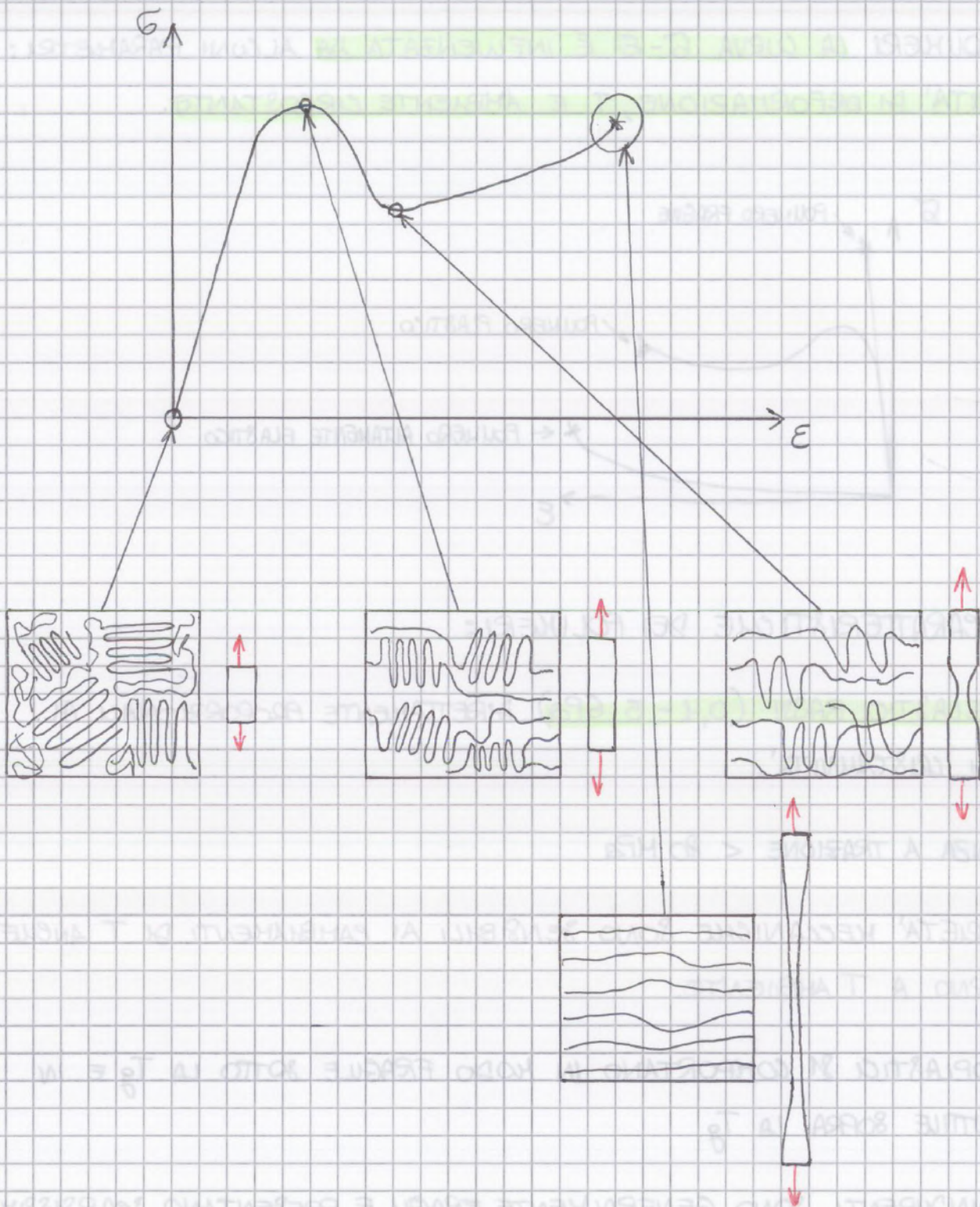
LA PROBABILITÀ DI FRATTURA È LEGATA ALLA DISTRIBUZIONE DIMENSIONALE DEI DIFETTI E ALLA PROBABILITÀ DI TROVARE CRICCHE DI CERTE DIMENSIONI IN UN CAMPIONE



CAMPIONI DI DIMENSIONI MAGGIORI ARRIVANO, STATISTICAMENTE, A FRATTURA CON CARICHI MINORI

PERCHÉ È MAGGIORE LA PROBABILITÀ DI CONTENERE DIFETTI DI DIMENSIONI CRITICHE.

