

Chapitre II Les défauts et dislocations

II-1- Les défauts :

Ce sont des déviations par rapport à la structure idéalisée qui peuvent être des perturbations dans l'arrangement périodique et régulier des atomes, ils sont classés du point de vue géométrique.

II-1-1- les défauts ponctuels (Dimension 0) :

Ce type de défauts se réduisent par des perturbations du réseau cristallin à l'échelle atomique (limité à un nœud du réseau çàd sur les dimensions), parmi les propriétés influencées par les défauts ponctuels, on trouve : les propriétés de transport (diffusion de matière, de chaleurs, ainsi que la conductivité électrique, on distingue 3 types de défauts ponctuels.

I-1-1-a) Les défauts de Schottky (DS) : Correspond l'absence d'un atome de son site normal, nous verrons un défaut de Schottky dans un cristal parfait en transférant un atome d'un site cristallin à l'intérieur du cristal à un site sur la surface.

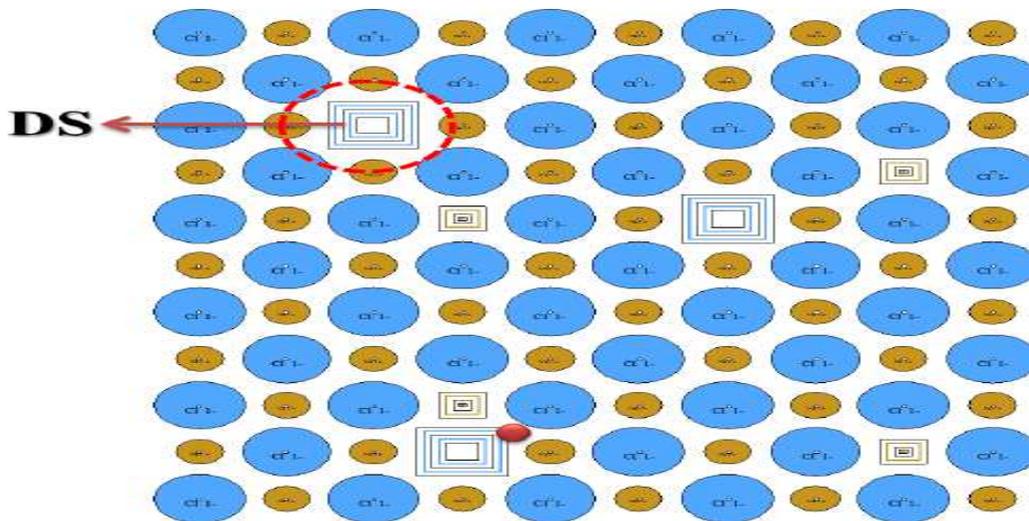


FIG (II-1) : Défaut de Schottky

La probabilité pour qu'un site cristallin soit vacant à l'équilibre thermique est donnée en fonction

du facteur de Boltzmann : $P = \exp\left(-E_v/K_B T\right)$

E_v : L'énergie nécessaire pour porter un atome d'un site à l'intérieur du réseau à un site de la surface du cristal.

-Si un cristal contient N atomes, la concentration en lacunes n à l'équilibre est donnée par :

$$\frac{n}{N-n} = \exp\left(-E_v/K_B T\right)$$
$$n \ll N \Rightarrow n/N \approx \exp\left(-E_v/K_B T\right)$$

La concentration d'équilibre en lacune n ↑ si T↑.

Cas cristaux ioniques

Dans les cristaux ioniques, il est générale énergétiquement favorable de former des nombres à peu près égaux de lacunes d'ions positifs et lacunes d'ions négatifs ⇒ formation de paire de lacunes :

$$n \approx N \exp\left(-E_p/2K_B T\right)$$

E_p : L'énergie de formation de paire.

II-1-1-b) Les défauts anti-Schottky (DAS) :

Ce type de défauts se résulte à la présence d'un atome excédentaire qui vient occuper une position interstitielle.

II-1-1-c) Les défauts de Fränkel (DF) :

Dans ce type de défaut l'atome se transfère d'un site du réseau cristallin à une position Interstitielle non occupée par un autre atome.

$$n = (NN')^{1/2} \exp\left(-E_I/2K_B T\right)$$

N: Le nombre de site du réseau.

N' : Le nombre de site interstitiel.

E_I : L'énergie nécessaire pour faire passer un atome d'un site normal à une autre position interstitielle.

