

Cenni di cristallografia

Cristalli

Cristallo o solido cristallino:

ordine a lungo raggio (su distanze macroscopiche).

Solidi disordinati su lungo raggio, ma ordinati a corto raggio (distanze interatomiche): amorfi.

Monocristallo: solido composto da un unico cristallo.

Policristallo: solido composto da numerosi *grani* cristallini.

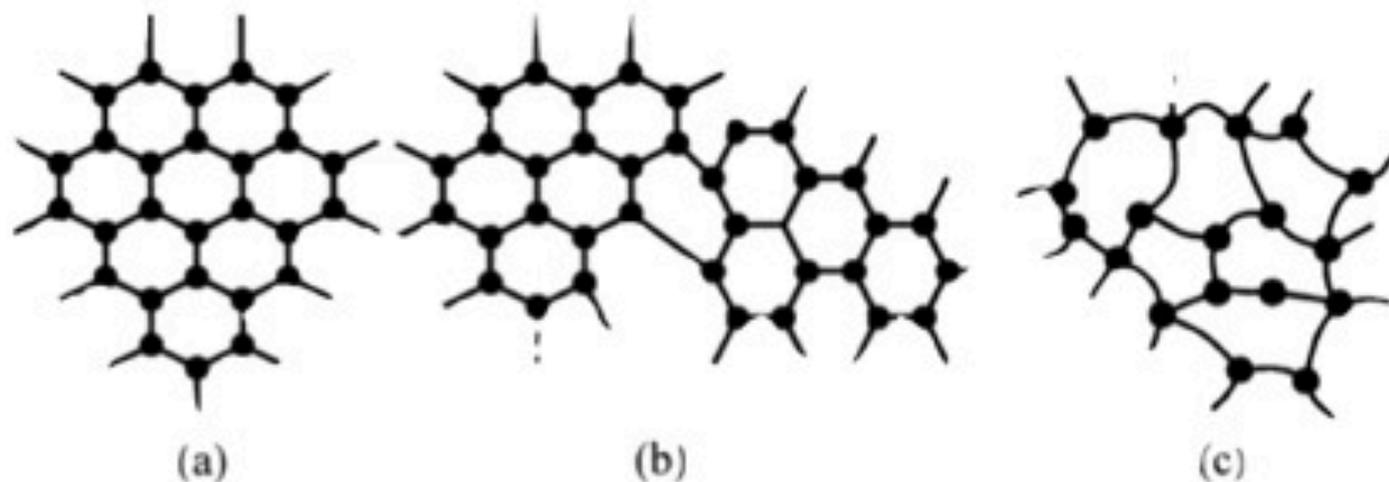


Fig. 1.4. Arrangement of atoms: (a) a single-crystalline, (b) a polycrystalline, and (c) an amorphous material.

Cristalli

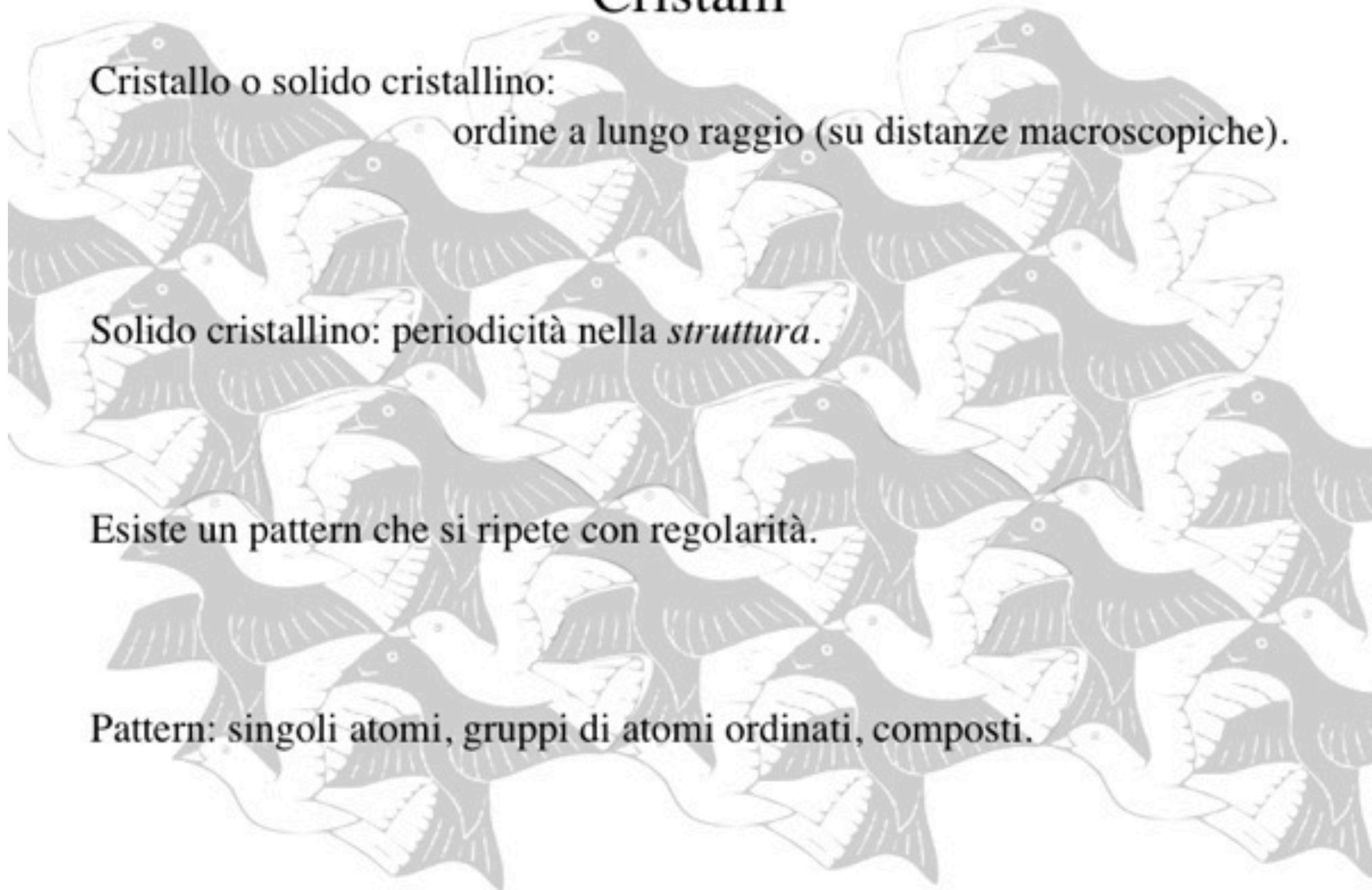
Cristallo o solido cristallino:

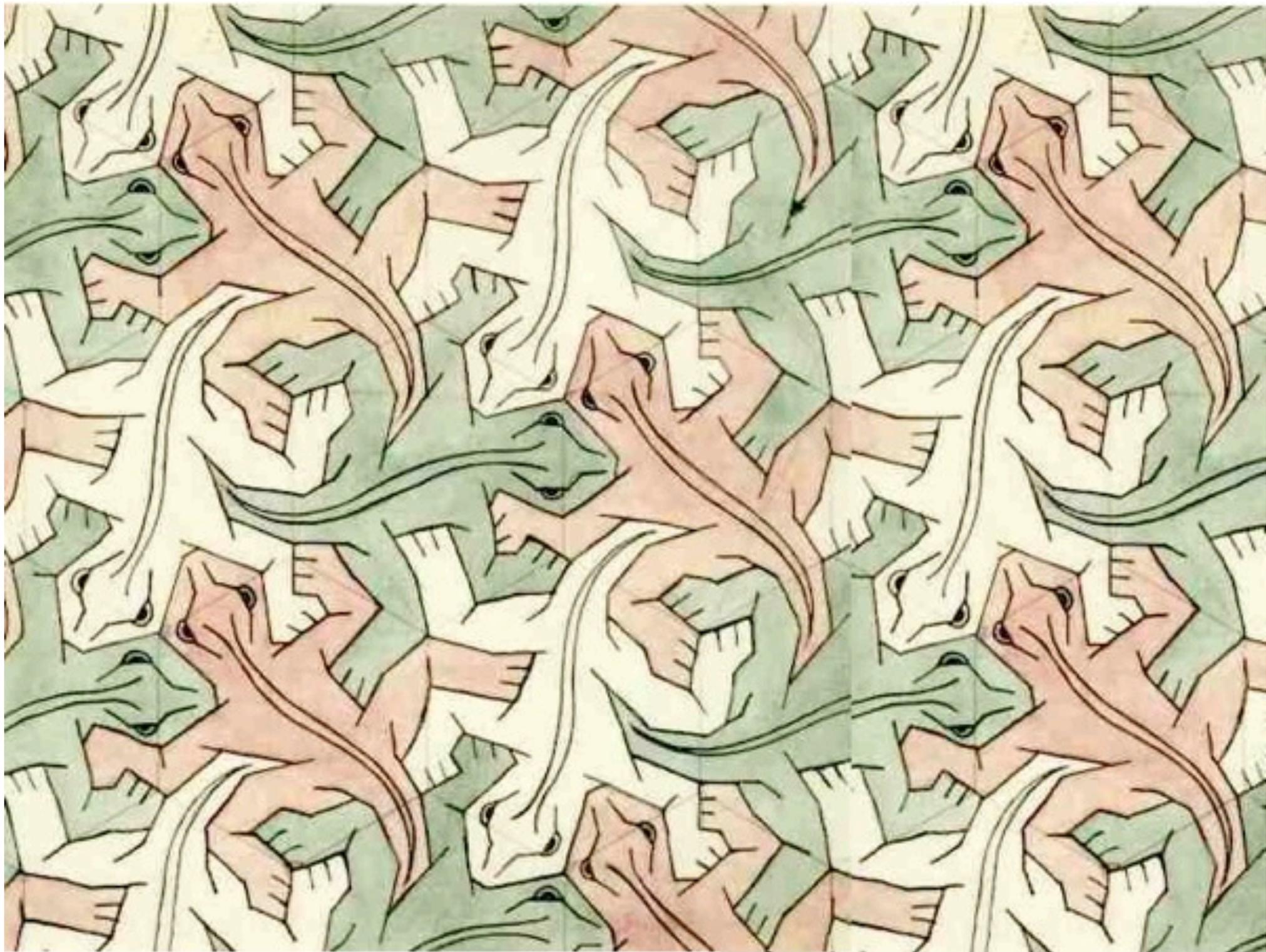
ordine a lungo raggio (su distanze macroscopiche).

Solido cristallino: periodicità nella *struttura*.

Esiste un pattern che si ripete con regolarità.

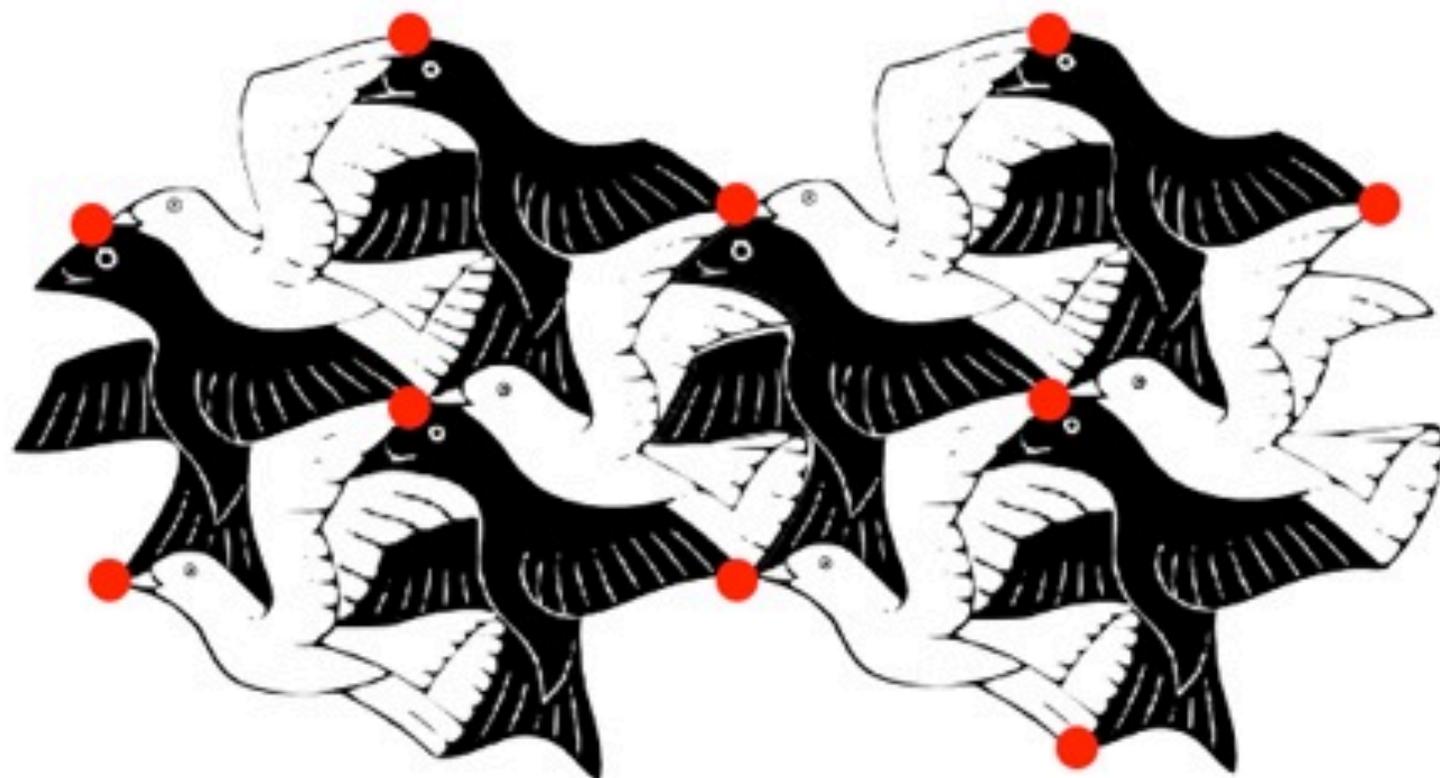
Pattern: singoli atomi, gruppi di atomi ordinati, composti.