PROVA DI TRAZIONE DI UN MATERIALE POLIMERICO DUTTILE:



ELASTOMERI

ALLUNGAMENTI ELASTICI DEL 100-800%, POI FRATTURA.

PROPRIETÀ MECCANICHE FORTEMENTE VARIABILI A SECONDA DELLE
MESCOLE.

GOMMA NATURALE IRRIGIDITA DA VULCANIZZAZIONE TRAMITE LEGAME A BASE DI

RESISTENZA ALL'URTO

PROVA DA IMPATTO SCELTA PER SIMULARE LE CONDIZIONI PIÙ SEVERE PER LA FRATTURA DI UN MATERIALE:

DEFORMAZIONE A T RELATIVAMENTE BASSE.

ALTA VELOCITÀ DI DEFORMAZIONE

CONDIZIONI DI SFORZO TRIASSIALE (REALIZZATE MEDIANTE UN INTAGLIO)

PROVA REALIZZATA MEDIANTE L'USO DEL PENDOLO DI CHARPY.

↓
MISURA L'ENERGIA NECESSARIA A ROMPERE UN PROVINO DI FORMA STANDARDIZZATA, CUI VENGA APPLICATO UN CARICO DINAMICO ISTANTANEO.

LE SUPERFICI DI FRATTURA:

FRATTURA FRAGILE → BRILLANTE E CRISTALLINA



FRATTURA DUTTILE → OPACA E SETACEA



FRATTURA MISTA → DUTTILE AI BORDI E FRAGILE AL CENTRO.



TRANSIZIONE DUTTILE FRAGILE

NEI MATERIALI CON STRUTTURA C.C.C., COME GLI ACCIAI, LA MOBILITÀ DELLE DISLOCAZIONI DIMINUISCE SENSIBILMENTE CON IL DIMINUIRE DELLA T .

QÙO NON AVVIENE NEI C.F.C PERCHÉ HANNO UN'ELEVATA CAPACITÀ DI DEFORMAZIONE PLASTICA A T AMBIENTE CHE PERTANTO AL DIMINUIRE DI T .

QUINDI L'ATTRIBUZIONE AD UN MATERIALE DELLA QUALIFICA DI TENACE

FRAGILE HA SENSO SOLO SE VIENE SPECIFICATA LA T ALLA QUALE LA DETERMINAZIONE È STATA EFFETTUATA.

QUESTO TIPO DI PROVA HA MOLTI VANTAGGI:

NON PROVOCA NESSUN TIPO DI DANNEGGIAMENTO PERMANENTE AL CAMPIONE.

APPLICABILE A PROVINI DI VARIA GEOMETRIA

APPLICABILE AI MATERIALI FRAGILI

UTILE PER CONTROLLO QUALITÀ DI PEZZI FINITI, PRONTI PER ESSERE MESSI IN OPERA

APPLICABILE A PROVINI DI PESO CHE VARIA DA POCCHI GRAMMI A PIÙ DI UNA TONNELLATA.

DURATA DELLA MISURA MOLTO BREVE.

SUREZZA

LA RESISTENZA SUPERFICIALE (O DUREZZA) È INTESA COME LA RESISTENZA AD UNA DEFORMAZIONE PERMANENTE DELLA SUPERFICIE PROVOCATA DA UN PENETRATORE ADEGUATAMENTE "CARICATO" DA UN PESO; VIENE APPUNTO DETERMINATA CON PROVE DI DUREZZA.

VIENE VALUTATA SPESSO PERCHÉ:

NON È DISTRUTTIVA

SEMPLICE E POCO COSTOSA

CONSENTE DI DEDURRE PROPRIETÀ MECCANICHE.

1) APPLICAZIONE DI UN CARICO COSTANTE PER TEMPI BREVI.



2) MISURA DELLA SUPERFICIE DELL'IMPRONTA LASCIATA DAL PENETRATORE E DELLA PROFONDITÀ DELLA PENETRAZIONE.

RICORDI: ?

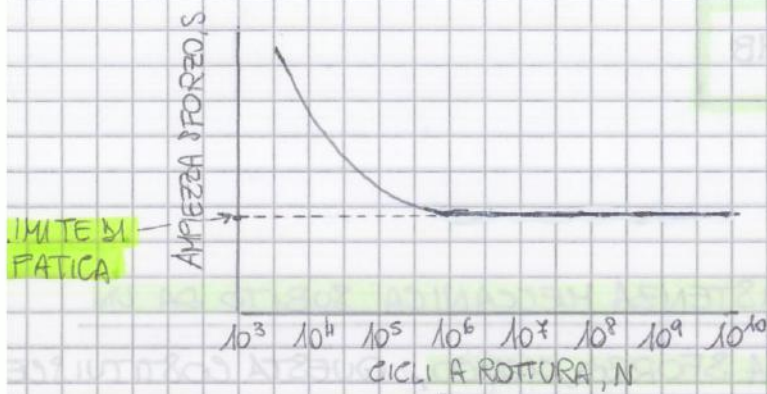
ATTENZIONE AL TIPO DI DUREZZA UTILIZZATO (BRINNEL, VICKERS, ROCKWELL).