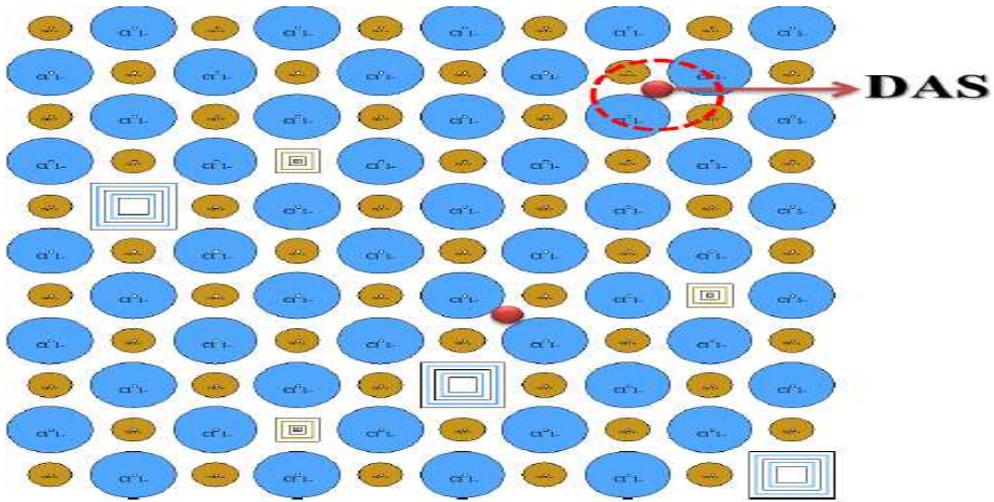


FIG (II-2) : Défaut de type anti-Schottky

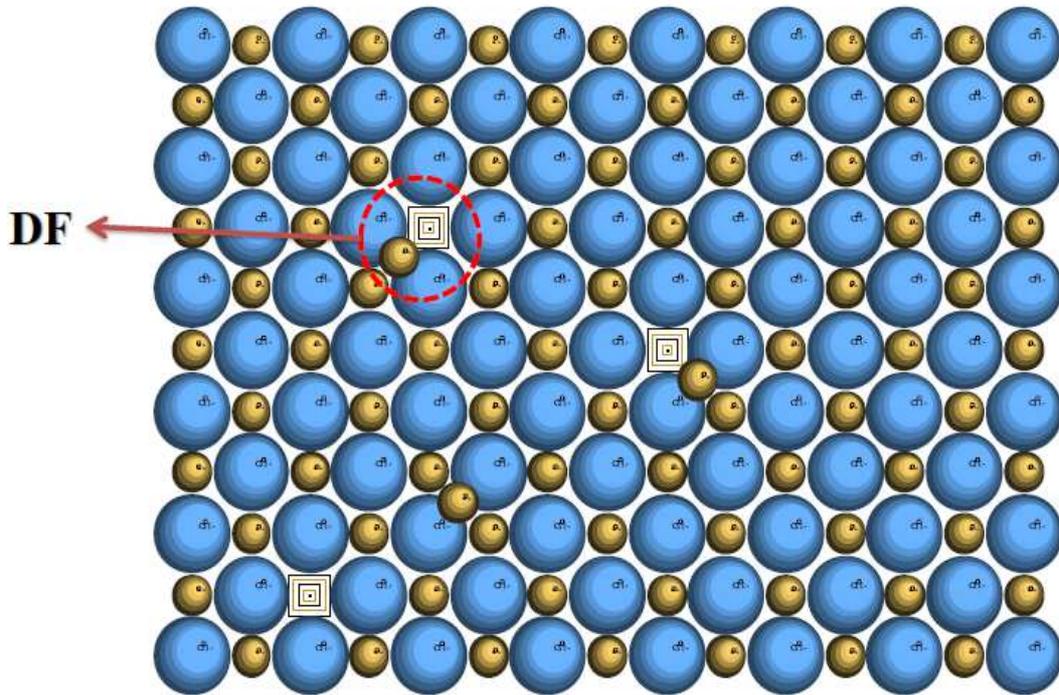


FIG (II-3) : Défaut de Fränkel

II-1-2) la diffusion :

La diffusion en présence des lacunes se fait en présence d'un gradient de concentration en lacune :

$$J_N = -D \text{grad} N$$

J_N : Le nombre d'atomes qui traversent une unité d'aire pendant l'unité de temps.

D : la constante de diffusion.

La constante de diffusion varie avec la température suivant la loi :

$$D = D_0 \exp\left(-E/K_B T\right)$$

E : L'énergie d'activation du processus de diffusion.

La probabilité pour qu'un atome ai en second assez d'énergie thermique pour franchir la barrière

$$p = v \exp\left(-E/K_B T\right)$$

v : La fréquence du saut

On considère deux plans parallèles d'atomes d'impuretés en site interstitiel, ces plans son séparés par un paramètre cristallin a . Il a S atome d'impureté dans le plan est $(S + a dS/dx)$ dans l'autre plan.

Le nombre total d'atome passant d'un plan à l'autre en une second est égal à : $-p a dS/dx = J_N$

*Si N le nombre total d'atomes, alors on a $S=Na$ par unité de surface d'un plan.

Le flux de diffusion peut s'écrire comme suit:

$$J_N = -p a \left(\frac{d(Na)}{dx}\right) = -D \text{grad} N$$

$$\Rightarrow J_N = -p a^2 \frac{dN}{dx} = -D \text{grad} N$$

$$\Rightarrow D = \frac{p a^2}{\text{grad} N} \cdot \frac{dN}{dx} \quad \Rightarrow D = P a^2 \quad \text{en remplaçant } D \text{ par l'expression}$$

$$D = D_0 \exp\left(-E/K_B T\right) = P a^2 \quad \text{en remplaçant } p \text{ par l'expression}$$

$$p = v \exp\left(-E/K_B T\right)$$

$$D = D_0 \exp\left(-E/K_B T\right) = a^2 v \exp\left(-E/K_B T\right)$$

$$\Rightarrow D = D_0 \exp\left(-E/K_B T\right) a^2 \Rightarrow D_0 = v a^2$$

Donc on peut calculer la mobilité ionique μ et la conductivité σ à partir de la relation d'Einstein.

$$\frac{K_B T}{q} = \frac{D}{\mu} \Rightarrow D = \frac{K_B T}{q} \mu$$

$$\Rightarrow D = \frac{K_B T}{q} \mu = a^2 v \exp\left(-E/K_B T\right)$$

$$\Rightarrow \mu = \frac{q a^2 v}{K_B T} \exp\left(-E/K_B T\right)$$

N : La concentration en ions d'impureté de charge q à la température ambiante.

À température ambiante, la proportion de lacunes dans le domaine de température dans lequel la concentration est déterminée par un processus thermique est donnée par :

$$F \cong \exp\left(-E_f/2K_B T\right)$$

E_f : L'énergie de formation d'une paire de lacunes d'après la théorie des défauts de Schottky ou de Frankel.

II-2- Les dislocations (Les défauts linéaires) :

Ce sont des défauts de dimension 1 c'est-à-dire la largeur des défauts est très petite devant les dimensions du cristal. Les dislocations sont des perturbations de la structure du cristal, sont obtenues par le glissement des vecteurs \vec{b} d'une partie du cristal le long d'un plan. La ligne de dislocation correspond à la ligne du plan de glissement séparant la partie du cristal qui a glissé à celle qui est restée immobile, le vecteur de glissement est appelé vecteur de Burgers de la dislocation.

II-2-1) Principe de la dislocation :

Suivant l'orientation du déplacement par rapport à la ligne de dislocation, on crée une dislocation coin, vis ou mixte.

II-2-1-a) Dislocation coin : Elle correspond à la présence d'un glissement perpendiculaire à la ligne de dislocation.

On peut générer une dislocation coin, en insérant un demi-plan d'atomes supplémentaires dans le réseau ou en retirant un axe. La ligne de dislocation est le bord du demi-plan supplémentaire.