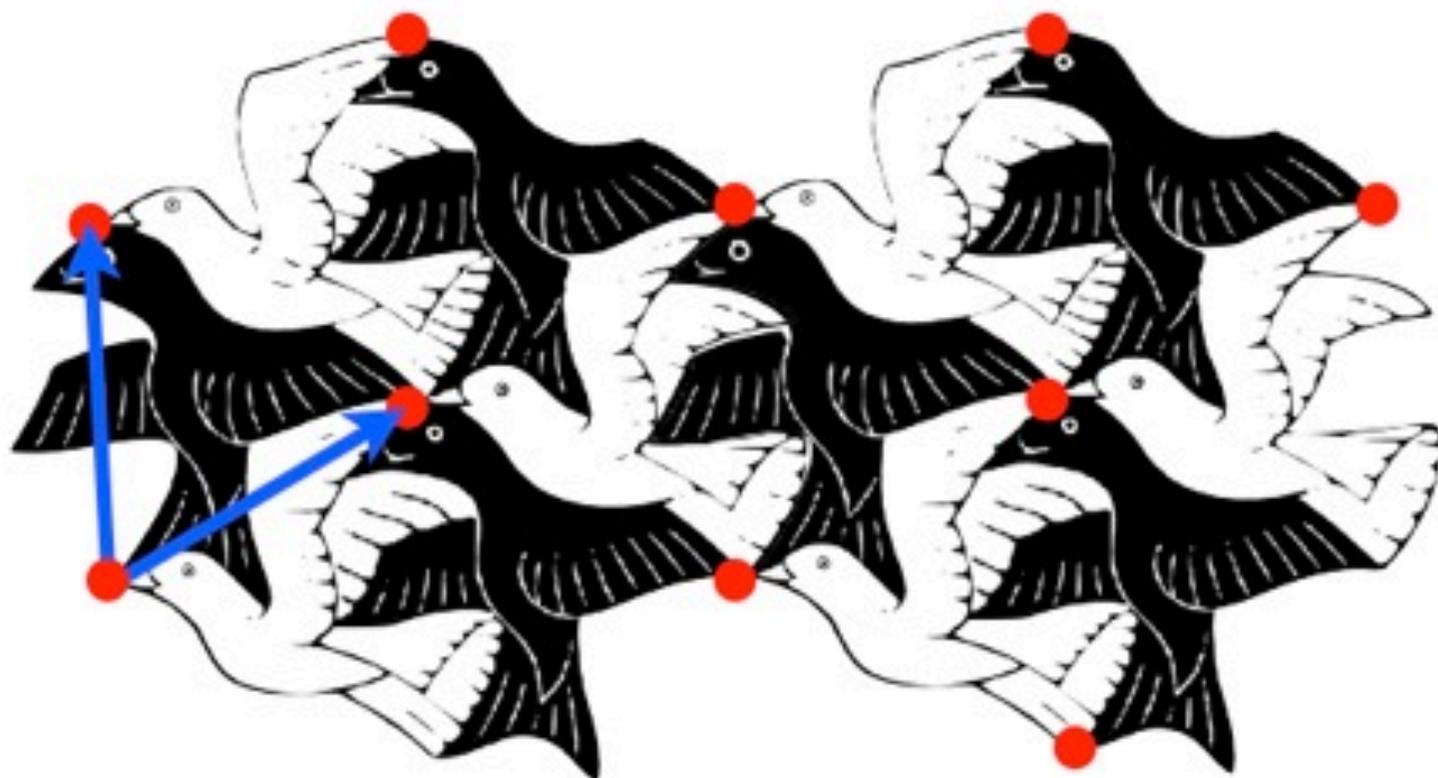
Reticolo cristallino

Reticolo: ente matematico. Sistemazione periodica di punti nello spazio.
Ogni *punto del reticolo* ha identico intorno.



Reticolo cristallino

Reticolo: invarianza traslazionale discreta.
È rappresentabile mediante **vettori di traslazione**.



Reticolo cristallino

Reticolo: invarianza traslazionale discreta.

È rappresentabile mediante **vettori di traslazione**.

Scegliendo uno dei *punti del reticolo* come origine, ogni altro punto del reticolo è identificabile mediante:

$$\vec{R} = n_1 \vec{a} + n_2 \vec{b} + n_3 \vec{c}$$

con $n_i = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$ interi

e i vettori **a**, **b**, **c** sono i vettori di traslazione.

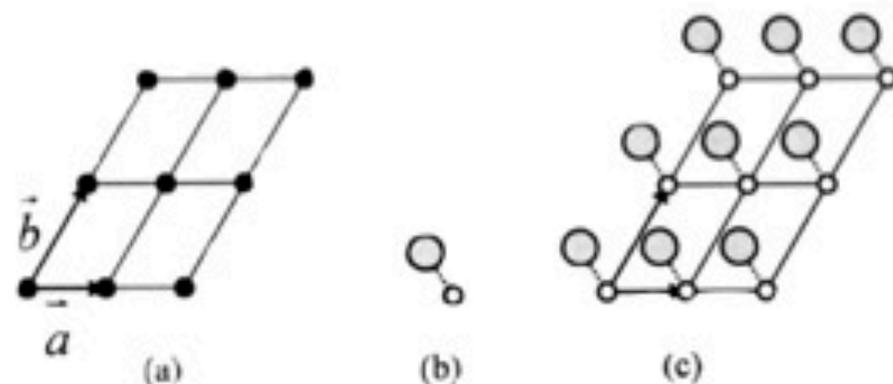


Fig. 1.5. Example of (a) two-dimensional lattice, (b) pattern, and (c) two-dimensional crystal illustrating a pattern associated with each lattice point.

Sistemi cristallini

Tutti i reticoli esistenti in 3D possono essere raggruppati in sette sistemi in base a: lunghezze degli assi a, b, c , angoli α, β, γ .

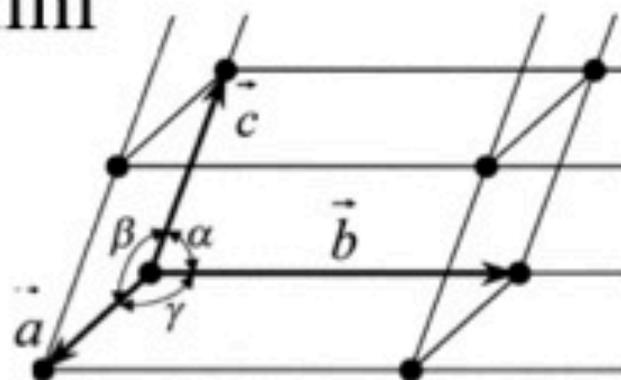
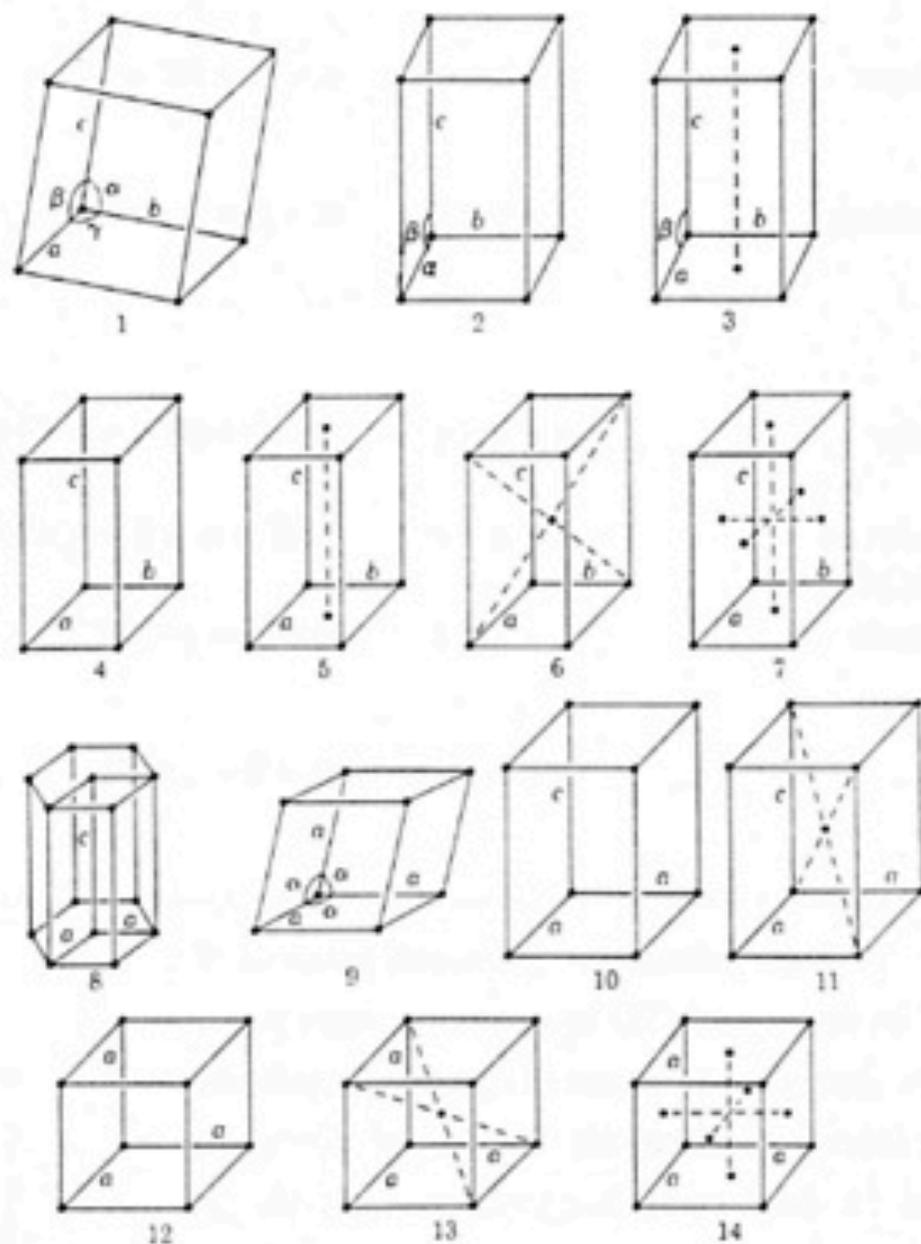


Figura da M. Rzaeghi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002

	<i>lunghezze degli assi</i>	<i>angoli fra gli assi</i>
Cubico	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Tetragonale	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Ortorombico	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Trigonale o romboedrico	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
Esagonale	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90, \gamma = 120^\circ$
Monoclino	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
Triclino	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

Reticoli di Bravais

I diversi reticoli esistenti, rappresentati dai sette gruppi menzionati, corrispondono a quattordici reticoli specifici, detti *reticoli di Bravais*: esistono solo 14 differenti maniere di disporre i punti in uno spazio (3D) in modo che ogni punto abbia un intorno identico.

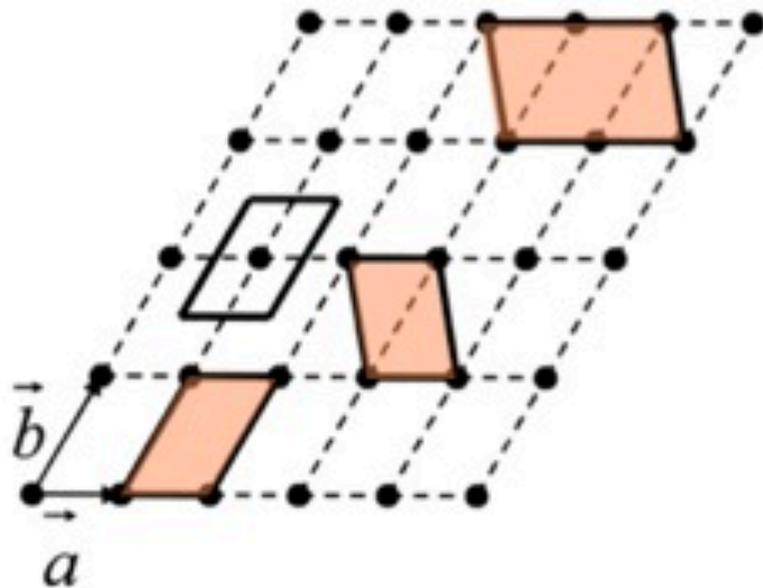


I quattordici reticoli di Bravais (1) triclino semplice; (2) monoclinico semplice; (3) monoclinico a base centrata; (4) ortorombico semplice; (5) ortorombico a base centrata; (6) ortorombico a corpo centrato; (7) ortorombico a facce centrate; (8) esagonale; (9) romboedrico; (10) tetragonale semplice; (11) tetragonale a corpo centrato; (12) cubico semplice; (13) cubico a corpo centrato; (14) cubico a facce centrate.

Cella unitaria

Reticolo: sistemazione periodica di celle identiche, che riempiono l'intero spazio senza lasciare vuoti. Una cella siffatta è detta *cella unitaria*. La scelta della cella unitaria *non è univoca*, e diverse scelte dalla cella unitaria possono fornire celle di volume differente.

Figura da M. Razezghi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002



Possibili scelte per la cella unitaria in un reticolo 2D.

Una cella unitaria può contenere più punti reticolari. Spesso si considerano celle unitarie cubiche per praticità.

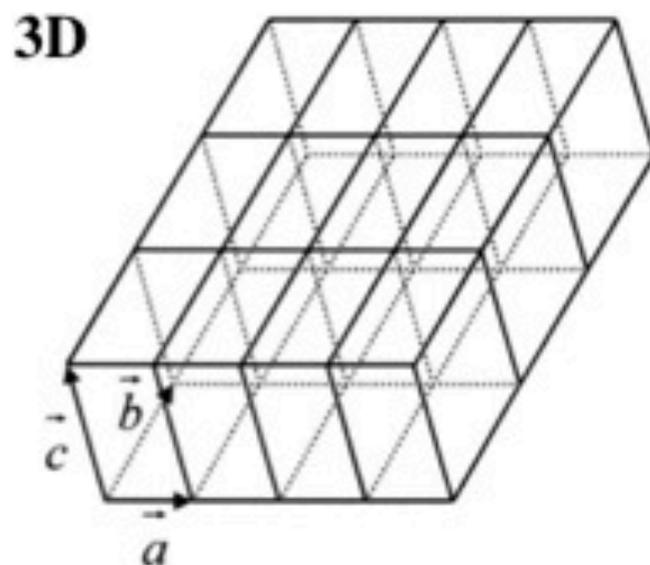
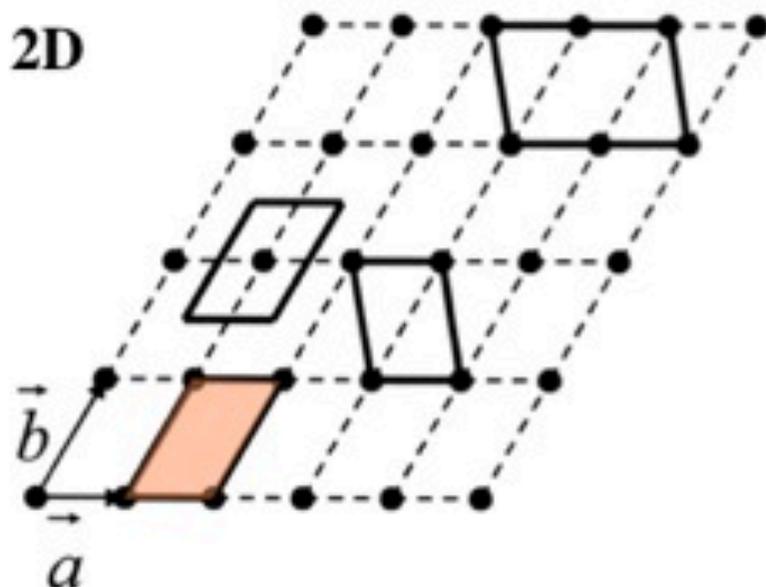
Cella primitiva

La cella unitaria con volume minimo è detta *cella primitiva*.

Ogni punto del reticolo è rappresentabile da un vettore $\vec{R} = n_1 \vec{a} + n_2 \vec{b} + n_3 \vec{c}$

I vettori \mathbf{a} , \mathbf{b} , \mathbf{c} che definiscono la cella sono detti vettori di base del reticolo.