SUPERFICI PIANE PER INDENTARE.

CAMPIONI NON TROPPO SOTTILI.

• IN DENTAZIONI NON TROPPO VICINE TRA LORO E NON TROPPO VICINE AI BORDI.

SI VARIATA IL NUMERO DI CICLI PER PROVOCARE LA ROTTURA DEL FROVINO
IN FUNZIONE DEL CARICO APPLICATO: OTTENGO LE CURVE S-N.



LEGHE FERROSE E LEGHE TI

HANNO UN LIMITE DI FATICA



ALTRI NON HANNO LIMITE DI
FATICA E VANNO INCONTRO
A ROTTURA CICLICA PER QUALSIASI
CARICO.

RESISTENZA A FATICA: LO STRESS CHE PORTA A ROTTURA DOPO 10^7 CICLI.

INNESCO E PROPAGAZIONE DELLA CRICCA:

1) INNESCO IN ZONE DI CONCENTRAZIONE SFORZO.



2) PROPAGAZIONE DELLA CRICCA (AD OGNI CICLO DI CARICO)



3) ROTTURA FINALE (LA CRICCA RAGGIUNGE LA DIMENSIONE CRITICA)

MECCANISMI ATTRAVERSO I QUALI LA DIFFUSIONE ALLO STATO SOLIDO INTERVIENE NEI FENOMENI DI CREEP:

SCORRIMENTO O SBLOCCO DELLE

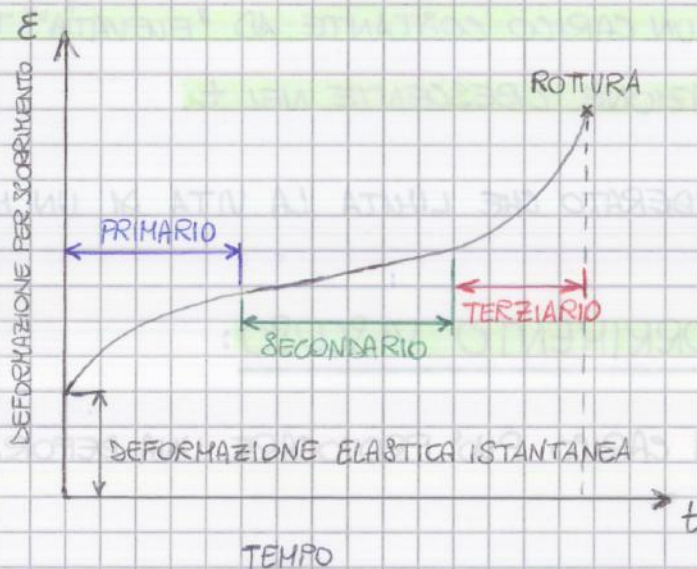
DISLOCAZIONI:

SALTO DELLE DISLOCAZIONI DA UN PIANO, NEL QUALE IL LORO MOVIMENTO È IMPEDITO DA UN OSTACOLO, AD UN PIANO IN CUI NON ESISTONO OSTACOLI →

→ DIFFUSIONE DI ATOMI VERSO VACANZE ADIACENTI O POSIZIONI INTERSTIZIALI.

SCORRIMENTO DEI GRANII:

DIFFUSIONE DI ATOMI DA CERTE POSIZIONI DEL BORDO DI GRANO VERSO ALTRE.



CREEP PRIMARIO (TRANSIENTE): VELOCITÀ DI DEFORMAZIONE DECRESCENTE.

L'INCREDIMENTO HA UNA VELOCITÀ MAGGIORE RISPETTO AL RIASSETTO DELLA STRUTTURA ATTIVATO TERMICAMENTE (LA DEFORMAZIONE DIVIENE SEMPRE PIÙ DIFFICILE).

CREEP SECONDARIO (o STAZIONARIO): VELOCITÀ DI DEFORMAZIONE COSTANTE.