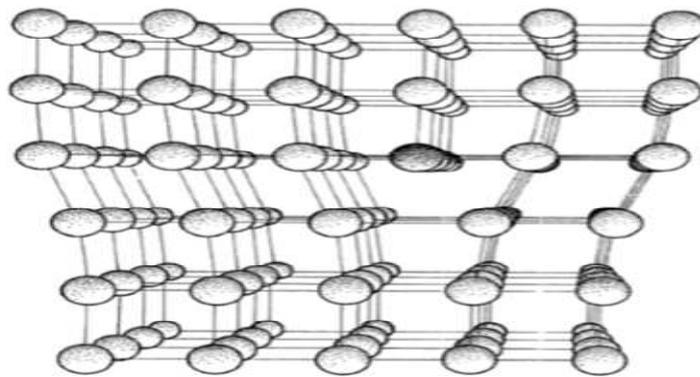


Fig (II-5) : représentation des atomes-Dislocation de type coin

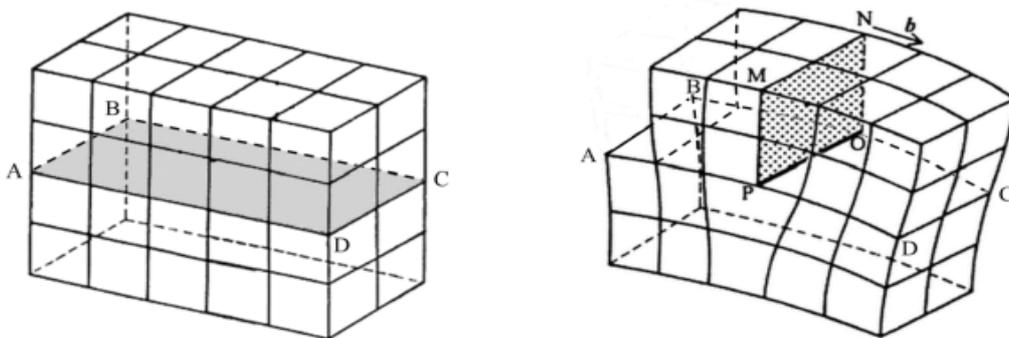


Fig (II-6) : Formation d'une dislocation coin (OP)

II-2-1-b) Dislocation vis : Elle se forme à la surface du cristal, le vecteur de Bergers \vec{b} est parallèle à la ligne de dislocation.

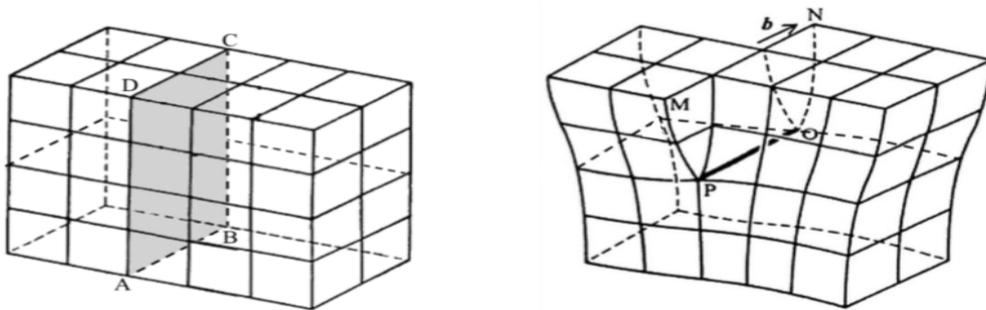


Fig (II-7) : Formation d'une dislocation vis.

II-2-1-c) Dislocation mixte : cette dislocation n'est pas rectiligne, l'enchainement de deux dislocations différentes donne naissance à une dislocation mixte.

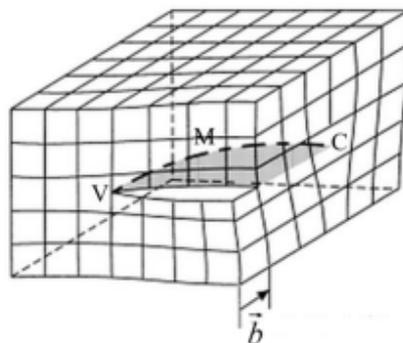


Fig (II-8) : Formation d'une dislocation mixte.

II-2-2) Champs et contraintes de dislocations :

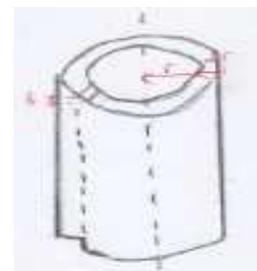
On considère un cylindre creux entourant d'une dislocation vis axiale, le cylindre de périmètre $2\pi r$ à été cisailé d'une quantité $b \Rightarrow$ la composante de cisaillement $e = Gb/2\pi r$.

La contrainte de cisaillement correspondante dans un milieu continue élastique est : (G : le module de cisaillement)

$$\sigma = Ge = Gb/2\pi r$$

L'énergie totale du cylindre creux $E_s = \frac{Gb^2}{4\pi} Ln \frac{R}{r_0}$

R et r_0 : les limites supérieurs et inférieurs de la variable r.



σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$: Les contraintes dans la direction radiale et tangentielle

$\sigma_{r\theta}$: La contrainte de cisaillement. Dans un milieu élastique et isotrope, σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$: sont proportionnelles à $\sin\theta / r$: nous avons besoin d'une fonction qui décroît en $1/r$ et qui change de signe quand y est remplacé par $-y$.

La contrainte de cisaillement $\sigma_{r\theta}$ est proportionnelles à $\cos\theta / r$; elle est impaire de x , les constantes de proportionnalités dans l'expression de la contrainte sont proportionnelle aux module de cisaillement G aux vecteur de Burger \vec{b} du déplacement, le résultat final est :

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \frac{G \cdot b}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{\sin\theta}{r}$$

$$\sigma_{\theta r} = \frac{G b}{2\pi(1-\nu)} \frac{\cos\theta}{r}$$

ν : Le coefficient de poisson.

L'énergie de déformation par unité de longueur d'une dislocation coin :

$$E_e = \frac{G b^2}{4\pi(1-\nu)} L n \frac{R}{r_\theta}$$

La contrainte de cisaillement est calculée à partir de la composantes des contraintes σ_{xy} , et évaluées sur le plan à la distance y des plans de glissement, nous trouverons :

$$\sigma_{xy} = \frac{G \cdot b}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{\sin 4\theta}{4y}$$

La force exercée par une contrainte de cisaillement uniforme σ est $F=b \sigma$ par unité de longueur de dislocation. La force exercée par une dislocation coin placée à l'origine sur une autre de coordonnées (y,θ) est :

$$F = b\sigma_{xy} = \frac{G \cdot b^2}{2\pi(1-\nu)} \cdot \frac{\sin 4\theta}{4y}$$

Par unité de longueur F est la composante de la force dans la direction de glissement.

II-3) Les défauts plans : sont des perturbations au voisinage des atomes de surface qui ont perdu un certain de leurs voisins, ce type de défauts comprenant les joints de grains et les joints de macles.

II-3-1) Les joints de grains : Un grand nombre de matériaux ont une structure polycristallin çàd : une structure formée de cristaux de petites tailles (grains), les régions où les grains se touchent sont appelées les joints de grains ; ce sont les zones de grand désordre (ayant une épaisseur de l'ordre de quelques distances interatomiques).