Figura da M. Razezghi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002



La scelta della cella primitiva non è unica, ma ogni scelta conduce a celle primitive di stesso volume (minimo): $V = |\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})|$

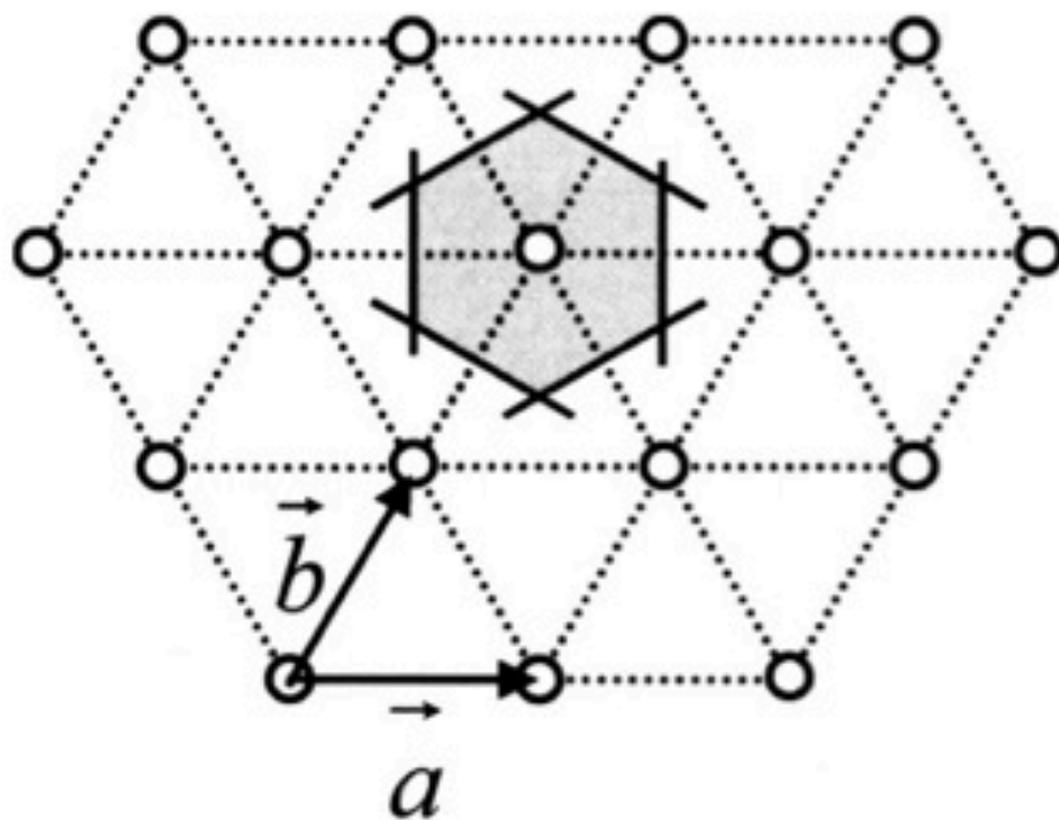
Il numero di celle primitive in un cristallo (N) è indipendente dalla scelta della cella primitiva, e pari al numero di atomi di uno specifico tipo.

Il volume V della cella primitiva vale: $V = \text{volume del cristallo} / N$.

Cella di Wigner-Seitz

La cella di Wigner Seitz ha la simmetria del reticolo. Essa viene ottenuta:

- 1- tracciando le linee fra un punto di un reticolo di Bravais e tutti i vicini;
- 2- tracciando i piani perpendicolari a dette linee passanti per il punto mediano di ciascuna linea;
- 3- selezionando il poliedro più piccolo ottenuto dall'intersezione di questi piani, contenente il punto dato.



Esempio di cella di Wigner-Seitz in 2D

Indici di Miller

Problema: identificare i piani in un cristallo.
Si usano gli *indici di Miller* (hkl).

Figura da M. Razaighi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002

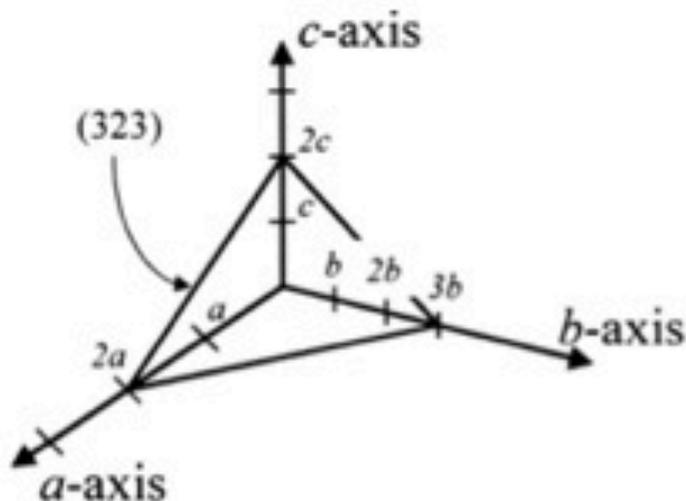


Fig. 1.23. Example of plane which passes through lattice points. Its Miller indices are $(hkl) = (323)$ and are used to identify this plane in the crystal. These indices are obtained as follows: note where the plane intersects the coordinate axes, it is either an integer multiple or an irreducible fraction of the axis unit length; invert the intercept values; using the appropriate multiplier, convert these inverted values into integer numbers; enclose the integer numbers in parenthesis.

Esempio: il piano considerato intercetta gli assi in $2a, 3b, 2c$. Si forma il rapporto degli inversi dei coefficienti di a, b, c , e si esprime come rapporto fra [i più piccoli] interi:

$$\frac{1}{2} : \frac{1}{3} : \frac{1}{2} = 3 : 2 : 3$$

Gli indici di Miller per il piano sono allora: $(hkl) = (323)$.

Se il piano interseca l'origine (0), si considera un piano equivalente ottenuto per traslazione.

Indici negativi sono indicati con una barra soprastante: $(h\bar{k}l)$

Indici di Miller (2)

Problema: identificare le direzioni in un cristallo.

Si usano gli *indici di Miller* $[uvw]$.

Figura da M. Razaighi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002

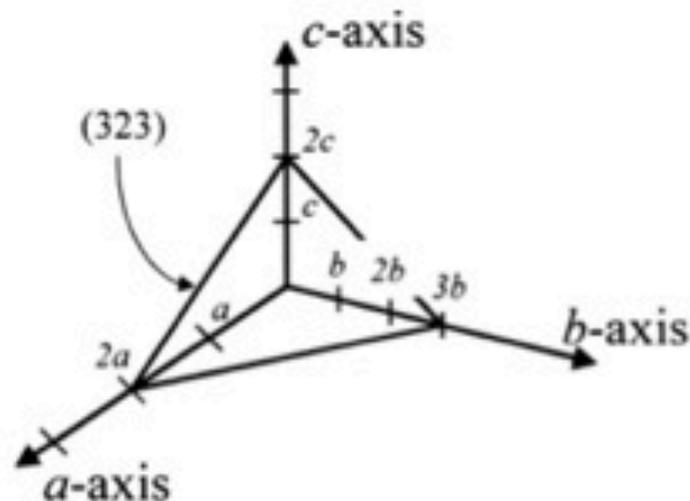


Fig. 1.23. Example of plane which passes through lattice points. Its Miller indices are $(hkl) = (323)$ and are used to identify this plane in the crystal. These indices are obtained as follows: note where the plane intersects the coordinate axes, it is either an integer multiple or an irreducible fraction of the axis unit length; invert the intercept values; using the appropriate multiplier, convert these inverted values into integer numbers; enclose the integer numbers in parenthesis.

Una linea retta che passi per l'origine è data dalla notazione $[uvw]$, dove u, v, w sono i più piccoli interi per cui $u:v:w$ è pari al rapporto delle lunghezze delle componenti (in unità di a, b, c) della linea retta.

Indici negativi sono indicati con una barra soprastante:

$$[\bar{u}vw]$$

Esempio: l'asse \mathbf{a} ha indici $[100]$,
la retta $-\mathbf{a}$ ha indici $[\bar{1}00]$

Fattore di riempimento

È la massima frazione del volume disponibile [in una cella unitaria] che può essere riempito con sfere rigide impenetrabili.

Esempio 1: reticolo cubico semplice.

Distanza fra due atomi *primi vicini*: a .

Massimo raggio delle sfere (=atomi): $a/2$.

$$\frac{\text{volume della sfera}}{\text{volume della cella}} = \frac{\frac{4}{3}\pi \left(\frac{a}{2}\right)^3}{a^3} = \frac{\pi}{6} \approx 0.52$$

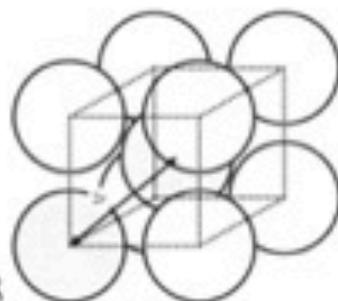
Esempio 2: reticolo cubico a corpo centrato.

Distanza fra due atomi *primi vicini* (uno sull'angolo e uno al centro del cubo): $\sqrt{3}a/2$.

Massima distanza fra i centri delle sfere (=atomi): $2r = \sqrt{3}a/2$.

Due atomi per cella.

$$\frac{\text{volume della sfera}}{\text{volume della cella}} = 2 \cdot \frac{\frac{4}{3}\pi \left(\frac{\sqrt{3}a}{4}\right)^3}{a^3} = \frac{\pi\sqrt{3}}{8} \approx 0.68$$



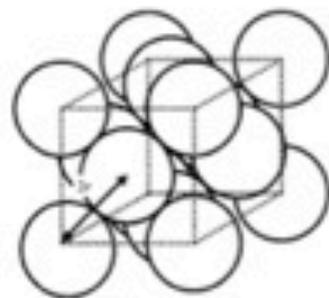
Esempio 3: reticolo cubico a facce centrate.

Distanza fra due atomi uno sull'angolo e uno nel centro della faccia: $\sqrt{2}a/2$.

Massima distanza fra i centri delle sfere (=atomi): $2r = \sqrt{2}a/2$.

Quattro atomi per cella.

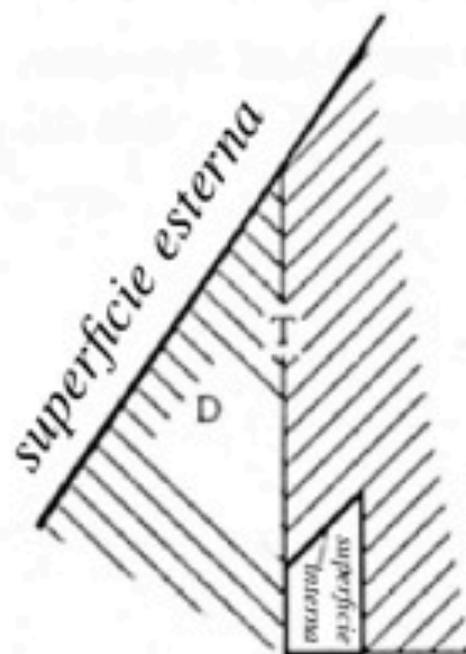
$$\frac{\text{volume della sfera}}{\text{volume della cella}} = 4 \cdot \frac{\frac{4}{3}\pi \left(\frac{\sqrt{2}a}{4}\right)^3}{a^3} = \frac{\pi}{3\sqrt{2}} \approx 0.7405$$



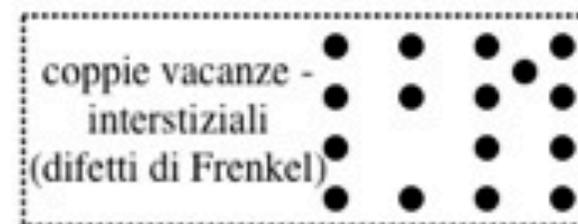
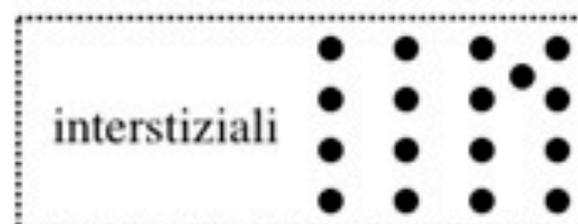
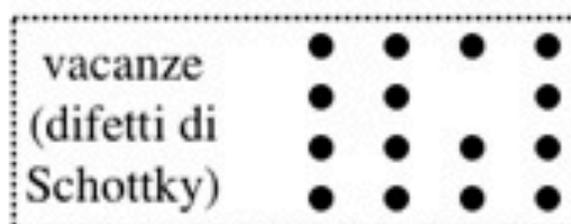
Difetti (cenni)

Difetti estesi:

dislocazioni (D)
geminazioni (T)



Difetti puntiformi:



- Difetti stechiometrici.
- Impurezze (atomi estranei, sostituzionali o interstiziali)
- indotti termicamente (vibrazioni reticolari)

...

Diamante

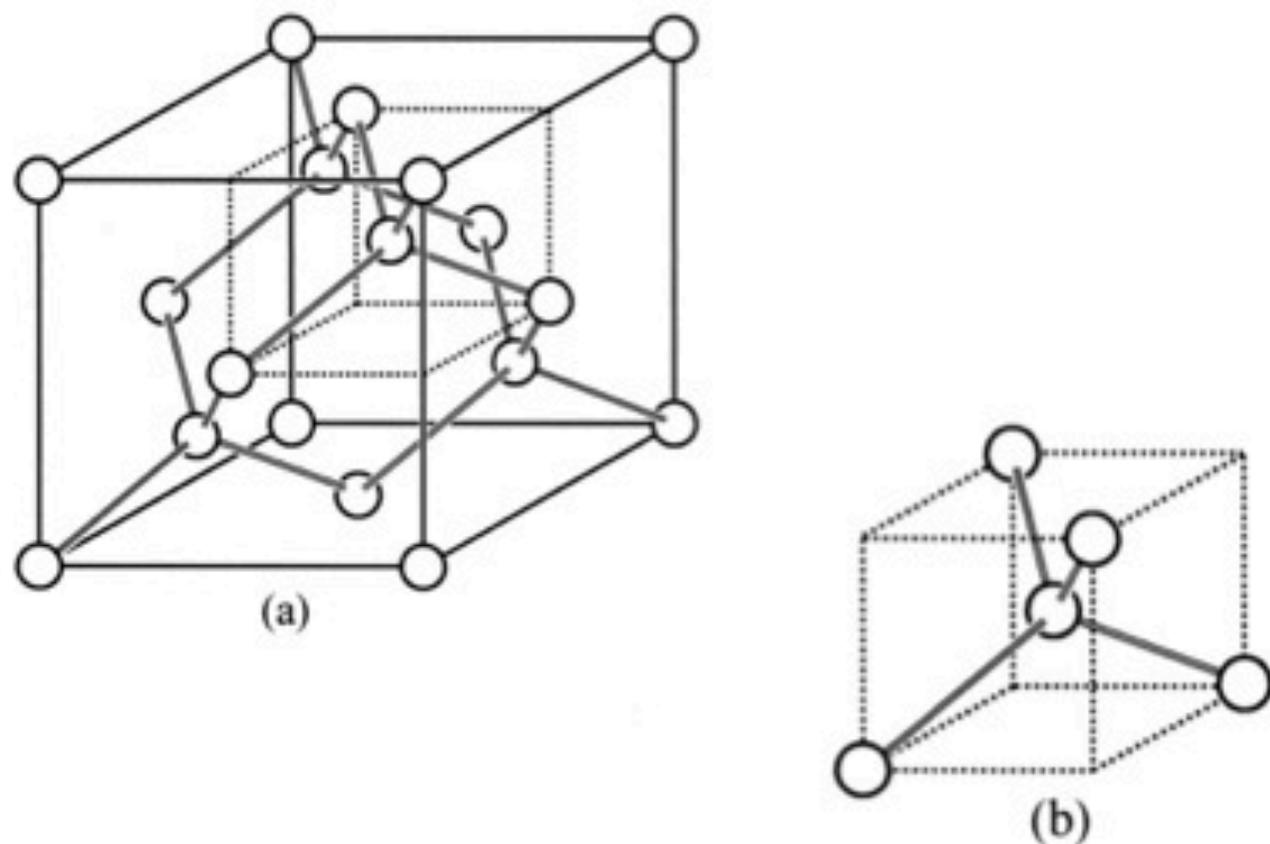


Figura da M. Razeghi, *Fundamentals of Solid State Engineering*, Kluwer, 2002

Fig. 1.28. (a) Diamond lattice. The Bravais lattice is face-centered cubic with a basis consisting of two identical atoms displaced from each other by a quarter of the cubic body diagonal. The atoms are connected by covalent bonds. The cube outlined by the dashed lines shows one tetrahedral unit. (b) Tetrahedral unit of the diamond lattice.