È LA VELOCITÀ DI INCREDIMENTO BILANCIATA PERFETTAMENTE QUELLA DI RIASSETTO DELLA STRUTTURA. È LO STADIO DI PIÙ LUNGA DURATA E DI MAGGIOR

PROPRIETÀ TERMICHE

L'UTILIZZO DI MATERIALI RICHIEDE SPESSE DI CONOSCERE IL COMPORTAMENTO A T ELEVATE O AL VARIARE DI T, QUINDI DI CONOSCERE:

CAPACITÀ TERMICA

CONDUCEVITÀ TERMICA

DILATAZIONE TERMICA

RESISTENZA AGLI SBALZI TERMICI.

IL CONTENUTO ENERGETICO DI UN SOLIDO AUMENTA QUANDO GLI VIENE FORNITO CALORE.

IL RISCALDAMENTO → AUMENTA L'AMPIEZZA DELLE VIBRAZIONI → AUMENTA L'ENERGIA TERMICA → AUMENTA LA TEMPERATURA E AUMENTANO LE DIMENSIONI.

VIBRAZIONI TERMICHE:

VIBRAZIONI DEGLI ATOMI, DEGLI IONI, DELLE MOLECOLE INTORNO AUE LORO POSIZIONI DI EQUILIBRIO.

MOTI ROTATORI DELLE MOLECOLE.

SONO INOLTRE INTERESSATI DAL RISCALDAMENTO, IN MINIMA PARTE, I MOTI DEGLI ELETTRONI (SOLO PER METALLI E SEMICONDUTTORI).

LE VIBRAZIONI DI ATOMI ADIACENTI NON SONO INDIPENDENTI, MA RISULTANO ESSERE ACCOPPIATE A CAUSA DEI LEGAMI INTERATOMICI.



QUESTI ACCOPPIAMENTI ORIGINANO NEL SOLIDO UNA SERIE DI ONDE VIBRAZIONALI CHE SI PROPAGANO ATTRAVERSO LA STRUTTURA RETICOLARE DEL SOLIDO.



TALE ONDE SI PROPAGANO NEL SOLIDO A DETERMINATE ENERGIE (QUANTIZZATE): UN SINGOLO "QUANTO" DI ENERGIA VIBRAZIONALE È CHIAMATO FONONE.

DILATAZIONE TERMICA

α : COEFFICIENTE DI DILATAZIONE TERMICA LINEARE ($10^{-6} K^{-1}$).

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

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

LA DILATAZIONE TERMICA È DOVUTA AD UN AUMENTO DELLA DISTANZA MEDIA FRA I COSTITUENTI DEL RETICOLO, RISPETTO AUE LORO POSIZIONI DI EQUILIBRIO → È INVERSAMENTE PROPORZIONALE ALLA FORZA DI LEGAME.

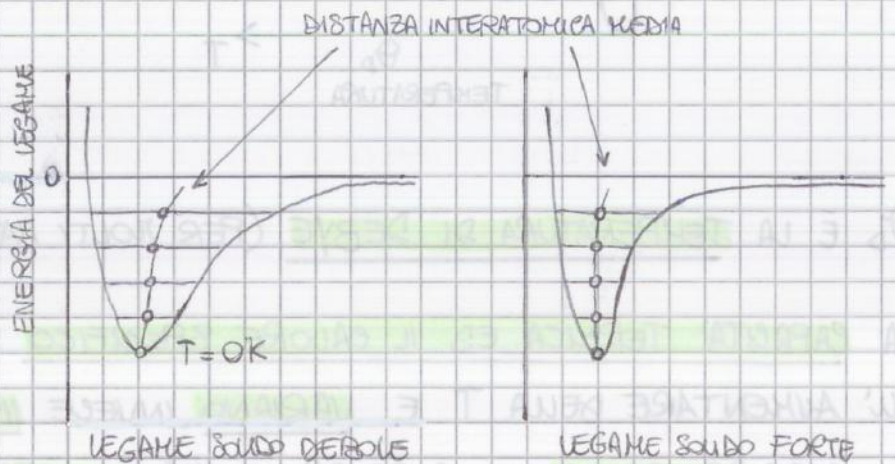
> ENERGIA DI LEGAME



> PROFONDITÀ DELLA CURVA (PIÙ STRETTA)



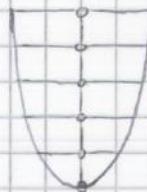
MINORE VALORE DI α .



L'ESPANSIONE È DOVUTA ALL'ASIMMETRIA DELLA CURVA.

SE FOSSE SIMMETRICA NON CI SAREBBE ALCUNA VARIAZIONE NELLA DISTANZA INTERATOMICA, E QUINDI NON CI SAREBBE NESSUNA ESPANSIONE.