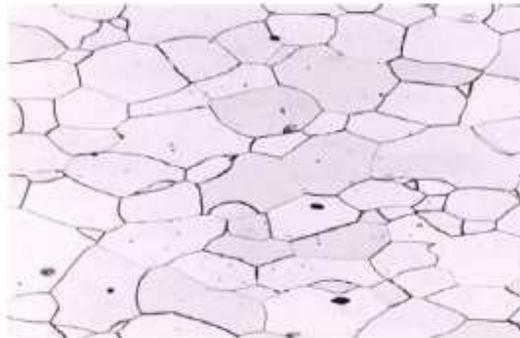


Fig (II-9) : Représentation les joints de grain

Il existe deux types de joints de grains simple.

II-3-1-a) Joint de flexion : qui contient l'axe de rotation.

II-3-1-b) Joint de torsion : ils sont perpendiculaires à l'axe de rotation des grains.

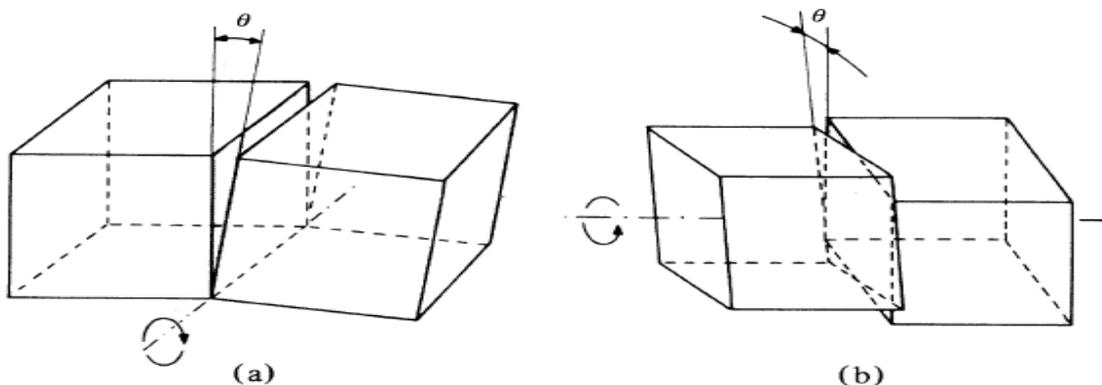
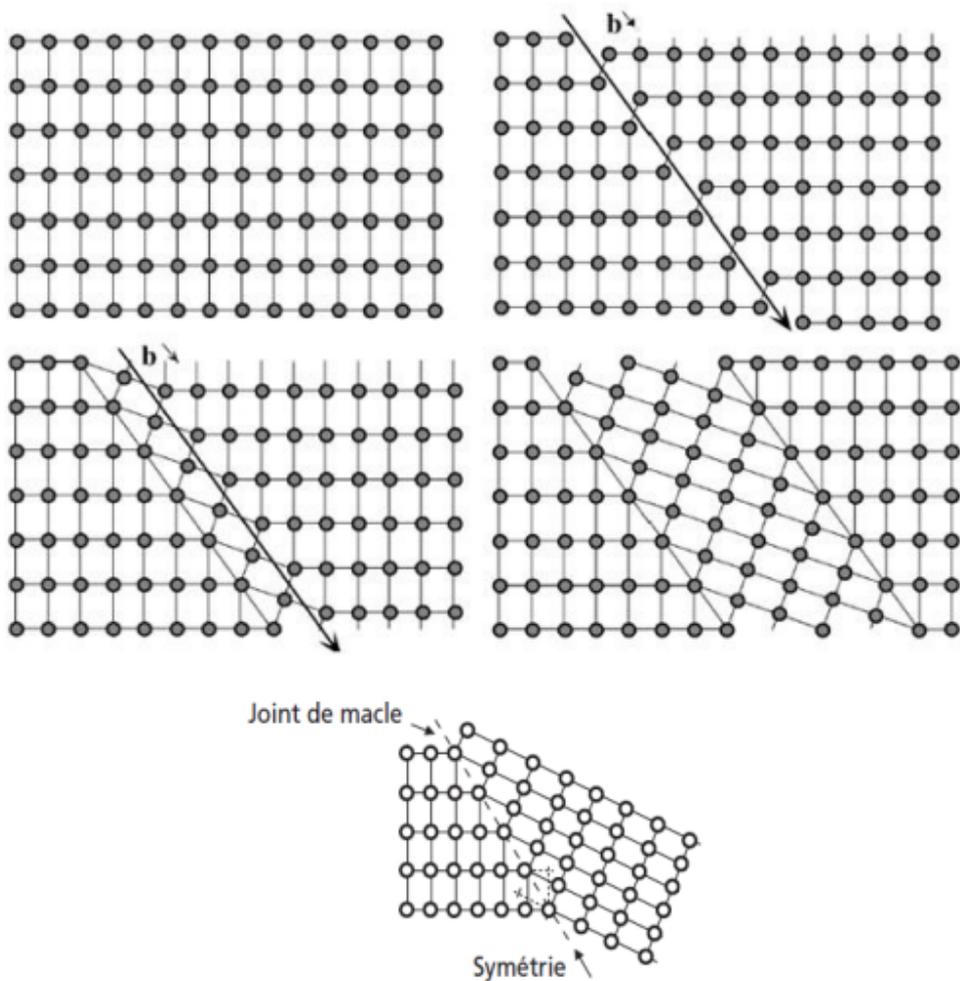


Fig (II-10) : Types de joints: (a) joint de flexion; (b) joint de torsion

II-3-2) Les joints de macles :

Un joint de macle est un plan (dans lequel les nœuds restent correctement ordonnés selon le système cristallin du métal) de part et d'autre duquel les réseaux des deux cristaux sont symétriques (et non plus alignés comme ce serait le cas dans un cristal unique). Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des métaux CFC. Le maclage se rencontre souvent dans les cristaux hexagonaux, car ceux-ci possèdent moins de possibilités de glissement que les cristaux cubiques.



Chapitre III

La plupart des métaux ont une structure cristalline cubique (CC e CFC) ou hexagonal hc

Structure cubique CC :

Dans la maille du réseau cubique, les atomes sont disposés aux 8 sommets et au centre du cube, chaque atome occupe un somme.

Structure cubique à faces centrées : le réseau cubique à face centrées est un empilement périodique des cubes identiques ou les atomes occupent tous les sommets et tous les centres du cube. Un métal pur : C'est un métal exempt de toute impureté.