Zincoblenda

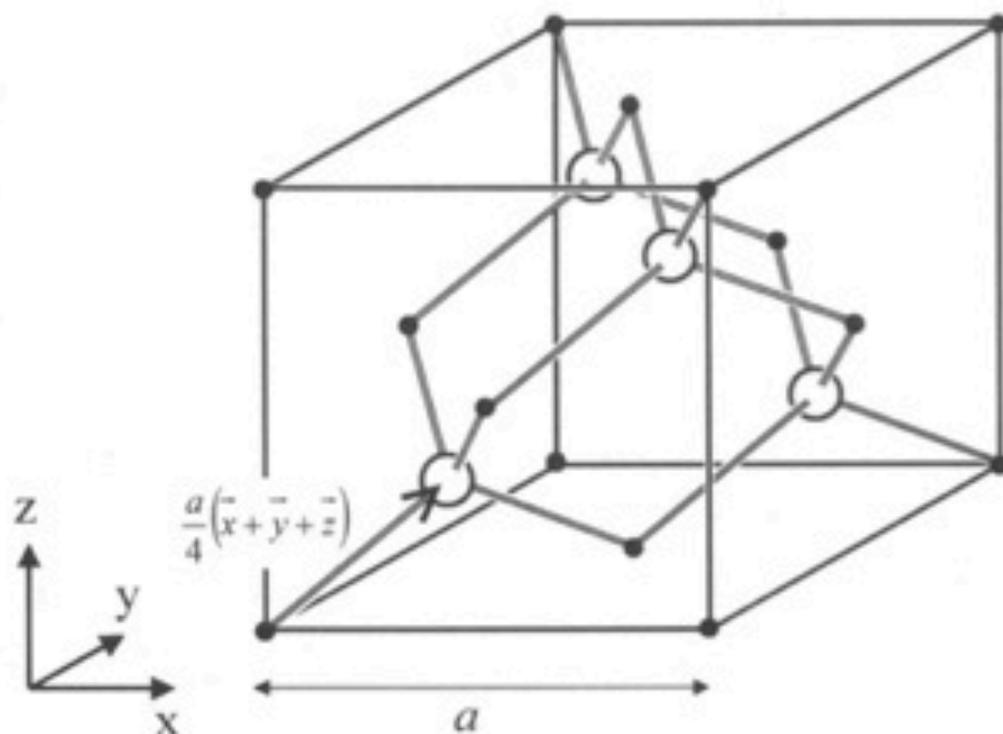


Figura da M. Razeghi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002

Fig. 1.29. Cubic unit cell for the zinc blende structure. The Bravais lattice is face-centered cubic with a basis of two different atoms represented by the open and solid spheres, and separated by a quarter of the cubic body diagonal. The crystal does not appear the same when viewed along a body diagonal from one direction or the other.

NaCl

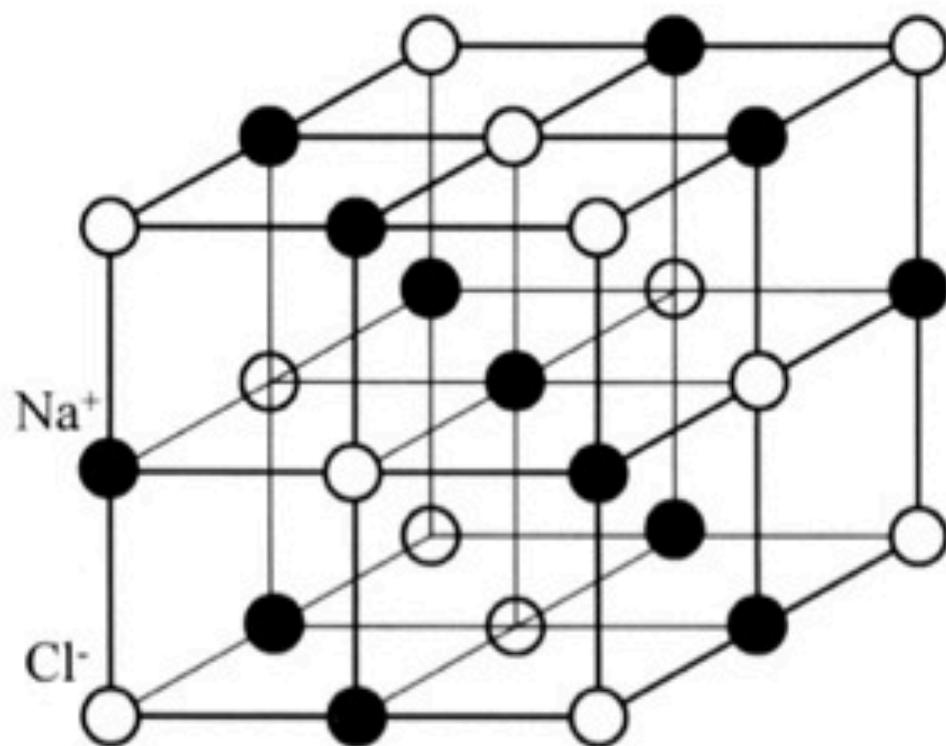


Figura da M. Razeghi, *Fundamentals of Solid State Engineering*, Kluwer, 2002

Fig. 1.30. Sodium chloride crystal. The Bravais lattice is face-centered cubic with a basis of two ions: one Cl⁻ ion at (0,0,0) and one Na⁺ ion at (1/2, 1/2, 1/2), separated by one half of the cubic body diagonal. The figure shows one cubic unit cell.

CsCl

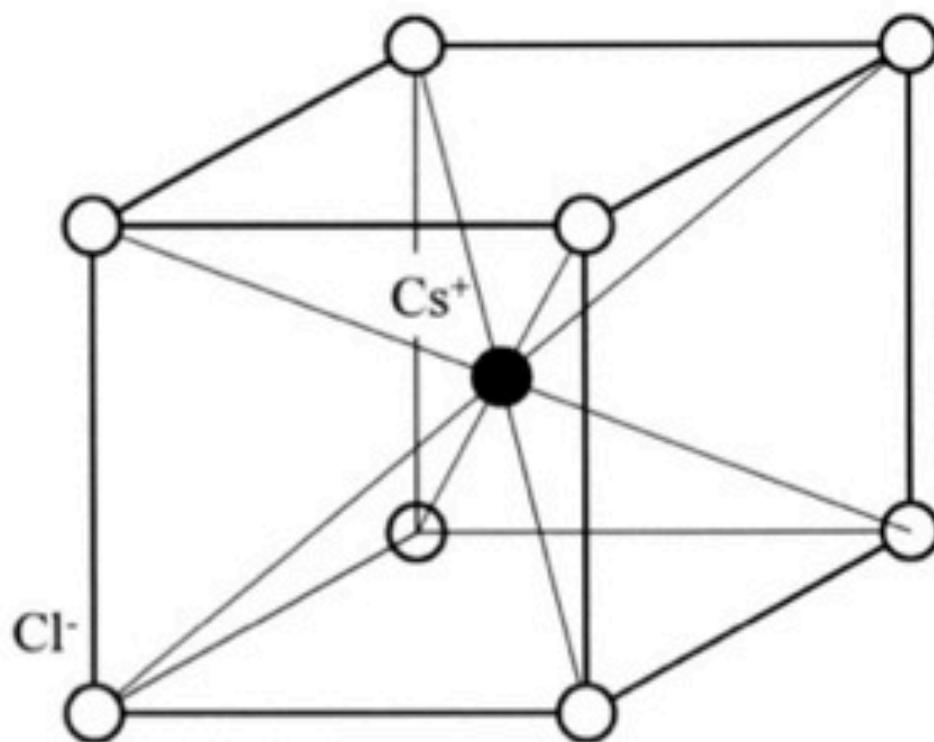


Figura da M. Razeghi, *Fundamentals of Solid State Engineering*, Kluwer, 2002

Fig. 1.31. The cesium chloride crystal structure. The Bravais lattice is simple cubic with a basis of two ions: one Cl^- ion at $(0,0,0)$ and one Cs^+ ion at $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$, separated by one half the cubic body diagonal.

Esagonale compatto

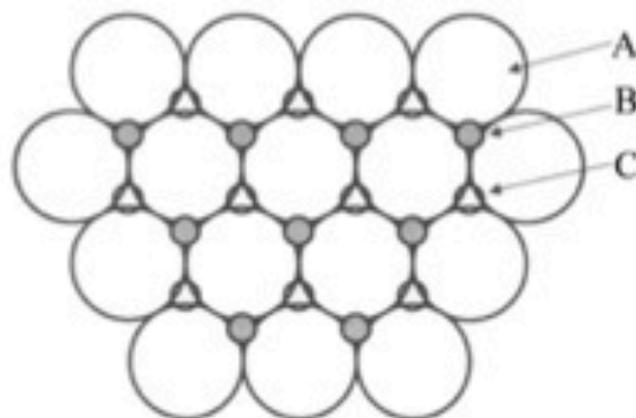


Fig. 1.32. The closed-packed array of spheres. Note the three different possible positions, A, B, and C for the successive layers. The most space efficient way to arrange identical spheres or atoms in a plane is to first place each sphere in contact with six others in that plane (positions A). The most stable way to stack a second layer of such spheres is by placing each one of them in contact with three spheres of the bottom layer (positions B). The third stable layer can then either be such that the spheres occupy positions above A or C.

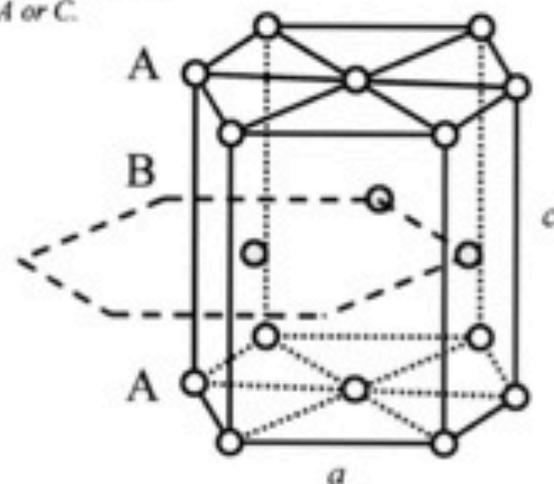


Fig. 1.33. The hexagonal close-packed (hcp) structure. This Bravais lattice of this structure is hexagonal, with a basis of two identical atoms. It is constructed by stacking layers in the ABABAB... sequence. The lattice parameters a and c are indicated.

Reticolo reciproco.
Diffrazione da reticolo.

Reticolo reciproco

Sistema reticolare: periodico

→ ogni grandezza fisica sarà periodica con stesso periodo.

Ogni grandezza periodica può essere espressa in serie di Fourier:

$$\rho(\vec{r}) = \sum_{\vec{K}} P(\vec{K}) \exp(i\vec{K}\vec{r})$$

Dove \vec{K} è un vettore di somma tridimensionale, e ha dimensioni $[l]^{-1}$.

La medesima grandezza fisica deve essere invariante per una traslazione di un vettore di reticolo \vec{R}

$$\rho(\vec{r}) = \sum_{\vec{k}} P(\vec{k}) \exp(i\vec{k}\cdot\vec{r}) = \sum_{\vec{k}} P(\vec{k}) \exp[i\vec{k}\cdot(\vec{r} + \vec{R})] = \rho(\vec{r} + \vec{R})$$

$$\longrightarrow e^{i\vec{K}\cdot\vec{R}} = 1 \longrightarrow \vec{K}\cdot\vec{R} = 2\pi m \quad \text{con } m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$$

Reticolo reciproco

$$\vec{K} \cdot \vec{R} = 2\pi m \quad \text{con } m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$$

$$\vec{R} = n_1 \vec{a} + n_2 \vec{b} + n_3 \vec{c}$$

$$\vec{K} \cdot \vec{R} = n_1 \vec{K} \cdot \vec{a} + n_2 \vec{K} \cdot \vec{b} + n_3 \vec{K} \cdot \vec{c} = 2\pi m$$

e questo richiede (se m è qualunque) che ciascuno dei tre termini nella somma sia un intero:

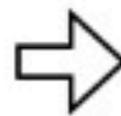
$$\begin{cases} \vec{K} \cdot \vec{a} = 2\pi h_1 \\ \vec{K} \cdot \vec{b} = 2\pi h_2 \text{ with } h_{1,2,3} = 0; \pm 1; \pm 2, \dots \\ \vec{K} \cdot \vec{c} = 2\pi h_3 \end{cases}$$

Si definisca un reticolo, detto reticolo reciproco, attraverso una base composta da vettori $\mathbf{A}, \mathbf{B}, \mathbf{C}$ t.c.

$$\vec{K} = h_1 \vec{A} + h_2 \vec{B} + h_3 \vec{C}$$

Allora:

$$\begin{cases} \vec{K} \cdot \vec{a} = 2\pi h_1 \\ \vec{K} \cdot \vec{b} = 2\pi h_2 \\ \vec{K} \cdot \vec{c} = 2\pi h_3 \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} (\vec{A} \cdot \vec{a}) h_1 + (\vec{B} \cdot \vec{a}) h_2 + (\vec{C} \cdot \vec{a}) h_3 = 2\pi h_1 \\ (\vec{A} \cdot \vec{b}) h_1 + (\vec{B} \cdot \vec{b}) h_2 + (\vec{C} \cdot \vec{b}) h_3 = 2\pi h_2 \\ (\vec{A} \cdot \vec{c}) h_1 + (\vec{B} \cdot \vec{c}) h_2 + (\vec{C} \cdot \vec{c}) h_3 = 2\pi h_3 \end{cases}$$



$$\begin{cases} \vec{A} \cdot \vec{a} = \vec{B} \cdot \vec{b} = \vec{C} \cdot \vec{c} = 2\pi \\ \text{and} \\ \vec{A} \cdot \vec{b} = \vec{A} \cdot \vec{c} = 0 \\ \vec{B} \cdot \vec{a} = \vec{B} \cdot \vec{c} = 0 \\ \vec{C} \cdot \vec{b} = \vec{C} \cdot \vec{a} = 0 \end{cases}$$