CURVA IDEALE





METALLI:

$$K \sim 20 - 400 \frac{W}{m \cdot K}$$

NEI METALLI AD ELEVATA PUREZZA K_e È MOLTO PIÙ EFFICIENTE DI K_f , IN QUANTO I METALLI HANNO MOLTI e^- LIBERI.

RELAZIONE TRA CONDUZIONE ELETTRICA E TERMICA:

$$L = \frac{K}{\sigma \cdot T}$$

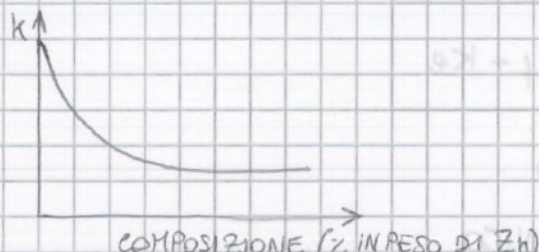
LEGGE DI WIEDEHANN-FRANZ.

L : COSTANTE

σ : CONDUZIONE ELETTRICA.

LEGGE:

GLI ATOMI DI IMPUREZZE AGISCONO COME CENTRI DI DISPERSIONE E ABBASSANO L'EFFICIENZA DEL MOVIMENTO DEGLI e^- .



RETTINE MOLECOLARI.

SI DIPENDE DAL GRADO DI CRISTALLINITÀ; L'AGGIUNTA DI POROSITÀ
DIMINUISCE ULTERIORMENTE K.

$$K_{\text{METALLI}} > K_{\text{CERAMICI}} \gg K_{\text{POLIMERI}}$$

TENSIONI TERMICHE

IN UN MATERIALE CHE UN GRADIENTE TERMICO, ALLORA LA DIFFERENTE DEFORMAZIONE COMPORTA LA FORMAZIONE DI TENSIONI INTERNE.

SE IL MATERIALE È POLICRISTALLINO MULTIFASICO → SI POSSONO OSSERVARE TENSIONI INTERFASICHE.

SE SI CONTRASTA LA DEFORMAZIONE SI HANNO TENSIONI TERMICHE:

$$\sigma = E \cdot \alpha (T - T_0) = E \alpha \Delta T$$

MATERIALI DUTTI: LE TENSIONI TERMICHE POSSONO ESSERE RIDOTTE DALLA DEFORMAZIONE PLASTICA.

MATERIALI FRAGILI: L'ASSENZA DI DEFORMAZIONE PLASTICA AUMENTA LA PROBABILITÀ DI FRATTURA FRAGILE.
RAPIDO RAFFREDDAMENTO HA UN EFFETTO PEGGIORE RISPETTO AD UN RAPIDO RISCALDAMENTO.

RESISTENZA AGLI SBALZI TERMICI

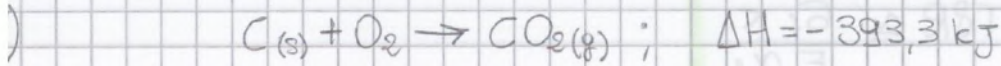
INTERESSA VELOCI RISCALDAMENTI E RAFFREDDAMENTI:

$$\left(\text{VELOC. DI RAFFREDD.} \right)_{\text{FRATTURA}} \propto \frac{\sigma_f \cdot K}{E \cdot \alpha}$$

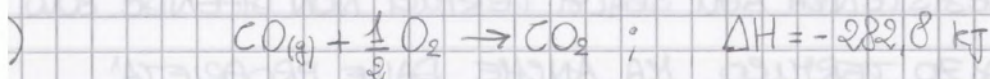
REAZIONI ESOTERMICHE $\rightarrow \Delta H < 0$ (PERCHÉ CEDONO ENERGIA SOTTO FORMA DI CALORE)

REAZIONI ENDOTERMICHE $\rightarrow \Delta H > 0$ (PERCHÉ ASSORBONO ENERGIA SOTTO FORMA DI CALORE)

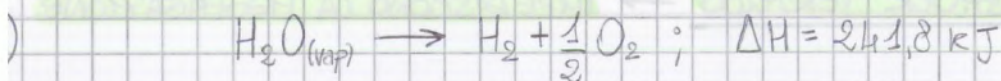
ESEMPI:



INDICA CHE NELLA COMBUSTIONE DI 1 mol di C, SI SONO SVILUPPATI 393,3 kJ



INDICA CHE NELLA COMBUSTIONE DI 1 mol di CO, SI SONO SVILUPPATI 282,8 kJ



INDICA CHE NELLA DECOMPOSIZIONE TERMICA DI 1 mol di H_2O ALLO STATO VAPORE, VENGONO ASSORBITI 241,8 kJ

LA COMBUSTIONE CONSISTE IN REAZIONI FORTEMENTE ESOTERMICHE TRA UNA SOSTANZA COMBUSTIBILE ED UNA COMBURENTE, DI SOLTTO L'OSSIGENO DELL'ARIA.