Solidification des métaux :

Formation des grains et des grains de joint :

Lorsqu'un matériau se solidifie, de nombreux cristaux se forment, le moment ou le cristal commence à croitre es appelé nucléation.

À la température de solidification les atomes du liquide commencent à se lier entre eux aux points de nucléon et à former des cristaux.

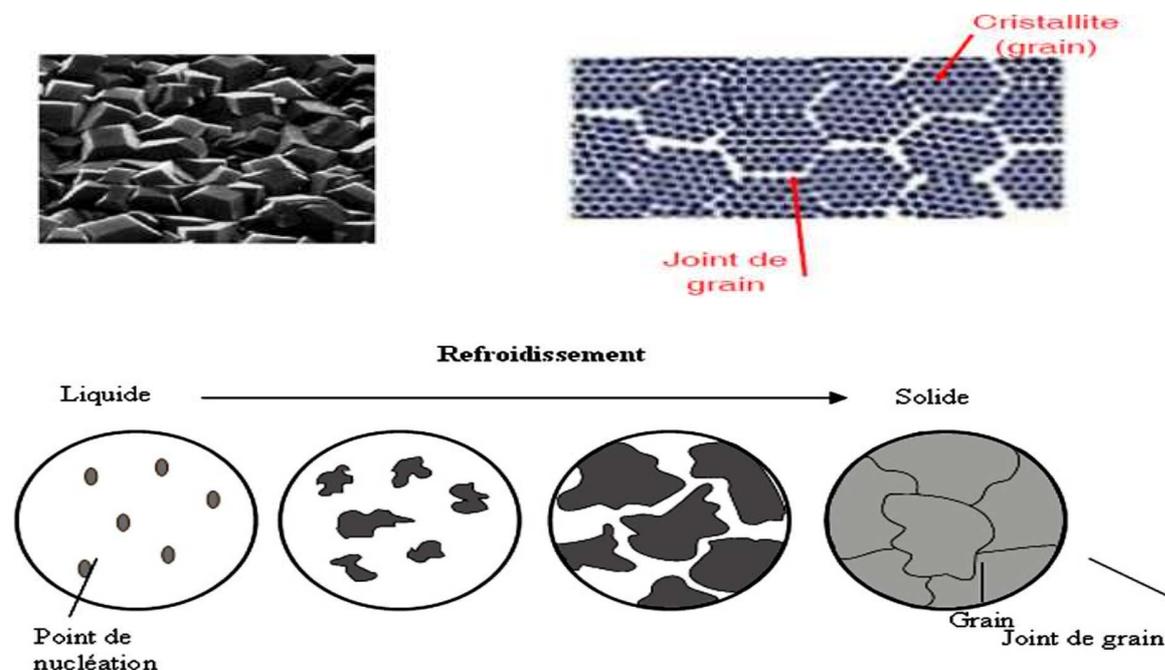


Figure 1 : Solidification d'un métal par nucléation hétérogène

La solidification est initiée par la présence d'impuretés, lorsque la température diminue, les atomes vont se déposer sur les impuretés et le cristal va commencer à se former. Ce processus est appelée nucléation hétérogène.

La taille finale individuelle des cristaux dépendent du nombre de point de nucléon. La taille des cristaux augmente par l'addition progressive d'atomes jusqu'à ce qu'il touche le cristal voisin en formation. Le cristal appelé grains et les joints entre les cristaux joints de grains.

La région du joint de grain est composée d'atomes dont leur structure cristalline non identifier. La présence d'un grand nombre d'impuretés est appelé refroidissement rapide résultera en grand nombre de point de nucléation et de grains finis.

Le refroidissement lent résultera généralement en des grains plus grands.

Les dendrites :

Dans les métaux, les cristaux se formant lors du refroidissement suivant un schéma de solidification qui consiste en une branche principale et de multiples ramifications. Le cristal ressemble à un pin et est appelé dendrite (Figure 2). La forme dendritique apparaît parce que les cristaux croissent selon des plans définis suite au treillis qu'ils créent.

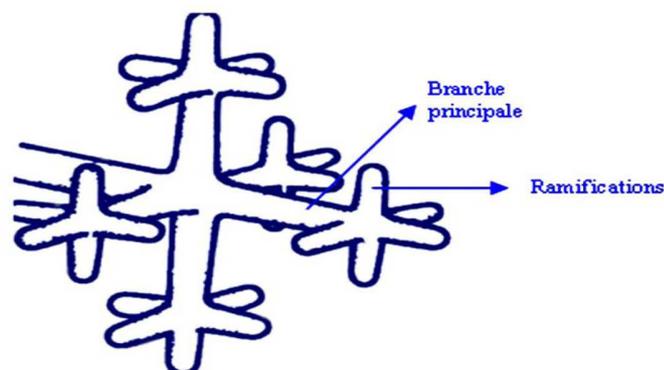


Figure 2 : Représentation schématique d'une dendrite

Structure des alliages :

Un alliage est un solide obtenu par cristallisation d'un mélange d'au moins deux métaux. Après la solidification, on obtient un solide polycristallin dans ce réseau, on va trouver des atomes de deux métaux. Il y a trois phases différentes qui peuvent former un alliage : un métal pur, une solution solide ou un composé intermétallique. Une solution solide est un mélange d'éléments à l'échelle atomique, il a deux types de solution solide de substitution et d'insertion.

Les solutions solides d'insertion : peuvent être formées d'atomes d'impuretés donc présence de défauts ponctuels. Un alliage d'insertion est formé lorsque les atomes de soluté suffisamment petit arrivent à se placer entre les atomes du solvant.

Remarque :

Le diamètre des atomes de soluté ne dépasse pas 60% du diamètre des atomes solvant. Si les atomes de l'élément d'alliage B ou un rayon atomique suffisamment faible, ils vont pouvoir s'introduire dans les interstices de la structure A en donnant naissance à une solution solide d'insertion.