Reticolo reciproco

$$\vec{K} = h_1 \vec{A} + h_2 \vec{B} + h_3 \vec{C}$$

con $h_i = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$ e

$$\begin{cases} \vec{A}\vec{a} = \vec{B}\vec{b} = \vec{C}\vec{c} = 2\pi \\ \text{and} \\ \vec{A}\vec{b} = \vec{A}\vec{c} = 0 \\ \vec{B}\vec{a} = \vec{B}\vec{c} = 0 \\ \vec{C}\vec{b} = \vec{C}\vec{a} = 0 \end{cases}$$

Si può allora costruire il reticolo reciproco (**A B C**) a partire dal reticolo diretto (**a b c**):

$$\begin{cases} \vec{A} = 2\pi \frac{\vec{b} \times \vec{c}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} \\ \vec{B} = 2\pi \frac{\vec{c} \times \vec{a}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} \\ \vec{C} = 2\pi \frac{\vec{a} \times \vec{b}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} \end{cases}$$

Si dimostra che il volume della cella nello spazio reciproco vale:

$$\vec{A} \cdot (\vec{B} \times \vec{C}) = \frac{8\pi^3}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})}$$

Reticolo reciproco

$$\vec{K} = h_1 \vec{A} + h_2 \vec{B} + h_3 \vec{C}$$

con $h_i = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$ e

$$\begin{cases} \vec{A} = 2\pi \frac{\vec{b} \times \vec{c}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} \\ \vec{B} = 2\pi \frac{\vec{c} \times \vec{a}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} \\ \vec{C} = 2\pi \frac{\vec{a} \times \vec{b}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} \end{cases}$$

Si vede immediatamente che, limitatamente ai reticoli (diretti) con celle parallelepipedo (ortorombico, tetragonale, cubico), il vettori di reticolo reciproco sono paralleli ai rispettivi vettori di reticolo diretto: $\mathbf{a} // \mathbf{A}$, etc.

Si ha direttamente la proprietà:

$$\begin{aligned} \vec{a} \cdot \vec{A} &= 2\pi \\ \vec{b} \cdot \vec{B} &= 2\pi \\ \vec{c} \cdot \vec{C} &= 2\pi \end{aligned}$$

Si dimostra che, se d è la distanza interpiano del set di piani paralleli corrispondenti agli indici di \vec{K} , e \hat{n} è il versore ortogonale a detti piani, si ha: $\vec{K} = \frac{2\pi}{d} \hat{n}$

ovvero più esplicitamente: $\vec{K}_{h_1, h_2, h_3} = \frac{2\pi}{d_{h_1, h_2, h_3}} \hat{n}$

Zone di Brillouin

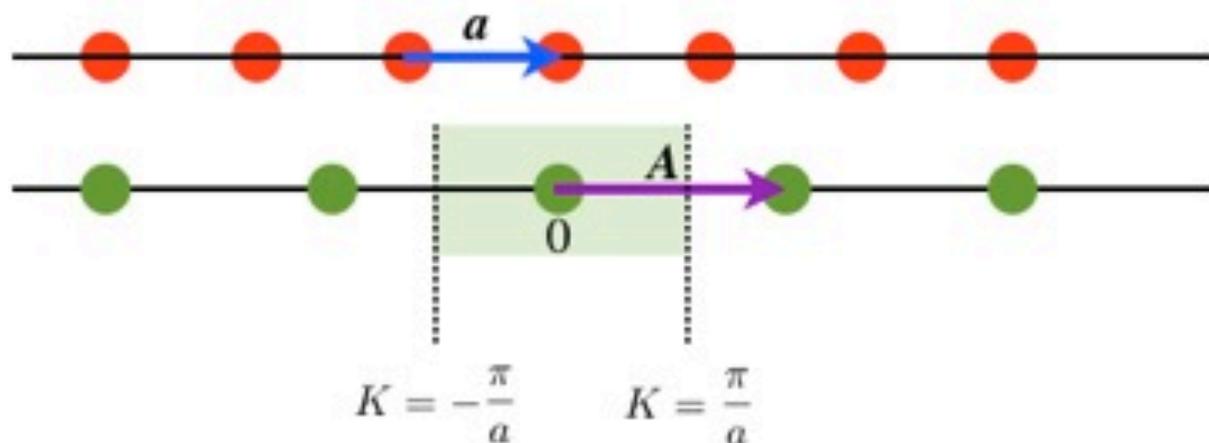
Definizione. Zona di Brillouin: cella primitiva di Wigner-Seitz nel reticolo reciproco

Definizione. Prima zona di Brillouin: volume più piccolo racchiuso dai piani bisettori perpendicolari dei vettori di reticolo reciproco tracciati dall'origine.

Esempio 1D:

reticolo cristallino

reticolo reciproco

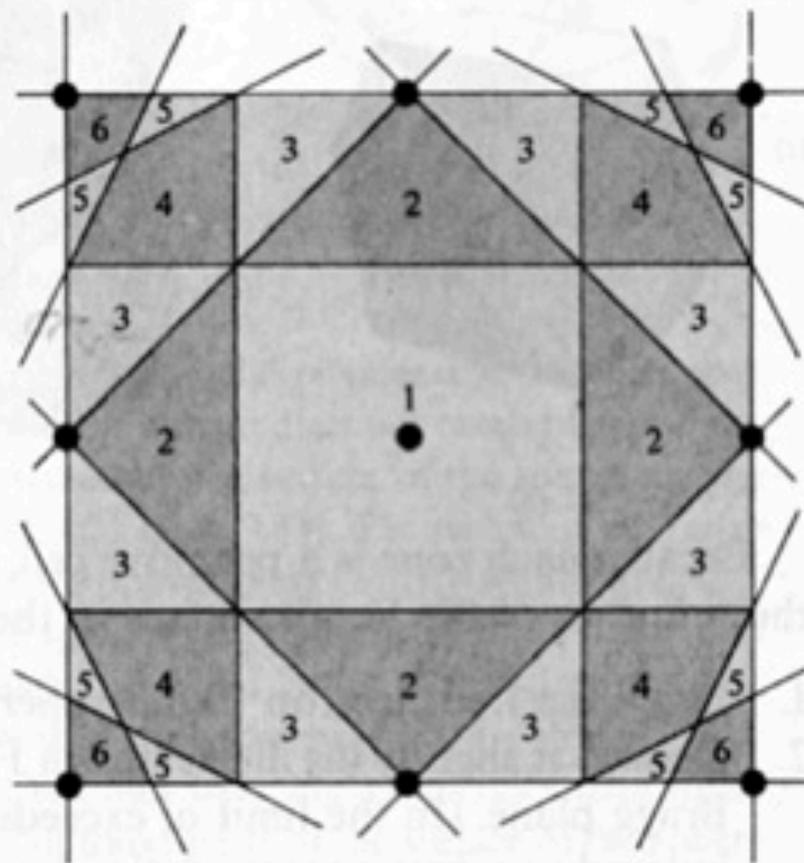


Prima zona di Brillouin.

Zone di Brillouin: reticolo quadrato 2D

Figure 9.7

Illustration of the definition of the Brillouin zones for a two-dimensional square Bravais lattice. The reciprocal lattice is also a square lattice of side b . The figure shows all Bragg planes (lines, in two dimensions) that lie within the square of side $2b$ centered on the origin. These Bragg planes divide that square into regions belonging to zones 1 to 6. (Only zones 1, 2, and 3 are entirely contained within the square, however.)



Zone di Brillouin del reticolo reciproco (3D)

Cubico semplice

Il reciproco del cubico semplice è di nuovo un cubico semplice.

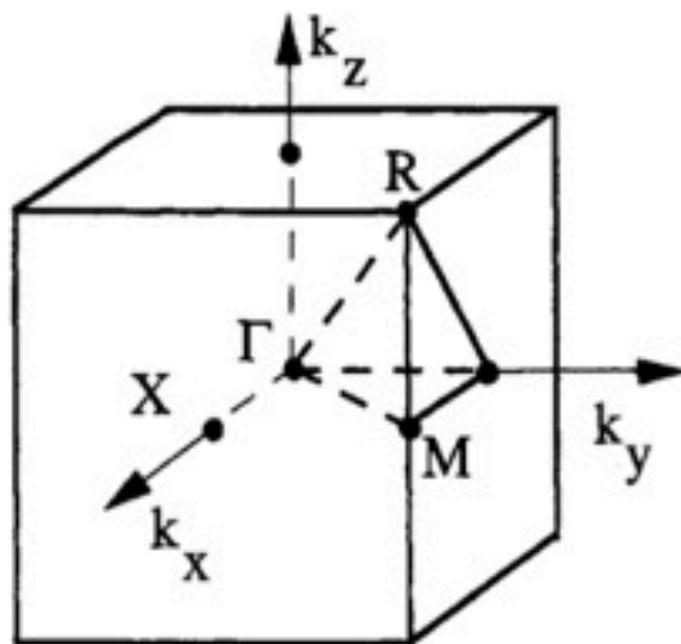


Figura da G. Grosso, G. Pastori Parravicini, "Solid State Physics", Elsevier, 2000.

Fig. 17 Brillouin zone for the simple cubic lattice. Some high symmetry points are indicated: $\Gamma = 0$; $X = (2\pi/a)(1/2, 0, 0)$; $M = (2\pi/a)(1/2, 1/2, 0)$; $R = (2\pi/a)(1/2, 1/2, 1/2)$.

Cubico a facce centrate

Il reciproco del cubico a facce centrate è un cubico a corpo centrato.
Cerchiamone la Zona di Brillouin

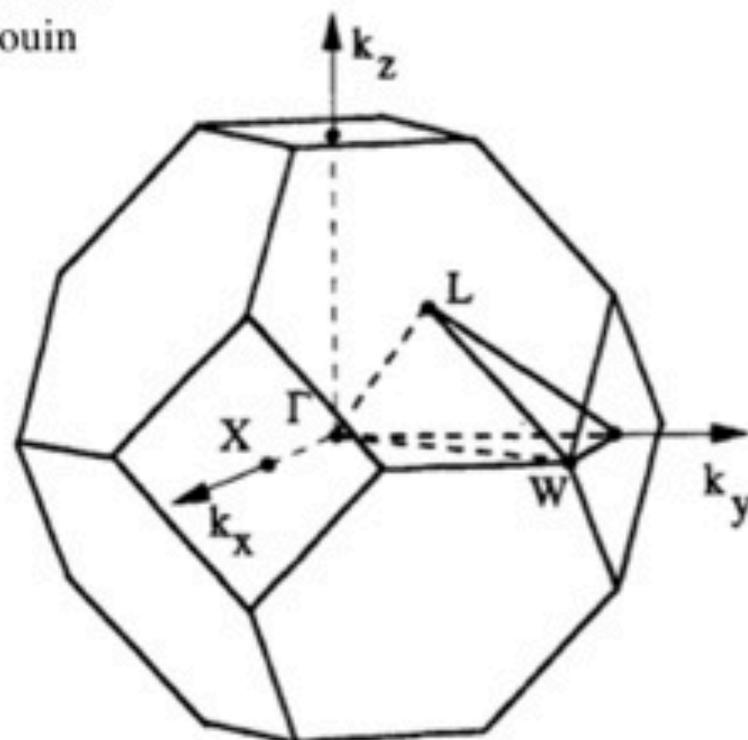


Figura da G. Grosso, G. Pastori Parravicini, "Solid State Physics", Elsevier, 2000.

Fig. 18 Brillouin zone for the face-centered cubic lattice (truncated octahedron). Some high symmetry points are: $\Gamma = 0$; $X = (2\pi/a)(1, 0, 0)$; $L = (2\pi/a)(1/2, 1/2, 1/2)$; $W = (2\pi/a)(1/2, 1, 0)$.

Cubico a corpo centrate

Il reciproco del cubico a corpo centrato è un cubico a facce centrate.
Cerchiamone la Zona di Brillouin

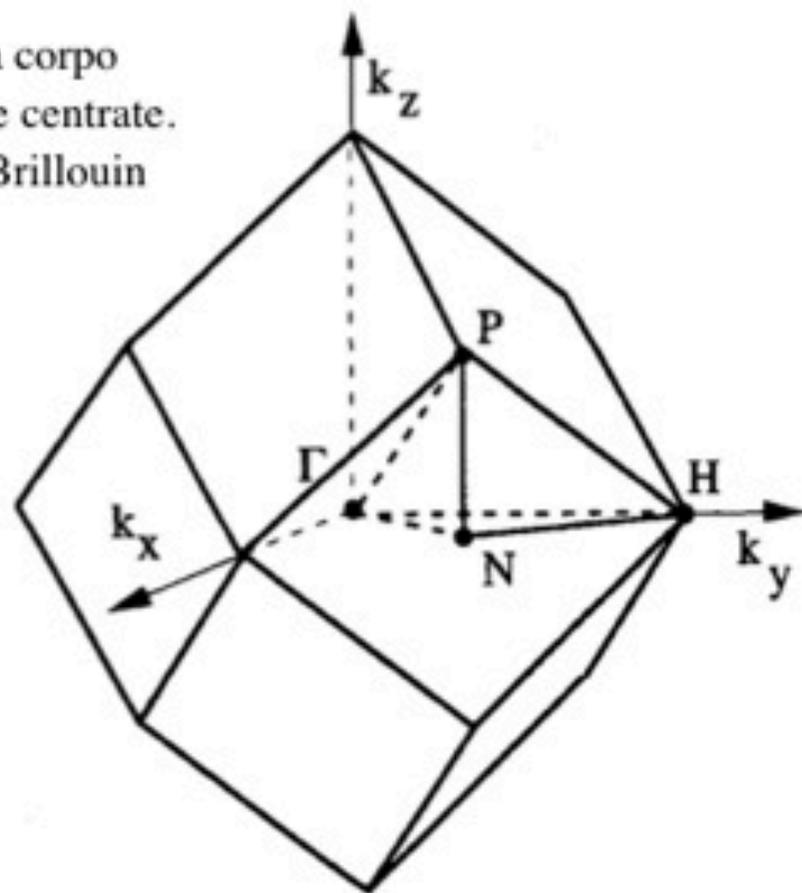


Figura da G. Grosso, G. Pastori Parravicini, "Solid State Physics", Elsevier, 2000.

Fig. 19 Brillouin zone for the body-centered cubic lattice (rhombic dodecahedron). Some high symmetry points are also indicated: $\Gamma = 0$; $N = (2\pi/a)(1/2, 1/2, 0)$; $P = (2\pi/a)(1/2, 1/2, 1/2)$; $H = (2\pi/a)(0, 1, 0)$.

Esagonale

Il reciproco del reticolo esagonale è di nuovo un reticolo esagonale.