UNA COMBUSTIONE VIENE DEFINITA COMPLETA QUANDO:

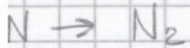
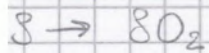
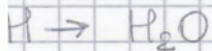
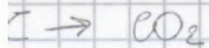
TUTTO IL C COMBUSTIBILE VIENE TRASFORMATO IN CO_2

TUTTO L'H IN H_2O

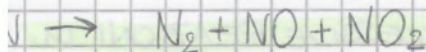
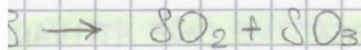
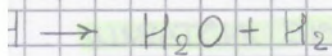
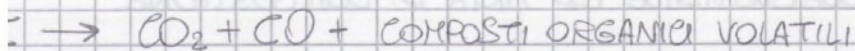
TUTTO L'N IN N_2

TUTTO L'S IN SO_2

COMPONENTI DEI FUMI (COMBUSTIONE COMPLETA)



COMPONENTI DEI FUMI (COMBUSTIONE ANOMALA)



COMBUSTIBILI

UN COMBUSTIBILE DI INTERESSE PRATICO DEVE:

ESSERE FACILE DA ESTRARRE E DA ELABORARE.

BRUCIARE VELOCEMENTE.

NON DARE ORIGINE A SOSTANZE VELENOSE.

ESSERE DI COSTO RELATIVAMENTE CONTENUTO.

PARAMETRI CARATTERIZZANTI DI UN COMBUSTIBILE:

POTERE CALORIFERO

ARIA TEORICA ED EFFETTIVA NECESSARIA PER LO SVILUPPO DELLE REAZIONI.

VOLUME E COMPOSIZIONE DEI FUMI.

TEMPERATURA TEORICA E NON DI COMBUSTIONE

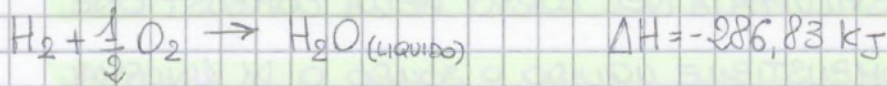
TEMPERATURA DI ACCENSIONE

LIMITI DI INFIAMMABILITA'

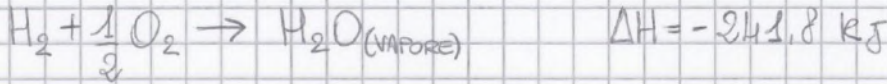
POTENZIALE TERMICO

• ALTRI PARAMETRI

ESEMPIO:



$$22,4 : 286,83 = 1000 : X \quad \rightarrow \quad X = 12.805 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3} = Q_s$$



$$22,4 : 241,8 = 1000 : X \quad \rightarrow \quad X = 10.795 \frac{\text{kJ}}{\text{Nm}^3} = Q_i$$



LA DIFFERENZA TRA LE DUE ENTALPIE, DI 44,4 kJ, CORRISPONDE AL VALORE NECESSARIO PER FAR PASSARE 1 MOL D'ACQUA, CIOÈ 18g, DALLO STATO LIQUIDO A QUELLO DI VAPORE.

TRA I DUE POTERI CALORIFICI C'È QUESTA RELAZIONE:

$$Q_s = Q_i + m \times 2500$$

m: QUANTITÀ, IN kg, DI ACQUA PRESENTE NEI PRODOTTI DELLA COMBUSTIONE DI 1kg DI COMBUSTIBILE LIQUIDO O SOLIDO O DI 1Nm³ DI GAS.

ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE

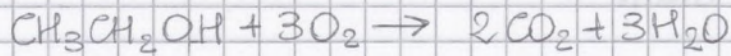
L'ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE È IL VOLUME DI ARIA NECESSARIO PER CONSENTIRE LA COMBUSTIONE COMPLETA DEL COMBUSTIBILE.