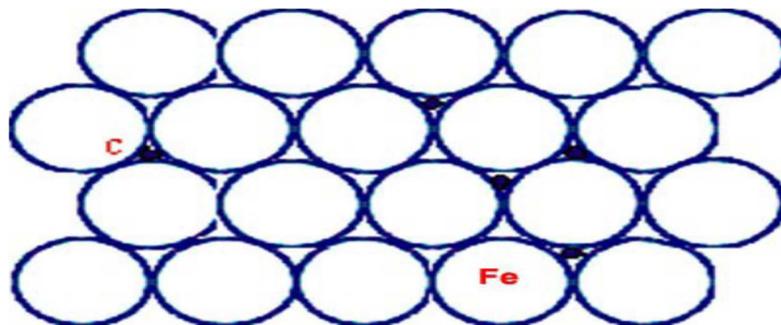


Figure 3 : Représentation schématique d'une solution solide d'insertion

Solution solide de substitution : Sont formées d'atomes de remplacement étrangère. Dans ce type de solution solide les atomes de soluté B occupent des sites normalement occupés par des atomes A de taille peu différente du même système. Exemple Ag (de diamètre 288.3 pm) e Au (287.8 pm) de diamètre) ont la même structure CFC et ont des diamètres voisins.

Règles de Hume Rothery :

Hume Rothery à discuter empiriquement sur les conditions qui régissent la formation des solutions solide.

1-Règle des rayons atomiques : La différence entre les rayons atomiques ne doit pas être supérieure à 15% et la solubilité est inversement proportionnelle à la différence de taille des atomes.

2-Règle des structures électroniques : Les métaux électroniquement semblables peuvent former des solutions étendues en raison de la similitude de leurs liaisons.

3-Règle des Valences : les métaux qui ont la même valence, ils vont se dissoudre facilement, les métaux de faible valence dissolvent d'avantage que ceux de valence élevée.

4-Règle des structures : toute structure est déterminée par les forces de liaisons, les structures semblables présentent une grande inter solubilité plutôt que celle des structures différentes.

Dans le cas où tous les facteurs sont favorables, on observe les plus souvent un inter solubilité complète (solution solide illimitée) exp : l'or et les cuivre. Le cas d'une solution solide limitée çàd : une solubilité restreinte ⇒ On obtient des domaines de concentration très étroits ⇒ apparition d'un 2^{ème} cristal.

Transformation ordre désordre : Il existe deux type d'alliages solide de substitutions :

Alliage ordonné : les atomes A et B formant un arrangement périodique les un par rapport aux autres.

Alliage désordonné : les atomes A e B sont déposés au hasard.

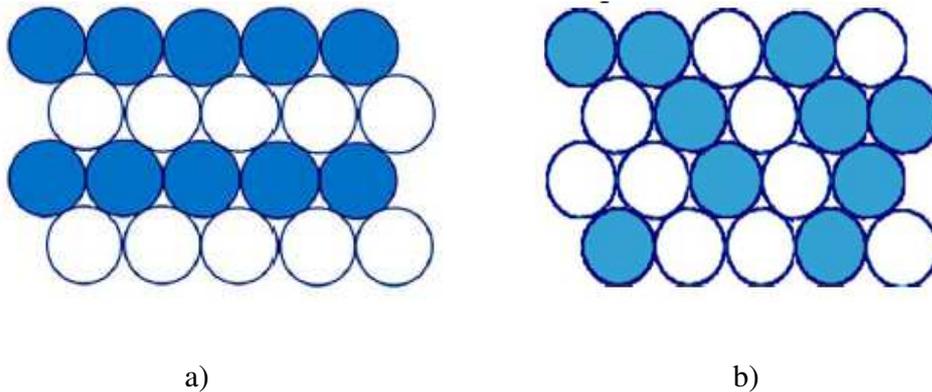


Figure 4 : Représentation schématique en 2 dimensions d'un alliage

a) Ordonnée. b) désordonnée

Le passage d'un état ordonné à un état désordonné se fait par changement de température.

Dans l'arrangement ordonné usuel d'un alliage AB de structure CC tous les proches voisins d'un atome B sont des atomes A et vice versa. Cette disposition se rencontre quand l'interaction dominante entre les atomes A et B de type attractif.

Si l'interaction dominante entre A et B est répulsive \Rightarrow il forme un système à deux phases dans lequel certains comprennent une majorité d'atome A et les autres une majorité d'atomes B.

À $=0K \Rightarrow$ l'alliage AB est complètement ordonnée.

Si $T \uparrow \Rightarrow$ AB devient moins ordonné jusqu'à la température de transition au delà de laquelle la structure est désordonnée.

La température de transition marque la disparition de l'ordre à longue distance çàd : l'ordre entendu à plusieurs distances interatomiques, mais il peut subsister après la transition à un ordre à courte distance qui résulte les corrélations entre les proches voisins.

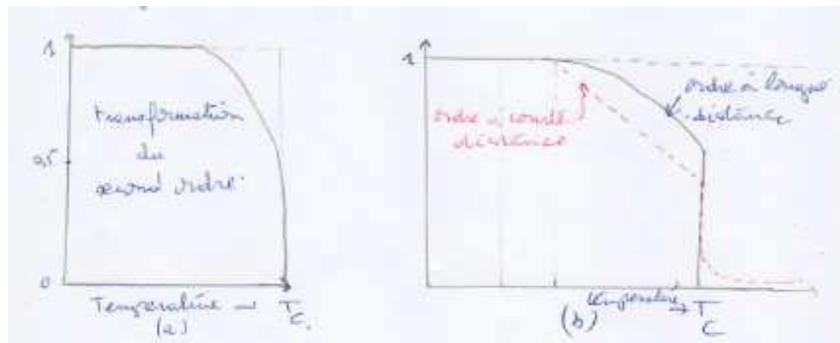


Fig 5: Ordre à longue distance en fonction de la température pour un alliage AB. B) ordre à long et à courte distances pour un alliage AB.

Le facteur de structure :

La structure de l'alliage ordonné CuZn est celle du Chlorure de Césium, le réseau cubique et la

base sont formés d'un atome de Cu en 000 e d'un atome de Zn en $\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2} \Rightarrow$ le facteur de structure

$$S(hkl) = f_{Cu} + f_{Zn} e^{-i\pi(h+k+l)}$$

$$S(hkl) \neq 0 \text{ car } f_{Cu} \neq f_{Zn}$$

Dans la structure désordonnée, la situation est différente : la base à autant de chance d'avoir Cu e

Zn en 0 0 0 que en $\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2}$.

Le facteur de structure moyen est : $\langle S(hkl) \rangle = \langle f \rangle + \langle f \rangle^{-i\pi(h+k+l)}$

Ou $\langle f \rangle = \frac{1}{2}(f_{Cu} + f_{Zn})$

Théorie élémentaire : Nous donnons un traitement statique simple de l'influence de la température sur l'ordre de l'alliage AB de structure CC.

Introduisons une mesure de l'ordre à longue distance :

a : un des réseaux cubiques simples.

b : est un autre réseau (cubique simple).

La structure cc est formée de deux réseaux C.S qui s'interpénètrent et les plus proches voisins d'un atome d'un réseau appartiennent à l'autre.