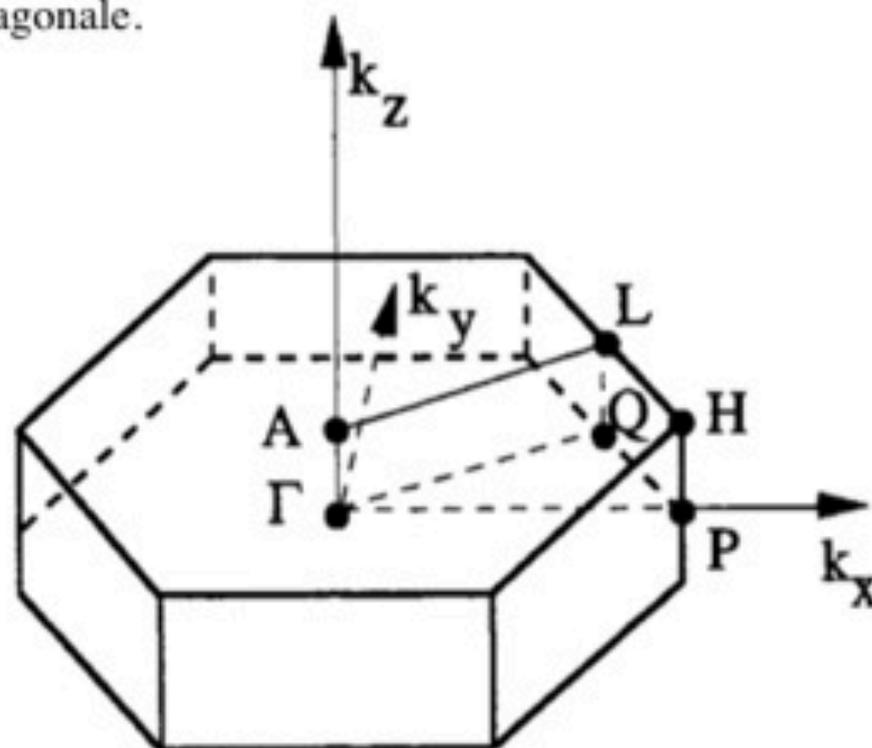


Figura da G. Grosso, G. Pastori Parravicini, "Solid State Physics", Elsevier, 2000.

Fig. 20 Brillouin zone for the hexagonal Bravais lattice. Some high symmetry points are also indicated: $\Gamma = 0$; $P = (2\pi/a)(2/3, 0, 0)$; $Q = (\pi/a)(1, 1/\sqrt{3}, 0)$; $A = (\pi/c)(0, 0, 1)$.

Diffrazione da reticolo

Distanze interatomiche: $\sim 1 \text{ \AA}$

- > per lo studio serve una radiazione di λ confrontabile o minore
- > raggi X.
(a causa della forte interazione con la materia, elettroni accelerati con λ simile vengono utilizzati solo per l'analisi delle superfici)

Supponiamo di investire un bersaglio (“target”) cristallino in cui il reticolo di ioni sia *rigido e perfettamente periodico* con un fascio di raggi X, il quale *non vari la sua λ* (diffusione elastica).

Inoltre, sia il bersaglio piccolo rispetto alla distanza fra esso e la sorgente e fra esso e il rivelatore.

- > approssimazione di onda piana per la radiazione incidente e diffusa.

Esclusivamente per determinate lunghezze d'onda del fascio incidente e per determinate direzioni di incidenza, vengono rivelati picchi molto intensi nel fascio diffuso dal bersaglio.

Formulazione di Bragg

Consideriamo la famiglia di piani di indici (hkl), la cui distanza reticolare è d_{hkl} (per brevità d).

Supponiamo che ogni piano dia luogo a riflessione speculare. La condizione di interferenza costruttiva si ha allora per:

$$2d \sin \theta = n\lambda$$

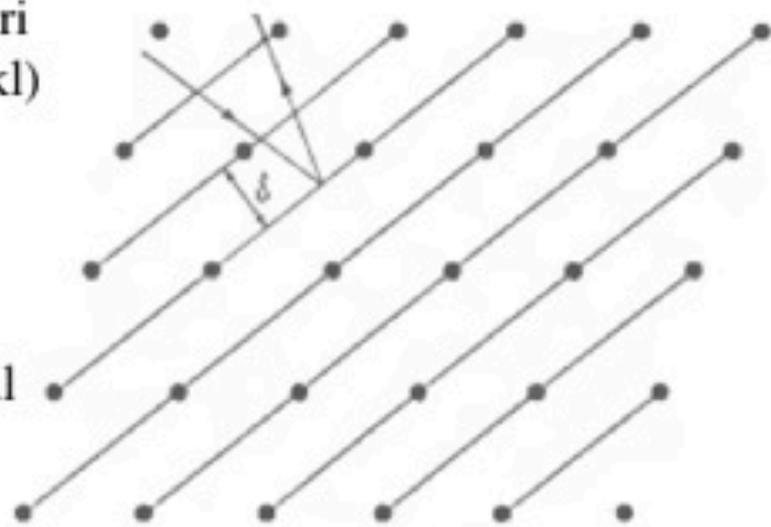
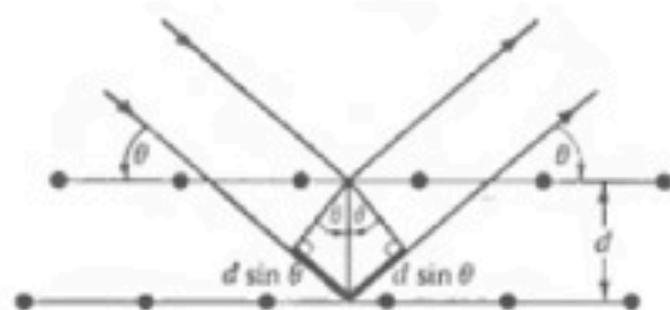
L'indice n è detto *ordine* della riflessione (hkl).

Ogni famiglia di piani origina più riflessioni (di ordini differenti).

Lo stesso cristallo, sezionato secondo piani reticolari differenti, dà luogo a differenti riflessioni (indici (hkl) diversi).

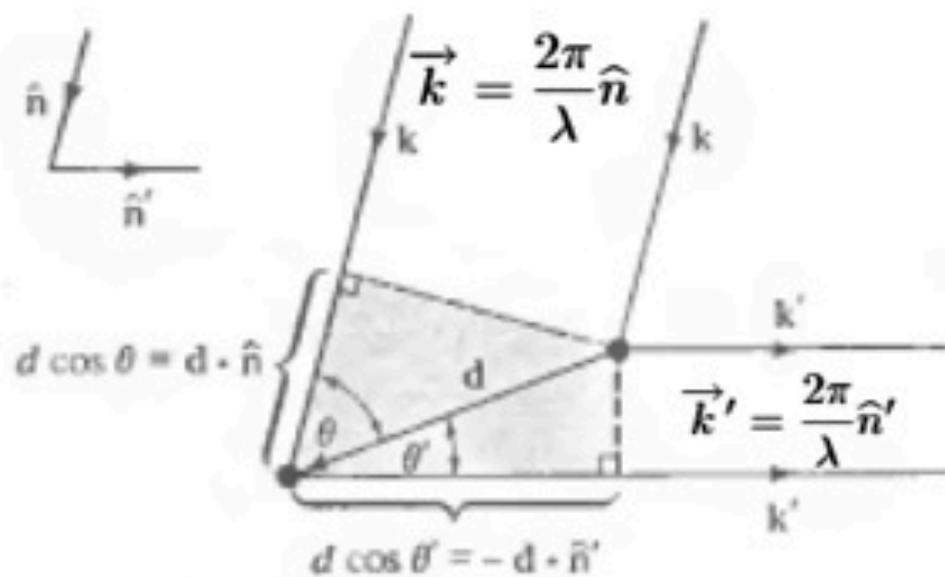
Nell'esempio: $2d' \sin \theta' = n\lambda'$

ovvero: il fascio incide nella medesima direzione, ma il fascio diffratto presenta massimi in direzioni diverse (angoli diversi) e/o a lunghezze d'onda diverse



Formulazione di Von Laue

Figure da Ashcroft, Mermin, Solid State Physics, Harcourt College Publishers, 1976



Consideriamo:

un fascio X di vettore d'onda \mathbf{k} incidente secondo la direzione \mathbf{n} ;

un numero grande di centri di diffusione (punti del reticolo) separati dai vettori di reticolo diretto \mathbf{R} ;

il fascio X diffuso con vettore d'onda \mathbf{k}' secondo la direzione \mathbf{n}' ; diffusione elastica: stessa λ .

Si avranno massimi intensi in condizione di interferenza costruttiva da parte di tutti gli N punti reticolari.

Per due centri di diffusione (atomi del reticolo) separati dal vettore di traslazione \mathbf{d} :

differenza di cammino ottico:

$$d \cos \theta + d \cos \theta' = \mathbf{d} \cdot (\hat{\mathbf{n}} - \hat{\mathbf{n}}').$$

condizione di interferenza:

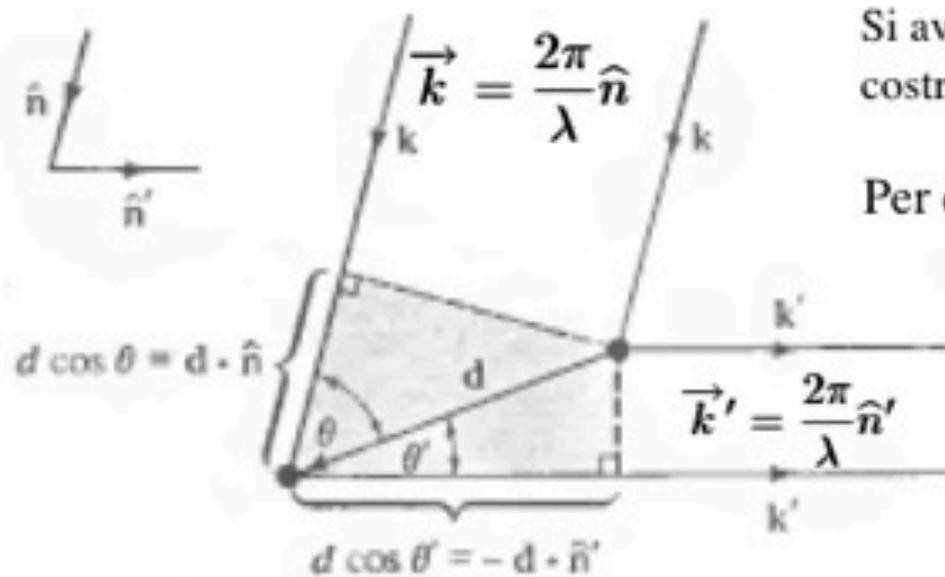
$$\mathbf{d} \cdot (\hat{\mathbf{n}} - \hat{\mathbf{n}}') = m\lambda,$$

ovvero (moltiplico per $2\pi/\lambda$):

$$\mathbf{d} \cdot (\mathbf{k} - \mathbf{k}') = 2\pi m,$$

Formulazione di Von Laue

Figure da Ashcroft, Mermin, Solid State Physics, Harcourt College Publishers, 1976



Si avranno massimi intensi in condizione di interferenza costruttiva da parte di tutti gli N punti reticolari.

Per due centri di diffusione $\vec{d} \cdot (\vec{k} - \vec{k}') = 2\pi m$,

Ognuno degli N centri è separato da ciascuno degli altri da un vettore \mathbf{R} . La condizione di interferenza costruttiva simultanea è allora:

$$\mathbf{R} \cdot (\mathbf{k} - \mathbf{k}') = 2\pi m,$$

per ogni vettore di traslazione \mathbf{R} , e m intero.

Ovvero: $e^{i(\mathbf{k}' - \mathbf{k}) \cdot \mathbf{R}} = 1$, e quindi $\mathbf{k}' - \mathbf{k} = \mathbf{K}$, vettore di reticolo reciproco.

Formulazione di Von Laue

Si avranno massimi intensi in condizione di interferenza costruttiva da parte di tutti gli N punti reticolari.

interferenza costruttiva per $\mathbf{k}' - \mathbf{k} = \mathbf{K}$,
vettore di reticolo reciproco.

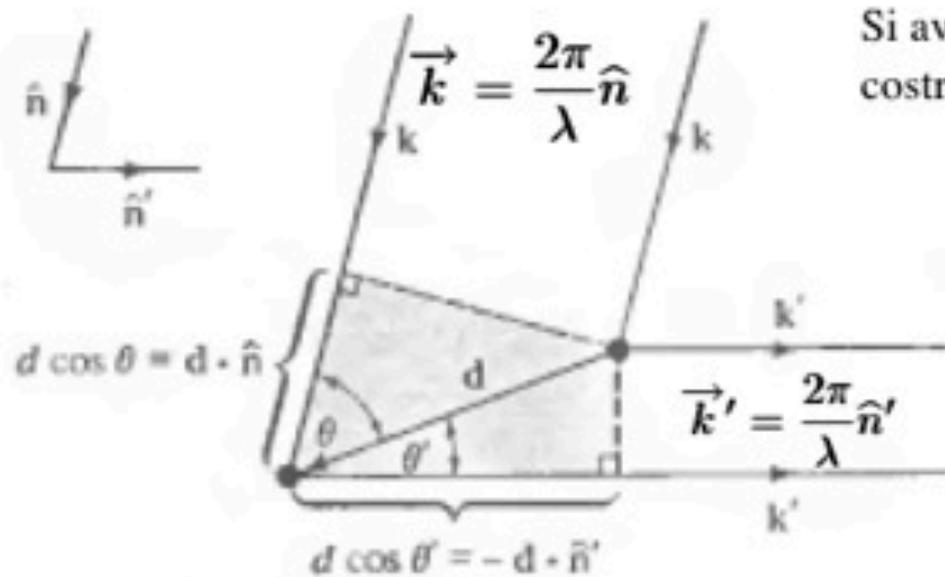
allora $\mathbf{k}' - \mathbf{K} = \mathbf{k}$,

e poiché $k = k'$ si ha (quadrando):

$$\mathbf{k} \cdot \hat{\mathbf{K}} = \frac{1}{2}K$$

ovvero: la componente di \mathbf{k} lungo il reticolo reciproco deve essere metà della lunghezza di un vettore di reticolo reciproco.