COMPOSIZIONE DELL'ARIA: 79% N₂ + 21% O₂

(78% N + 1% GAS RARI)

ESEMPIO 2:

1 kg di ALCOL ETILICO LIQUIDO $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ ($M = 46$) BRUCIA SECONDO LA REAZIONE:



PRODUCE I SEGUENTI GAS:

$$\text{O}_2) \quad 46 : 3 \cdot 22,4 = 1 : X \quad \rightarrow \quad X = 0,97 \text{ Nm}^3$$

$$\text{H}_2\text{O}) \quad 46 : 3 \cdot 22,4 = 1 : Y \quad \rightarrow \quad Y = 1,46 \text{ Nm}^3$$

$$\text{N}_2) \quad 46 : 3 \cdot 22,4 \cdot 3,8 = 1 : Z \quad \rightarrow \quad Z = 5,55 \text{ Nm}^3$$

N TOTALE SI FORMANO $0,97 + 1,46 + 5,55 = 8 \text{ Nm}^3$ DI FUMI.

COMPOSIZIONE PERCENTUALE

LA COMPOSIZIONE PERCENTUALE IN VOLUME DEI FUMI SI OTTIENE RAPPORTANDO IL VOLUME DI CIASCUN COSTITUENTE AL VOLUME TOTALE DEI FUMI.

PRENDO I DUE ESEMPI PRECEDENTI:

ESEMPIO 1:

$$\text{CO}_2 = \frac{1 \text{ Nm}^3}{10,6 \text{ Nm}^3} \cdot 100 = 9,43 \%$$

$$\text{H}_2\text{O} = \frac{2 \text{ Nm}^3}{10,6 \text{ Nm}^3} \cdot 100 = 18,87 \%$$

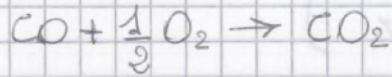
$$\text{N}_2 = \frac{7,6 \text{ Nm}^3}{10,6 \text{ Nm}^3} \cdot 100 = 71,7 \%$$

COMPOSIZIONE % DEI FUMI

ESEMPIO DI CALCOLO DELLA TTC :

ALLEGARE LA TTC DI UN GAS COSTITUITO PER IL 40% IN VOLUME DA CO E PER IL 60% DA N₂, CHE HA POTERE CALORIFICO DI 5.050 KJ/Nm³

VOLUME DEI FUMI OTTENUTI BRUCIANDO 1 Nm³ DI QUESTO COMBUSTIBILE



DA 0,4 Nm³ DI CO₂ E DA 0,2 · 3,8 + 0,6 = 1,36 Nm³ DI N₂

PER USANDO LA TABELLA DEI CALORI SENSIBILI, CALCOLO LA QUANTITA' DI KJ RICHIESTA PER SCALDARE

0,4 Nm³ DI CO₂ E 1,36 Nm³ DI N₂ A DIVERSE T.

PER SCALDARE I FUMI A 1700°C:

$$0,4 \cdot 11047 + 1,36 \cdot 2484 = 15997 \text{ KJ}$$

PER SCALDARE I FUMI A 1800°C:

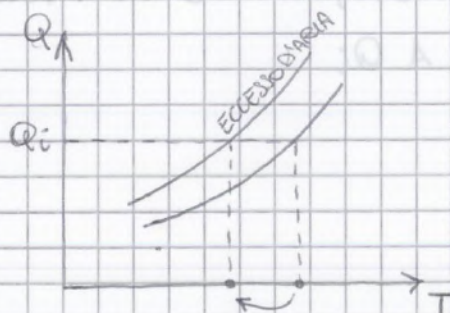
$$0,4 \cdot 11316 + 1,36 \cdot 2647 = 5326 \text{ KJ}$$

IO HO A DISPOSIZIONE 5.050 KJ

LA MIA TTC SARA' COMPRESA TRA 1700°C E 1800°C

COMBUSTIONE CON ECCESSO D'ARIA:

LA TTC E' PIU' BASSA SE LA COMBUSTIONE AVVIENE CON UN ECCESSO D'ARIA, IN QUANTO IL Q_i DISPONIBILE E' LO STESSO MA SERVE A SCALDARE UNA MAGGIORE QUANTITA' DI GAS.



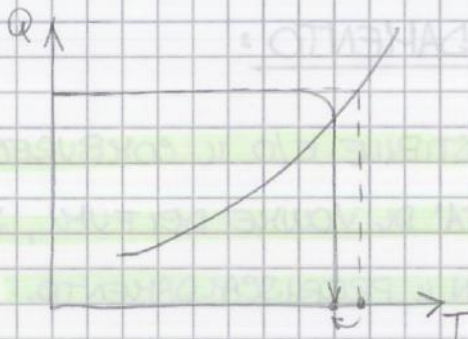
QUESTA DISSOCIAZIONE PROVOCA:

AUMENTO DEL VOLUME DEI FUMI:

NON INFLUENZA MOLTO LA T DI COMBUSTIONE PERCHÈ IL CALORE SENSIBILE DELLE SOSTANZE CHE SCOMPAIONO NON È MOLTO DIVERSO DALLA SOMMA DEI CALORI SENSIBILI DEI LORO PRODOTTI DI DECOMPOSIZIONE.