S'il a N atomes A et N atomes B dans l'alliage : Alliage AB = N atomes A + N atomes B

Le paramètre d'ordre à longue distance P est défini de façon que le nombre d'atomes A du réseau a soit égale à $\frac{1}{2}(1 + P)N$

Le nombre d'atomes A du réseau b soit égale à $\frac{1}{2}(1 - P)N$

$P = \pm 1 \Rightarrow$ L'ordre est parfait \Rightarrow chaque réseau ne contient qu'un seul type d'atomes.

$P = 0 \Rightarrow$ Chaque réseau contient un nombre égale d'atome A et B \Rightarrow pas d'ordre à longue distance.

L'énergie de liaison totale de l'alliage est :

$$E = N_{AA}U_{AA} + N_{BB}U_{BB} + N_{AB}U_{AB}$$

Ou N_{ij} : Le nombre de liaisons entre plus proches voisins ij

N_{ij} : L'énergie d'une liaison ij

La probabilité qu'un atome du réseau « a » forme une liaison AA est égale à la probabilité que A occupe une position de plus proches voisins sur b multipliée par le nombre de sites plus proches voisins $\Rightarrow 8$ dans la structure cc \Rightarrow on suppose que les probabilités sont indépendantes \Rightarrow les expressions précédentes du nombre d'atomes A sur a et b :

$$N_{AA} = 8 \left[\frac{1}{2}(1+P)N \right] \left[\frac{1}{2}(1-P) \right] = 2(1-P^2)N$$

$$N_{BB} = 8 \left[\frac{1}{2}(1+P)N \right] \left[\frac{1}{2}(1-P) \right] = 2(1-P^2)N$$

$$N_{AB} = 8N \left[\frac{1}{2}(1+P) \right]^2 + 8N \left[\frac{1}{2}(1-P) \right]^2 = 4(1+P^2)N$$

L'expression de E devient : $E = E_0 + 2NP^2U$

Avec : $E_0 = 2N(U_{AA} + U_{BB} + 2U_{AB})$ et $U = 2U_{AB} - U_{AA} - U_{BB}$

Calcul de l'entropie de cette distribution : réseau a : il a $\frac{1}{2}(1+P)N$ atomes A et $\frac{1}{2}(1-P)$ atomes B.

Réseau b : $\frac{1}{2}(1-P)N$ atomes A et $\frac{1}{2}(1+P)$ atomes B

Soit G le nombre d'arrangement de ces atomes :

$$G = \left[\frac{N!}{\left[\frac{1}{2}(1+P)N \right]! \left[\frac{1}{2}(1-P)N \right]!} \right]^2$$

L'entropie $S = K_B \ln G$, nous utilisant l'approximation de Sterling :

$$S = 2NK_B \ln 2 - NK_B [(1+P) \ln(1+P) + (1-P) \ln(1-P)]$$

Si $P = \pm 1$, $S=0$, pour $p=0$, $S = 2NK_B \ln 2$.

Le degré d'ordre est déterminé par la condition imposant que l'énergie libre $F=E-TS$ est minimale par rapport au paramètre d'ordre P . En dérivant F par rapport à P , nous obtenons la condition :

$$4NPU + NK_B T \ln \frac{1+P}{1-P} = 0$$

Cette expression peut être résolue graphiquement, nous trouvons la courbe lentement décroissante de la fig (a) au voisinage de transition, après un développement limite

$$4NPU + NK_B T \ln \frac{1+P}{1-P} = 0 \text{ ce qui donne :}$$

$$4NPU + 2NK_B TP = 0$$

À la température de transition $P=1 \Rightarrow T_c = -2U/K_B$; pour qu'une transition ait lieu, l'interaction effective U doit être négative ($U < 0$)

Le paramètre d'ordre à courte distance :

r : une mesure que l'ordre local autour d'un atome, est une mesure de la fraction du nombre moyen q de la liaison AB entre plus proches voisins.

Quand un alliage AB est complètement désordonné, il y a en moyen quatre liaison AB autour de chaque atome A. Le total possible est huit : $r = \frac{1}{4}(q - 4)$

$r = 1 \Rightarrow$ ordre parfait.

$r = 0 \Rightarrow$ désordre total.

Chapitre V

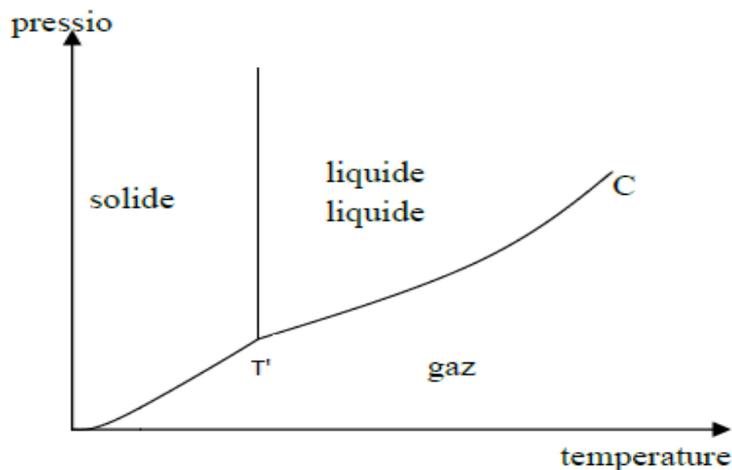
V.1.Définitions :

Une phase est un domaine du matériau dont les propriétés physiques et chimiques sont uniformes. Cette région ou cet ensemble de régions sont caractérisés par une structure et par un arrangement atomique identique.

Constituants : Les éléments constitutifs de l'alliage sont appelés constituants de l'alliage.

V.2. Diagramme de phases d'un corps pur :

Un corps pur peut être présent sous plusieurs formes solides liquides ou gazeuses, selon la pression et la température. Généralement, à l'équilibre, le corps pur n'existe que sous une seule forme pour une pression et une température données, mise à part à son point triple (coexistence des trois phases) et à la pression et haute température). Comme ici la notion de phase est identique à celle d'état, on parle parfois de diagramme de changement d'état.



Le point de fusion augmente très peu avec la pression. Dans ce cas, on observe un abaissement du point de fusion lorsqu'on élève la pression

V.2.1. Diagrammes d'équilibre binaires

Les diagrammes de phases binaires sont les diagrammes les plus simples à établir. Les courbes du diagramme de phases déterminent (1) les limites de domaines dans lesquels peuvent exister des phases, (2) la composition et (3) les proportions de ces différentes phases.