Figure da Ashcroft, Mermin, Solid State Physics, Harcourt College Publishers, 1976



Formulazione di Von Laue

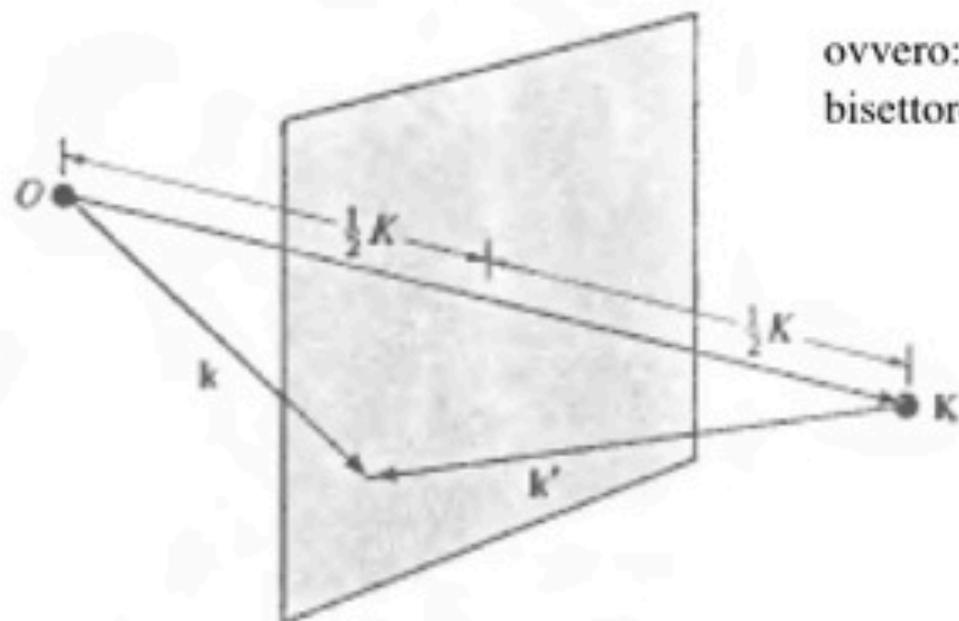
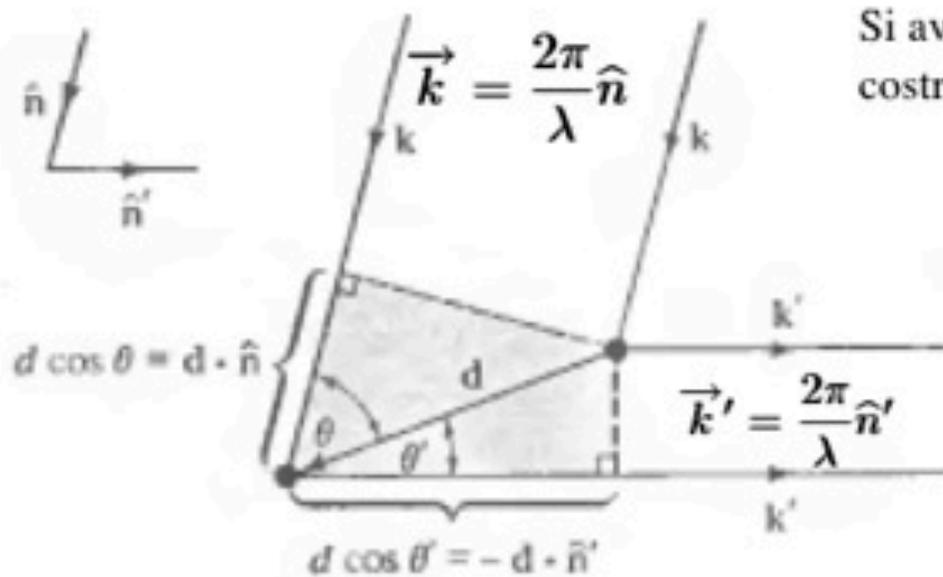
Si avranno massimi intensi in condizione di interferenza costruttiva da parte di tutti gli N punti reticolari.

$$\mathbf{k} \cdot \mathbf{K} = \frac{1}{2}K$$

ovvero: la componente di \mathbf{k} lungo il reticolo reciproco deve essere metà della lunghezza di un vettore di reticolo reciproco.

ovvero: \mathbf{k} applicato nell'origine deve terminare sul piano bisettore di \mathbf{K} , vettore di reticolo reciproco (*piani di Bragg*).

Figure da Ashcroft, Mermin, Solid State Physics, Harcourt College Publishers, 1976



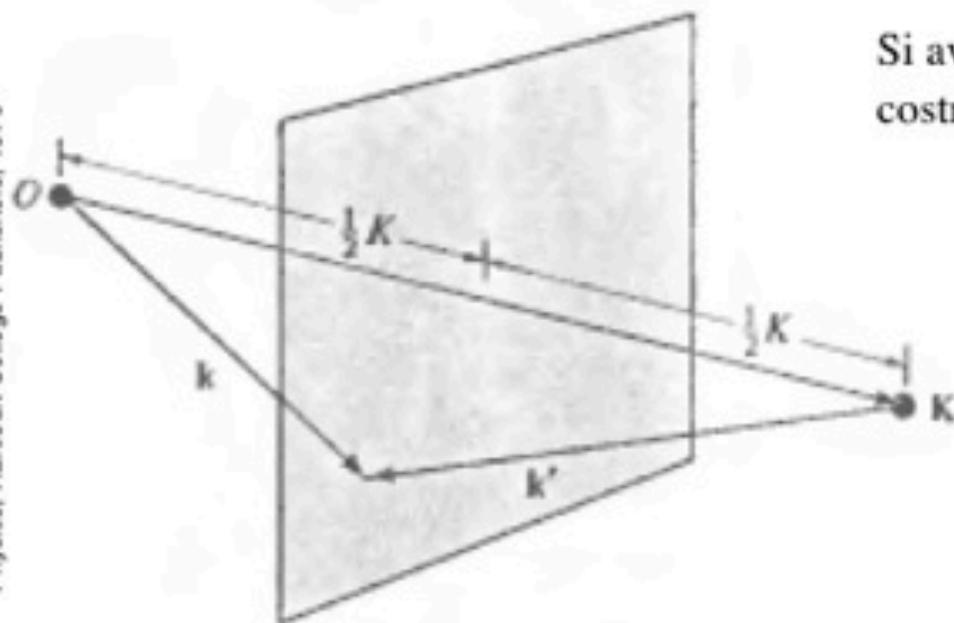
Formulazione di Von Laue

Si avranno massimi intensi in condizione di interferenza costruttiva da parte di tutti gli N punti reticolari.

$$\mathbf{k} \cdot \mathbf{K} = \frac{1}{2}K$$

ovvero: \mathbf{k} applicato nell'origine deve terminare sul piano bisettore di \mathbf{K} , vettore di reticolo reciproco (*piani di Bragg*).

Figure da Ashcroft, Mermin, Solid State Physics, Harcourt College Publishers, 1976



Poiché (vedi prima), se d è la distanza interpiano del set di piani paralleli corrispondenti agli indici di \vec{K} , e \hat{n} è il versore ortogonale a detti piani, si ha: $\vec{K} = \frac{2\pi}{d}\hat{n}$

ovvero più esplicitamente: $\vec{K}_{h_1, h_2, h_3} = \frac{2\pi}{d_{h_1, h_2, h_3}}\hat{n}$

si dimostra che la diffrazione di Laue corrisponde alla diffrazione di Bragg dai piani perpendicolari a \mathbf{K} . L'ordine n della riflessione di Bragg è dato dalla lunghezza di \mathbf{K} diviso la lunghezza del più corto vettore di reticolo reciproco parallelo a \mathbf{K} .

Solidi

Legami

- "elettroni di valenza" (shell non complete)
- Energia di interazione per atomo:
 - Attrattiva a lungo raggio (i solidi si formano)
 - Repulsiva a corto raggio (la materia non collassa)
- Distanza di equilibrio
- Energia di coesione o di legame

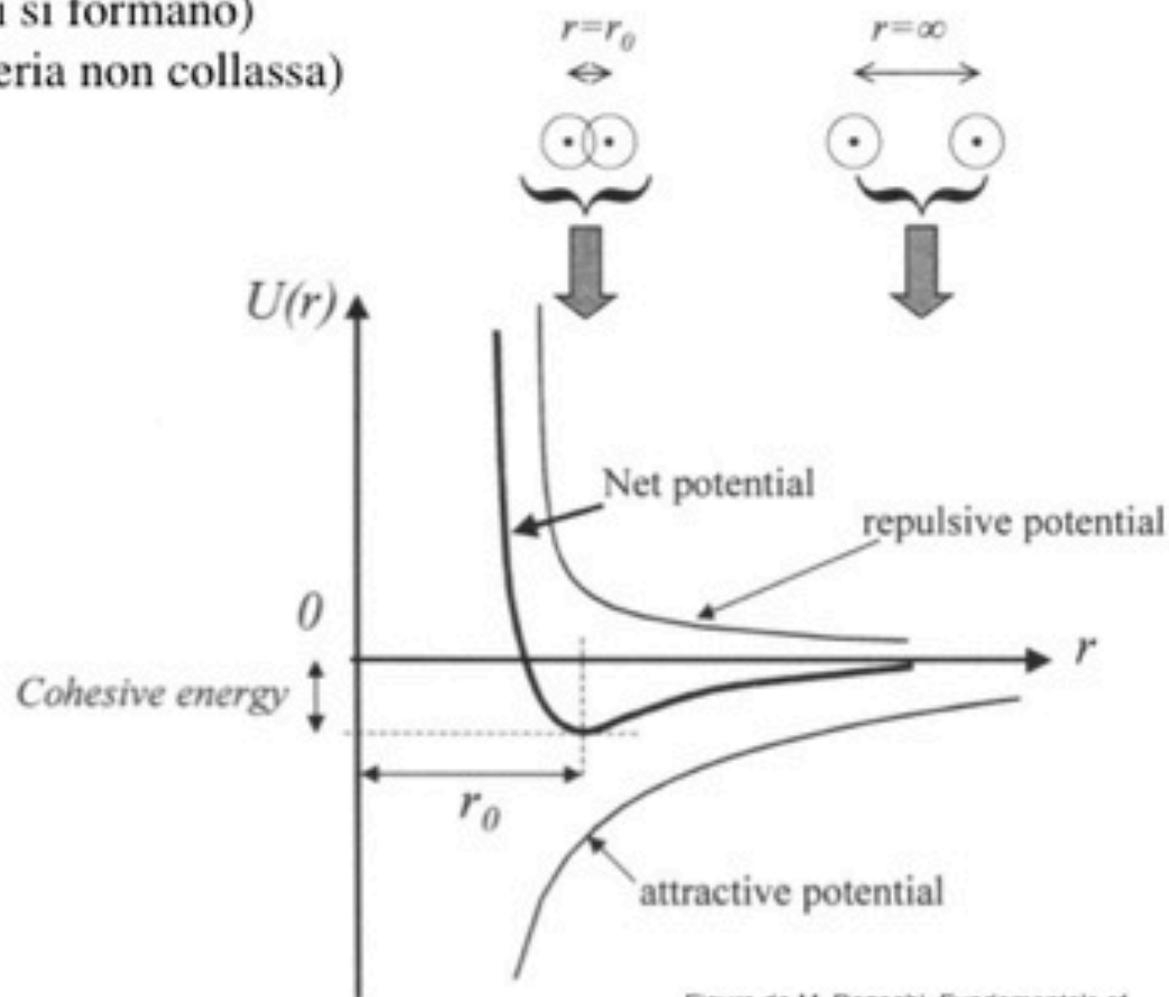


Figura da M. Razeghi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002

Legami ionici

- elettrostatici
- tipicamente fra elementi metallici e non-metallici ("sali")

Energia con cui l' i -esimo ione è attratto dal cristallo:

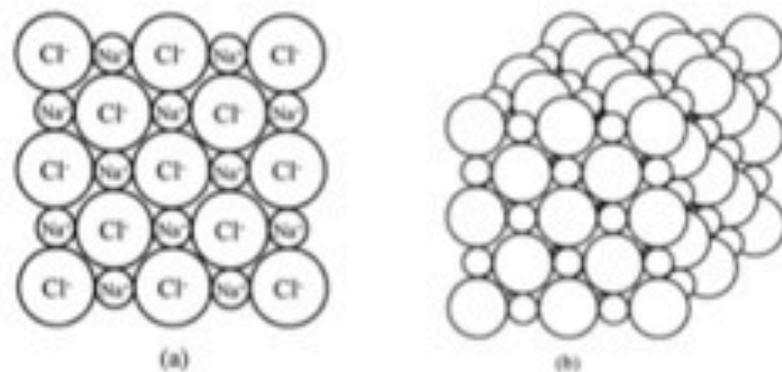
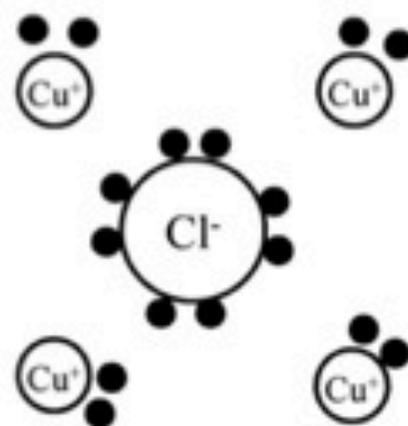
$$U_{Ai} = \sum_{i \neq j} \frac{\pm q^2}{4\pi\epsilon_0 r_{ij}}$$

Si dimostra (r_0 è la distanza di equilibrio):

$$U_{Ai} = -\alpha \frac{q^2}{4\pi\epsilon_0 r_0}$$

α : costante di Madelung, dipende dalla struttura cristallina.

$\alpha \sim 1.7$ in numerosi cristalli.



Legami covalenti

- tutti gli elettroni di valenza costituiscono il legame
- effetto dovuto alla fdo
- legami molto forti

massimi della densità elettronica

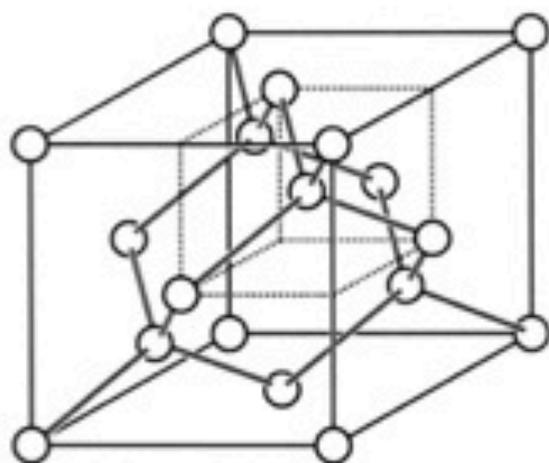
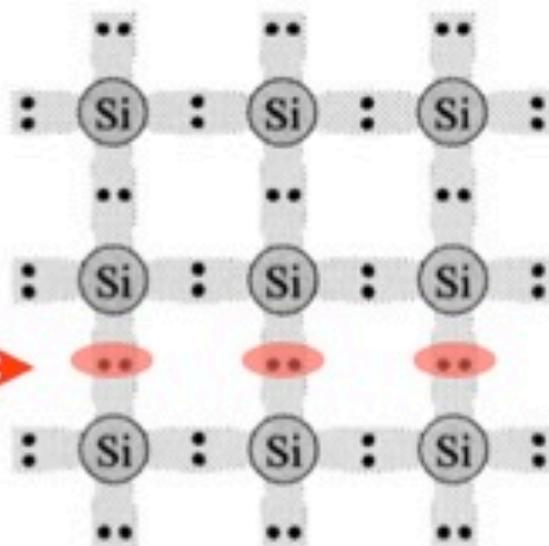
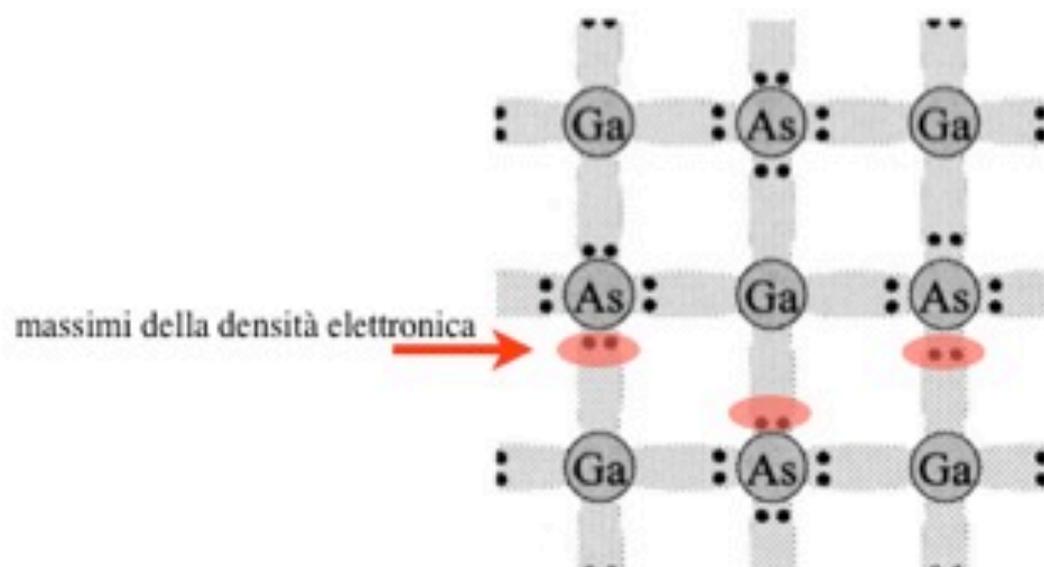


Fig. 2.11. The diamond crystal with covalent bonds. The diamond crystal is most often represented using a cubic unit cell, as shown here. Each atom in the structure is covalently bonded to four neighboring atoms.