DIMINUIZIONE DEL CALORE DISPONIBILE:

FARTE DEL CALORE DISPONIBILE VIENE ASSORBITO DALLE REAZIONI DI DECOMPOSIZIONE CHE SONO ENDOTERMICHE.



T DI COMBUSTIONE $<$ TTC ← CALCOLATA SENZA TENER CONTO DELLA DISSOCIAZIONE TERMICA.

TEMPERATURA DI ACCENSIONE

È LA T MINIMA - CUI DEVE ESSERE PORTATA, ALMENO IN UN SUO PUNTO, A MISCELA COMBUSTIBILE - COMBURENTE AFFINCHÈ LA REAZIONE DI COMBUSTIONE POSSA INNESCARSI.

DIPENDE DA:

NATURA DEL COMBUSTIBILE

TIPO DI COMBURENTE

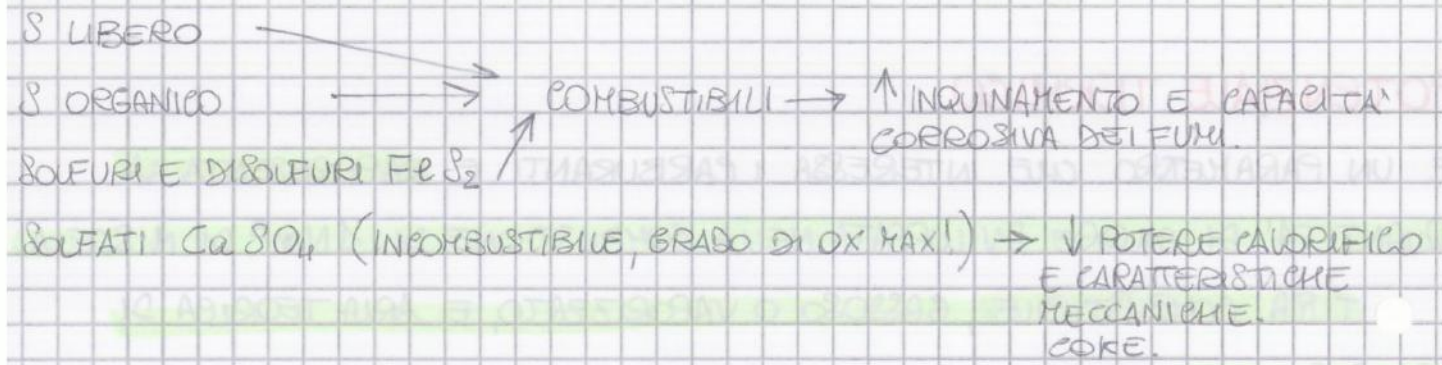
PRESSIONE

SUPERFICIE DI CONTATTO

CLASSIFICAZIONE DEI COMBUSTIBILI

- SOLIDI
- LIQUIDI
- GASSOSI

PRESENZA DI S NEL COMBUSTIBILI:



COMBUSTIBILI SOLIDI NATURALI

COMBUSTIBILI SOLIDI NATURALI (O CARBONI) DERIVANO DALLA CARBONIZZAZIONE DEL LEGNO DI ALTRE SOSTANZE VEGETALI CHE SI SONO TRASFORMATE NEL TEMPO.

- TORBA
- LIGNITE
- LITANTRACE
- ANTRACITE

È UN'AMPIA DISPONIBILITÀ DI COMBUSTIBILI SOLIDI, ED IL LORO UTILIZZO È IN AUMENTO IN SEGUITO ALLO SVILUPPO DI PROCESSI DI GASSIFICAZIONE.

HA COME OBIETTIVO QUELLO DI TRASFORMARE IN COMBUSTIBILI GASSOSI, CON UNA FRAZIONE DELL'ENERGIA POSSEDUTA DEI COMBUSTIBILI SOLIDI.

VANTAGGI DEI COMBUSTIBILI GASSOSI:

- BRUCIANO FACILMENTE CON L'ARIA TEORICA DI COMBUSTIONE.
- POSSONO USARE ARIA PRERISCALDATA ED ESSERE ESSI STESSI PRERISCALDATI.