Legami misti



- legami covalenti fra atomi differenti
- elettroni di valenza condivisi in maniera asimmetrica
- parziale contributo ionico (legame polare)

Legami metallici

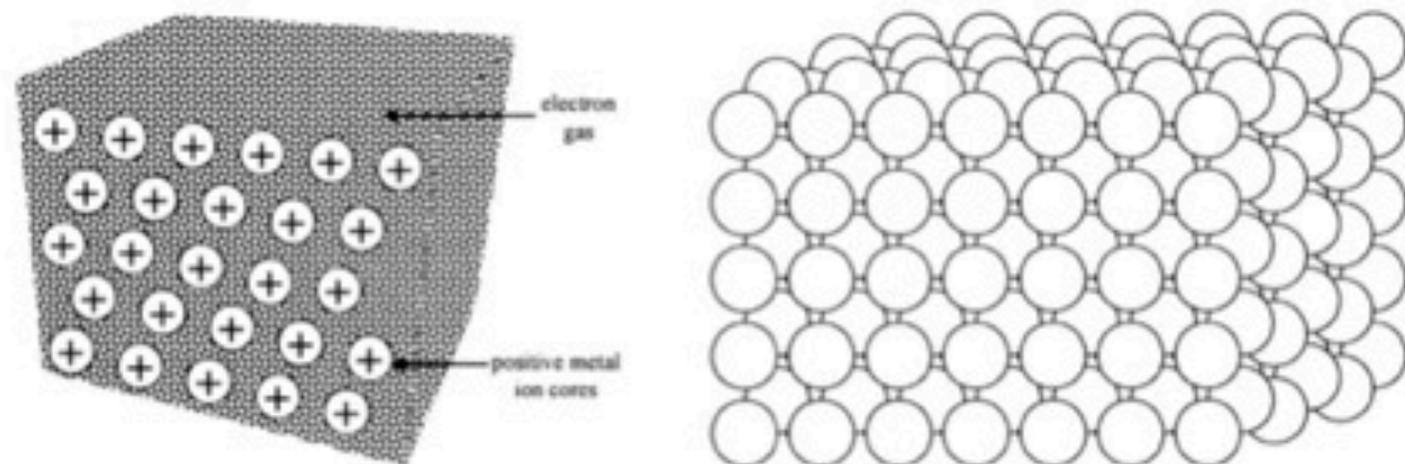


Figure da M. Razeghi, Fundamentals of Solid State Engineering, Kluwer, 2002

- atomi con pochi elettroni di valenza
- elettroni di valenza rimossi dagli atomi e condivisi dall'intero solido ("delocalizzati")
- "gas di elettroni"
- legame debole fra l'insieme degli ioni e la nuvola elettronica
- legame isotropo: non è direzionale → close-packing

Legami dipolari

– legame idrogeno: dipolo permanente nelle sostanze che lo esibiscono (acqua!)

– efficaci anche in gas inerti, in cui l'effetto è dovuto al dipolo istantaneo (è un legame molto debole: i gas inerti solidificano a temperature molto basse).

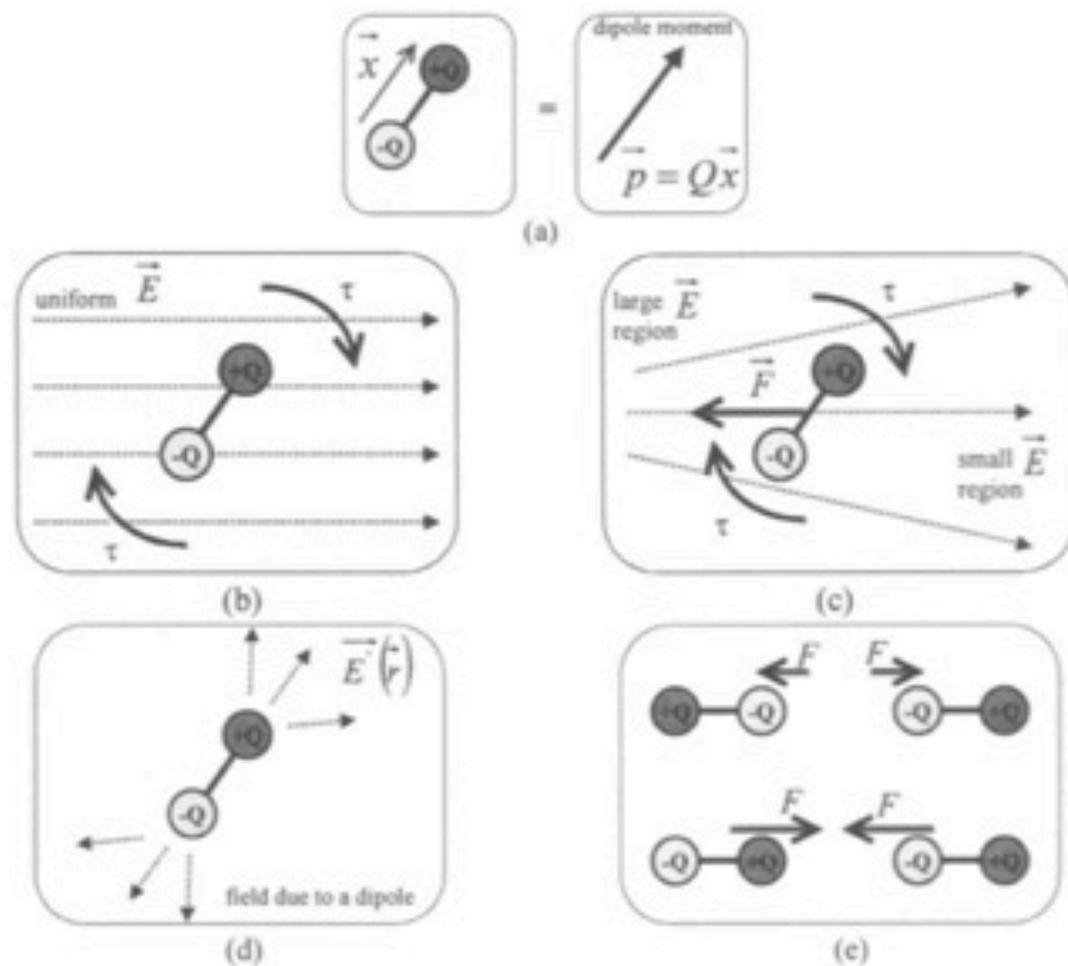


Fig. 2.14. Electric dipole moment and its properties. (a) A dipole is formed when two electrical charges with opposite signs and equal magnitude are separated by a distance. This creates a dipole moment. (b), (c) A dipole can rotate and be translated in the presence of an electric field. (d) A dipole creates an electric field of its own, as a result of its two constituting electrical charges. (e) Dipoles can interact with each other because one will feel the electric field produced by the other.

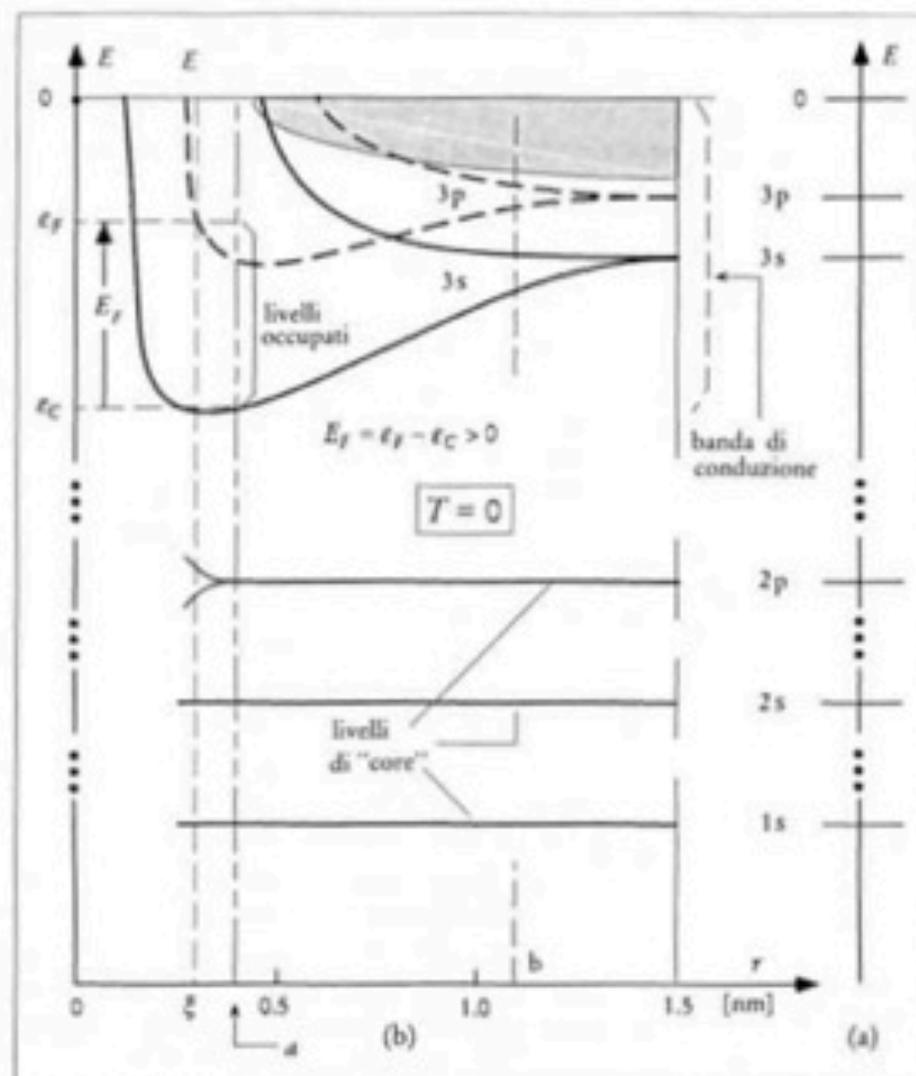
Bande (introduzione)

Formazione di bande (qualitativo)

metallo: bande
sovrapposte

Na

atomo isolato



Formazione di bande (qualitativo)

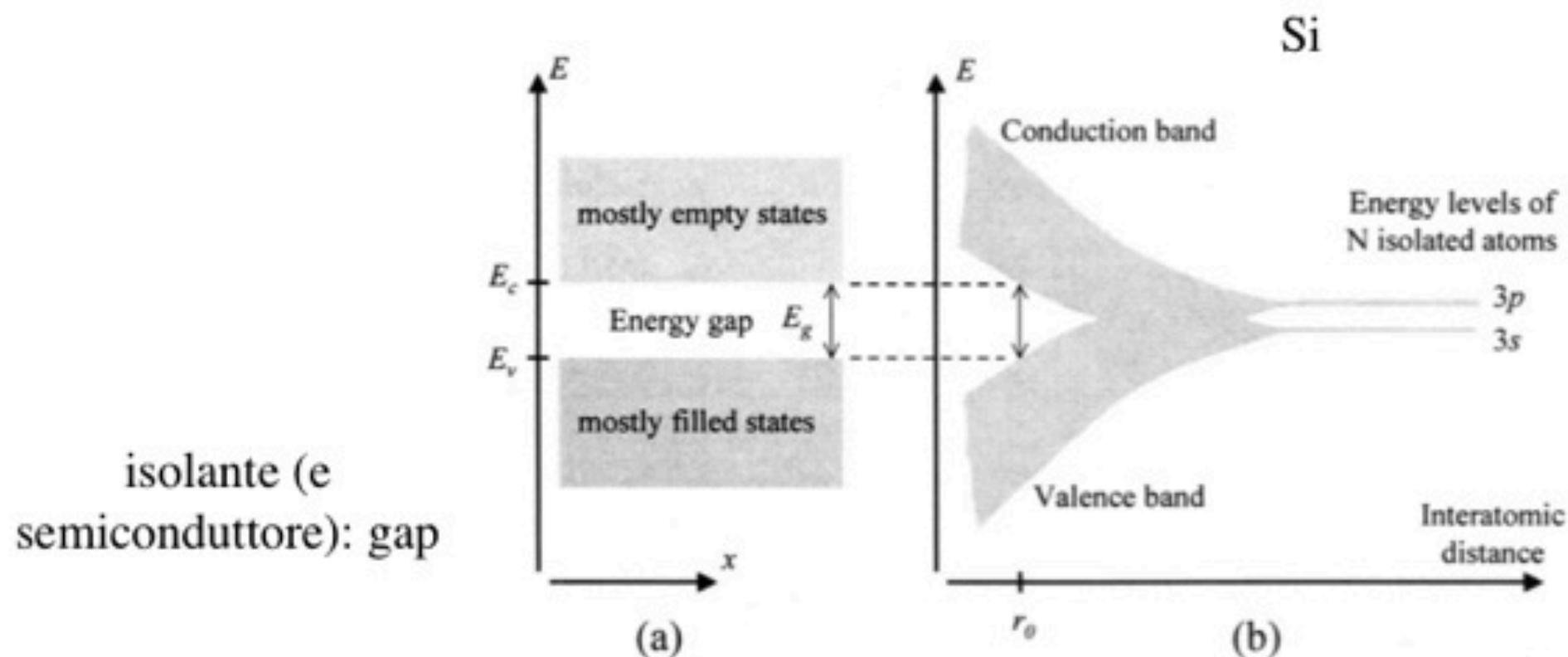


Fig. 2.16. Illustration of the formation of energy bands in a Si crystal. A system of N isolated Si atoms has discrete allowed energy levels, all located at the energies of the 3s and 3p orbitals of an isolated Si atom. When the atoms come into close proximity, the energy levels are modified as shown in the figure, as a result of the interaction between the atoms. The allowed energy levels start to form energy bands.