V.2.2. Degrés de liberté d'un système binaire.

La règle des phases nous donne la variance du système ; permet de déterminer le nombre de phases ϕ présentes dans un système en équilibre:

$$V = C + 1 - \phi$$

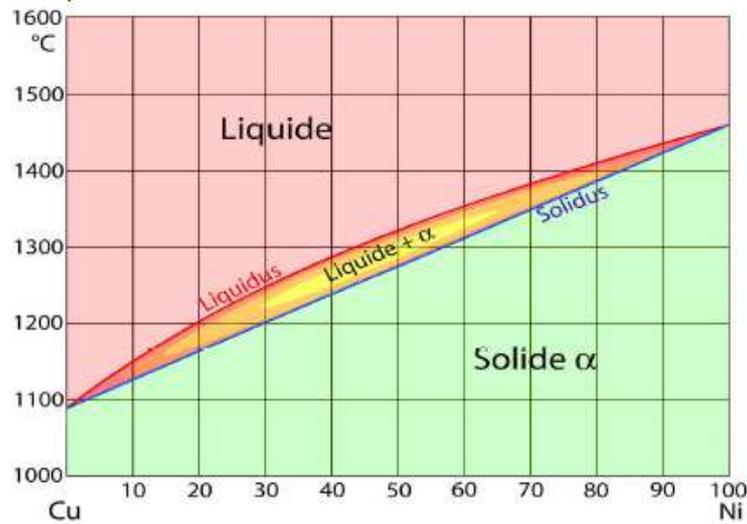
C : représente le nombre de constituants du système et ϕ : Nombre de phases.

Cette relation est réduite pour les alliages binaires où seule la température influe sur le système (pression fixe) $V = 3 - \phi$ (C=2)

V.2.2. Diagramme de phase avec miscibilité totale :

C'est par exemple le cas du laiton, un alliage de cuivre (température de fusion = 1084°C) et de zinc (température de fusion = 420°C) ou le cas d'un alliage cuivre (température de fusion = 1084°C) et du nickel (température de fusion = 1453°C). Ils sont alors dits totalement miscibles.

Dans le cas de l'alliage Cu-Ni, nous obtenons la courbe de refroidissement du cuivre avec un palier à 1084°C et la courbe de refroidissement du nickel avec un palier à 1453°C. Entre ces deux extrêmes, les alliages à différentes concentrations présentent un intervalle de solidification non isotherme. De 0% de nickel à 100% de nickel, les points d'inflexion supérieurs qui correspondent au début de la solidification forment une courbe appelée liquidus, les points d'inflexion inférieurs qui correspondent à la solidification totale forment une courbe appelée solidus.



FIG(V-2) : Diagramme de phase cuivre-nickel avec pourcentage massique du nickel dans le cuivre

V.2.3. Détermination de la composition des phases :

Un diagramme d'équilibre permet non seulement de déterminer la limite de solubilité des éléments en fonction de la température ainsi que les domaines de coexistence de deux phases, mais également de calculer les quantités relatives des phases en équilibre isotherme. Dans ce contexte il faut souligner que la lecture d'un diagramme de phases doit toujours se faire de façon isotherme, c'est-à-dire selon des lignes parallèles à l'axe des concentrations.

A la figure 8.15, on a repris le diagramme en fuseau pour le système Ni—Cu qui est miscible en toute proportion. A l'encart (b) de la figure 8.15, qui donne à une échelle plus grande une portion du diagramme en fuseau, on montre comment on détermine les quantités relatives des phases en équilibre en appliquant la règle dite des segments inverses à T' et à X . En notant que $f_{\alpha} + f_l = 1$, on démontre aisément au départ de l'équation (1) que les fractions des phases α et l sont données respectivement par:

$$X_c^{\alpha} f_{\alpha} + X_c^l f_l = X \quad (8.4)$$

$$f_{\alpha} = \frac{b}{a+b} \quad f_l = \frac{a}{a+b} \quad (1)$$

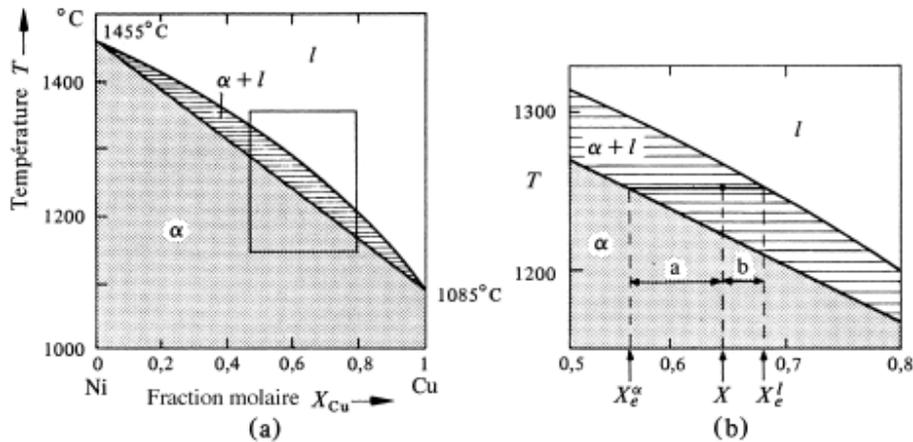


FIG (V.3) : Détermination de la quantité relative des phases par la règle de segments inverses: (a) diagramme d'équilibre Ni—Cu. En (b), un agrandissement montre le principe de la règle des segments inverses.

V.3. Diagramme de phase avec miscibilité partielle à l'état solide :

V.3.1. Diagramme Eutectique

Dans ce type de diagramme existe un point invariant dont la température est inférieure à la température de fusion des deux constituants. Un des intérêts de ces alliages eutectiques et de pouvoir être utilisés en brasage. L'exemple présenté ici est l'alliage binaire Pb-Sn. Les températures de fusion de l'argent et du cuivre purs sont respectivement de 327.502°C et de 231.9°C. A 183°C, la solubilité du Pb dans Sn est de 19% en masse et la solubilité de Sn dans Pb est de $(100-97.5) = 2.5\%$ en masse. Pour les alliages compris entre ces deux intervalles, l'ensemble des courbes de refroidissement présente un palier isotherme dont la longueur maximale se situe au point eutectique (figure 4) : point eutectique E situé à $X = 61,9\%$ et $T = 183^\circ\text{C}$, au niveau du point E ou point eutectique, l'équilibre s'établit entre trois phases : une

phase liquide d'une part, et deux phases solides d'autre part. A ce point, un liquide se transforme simultanément en deux phases solides :

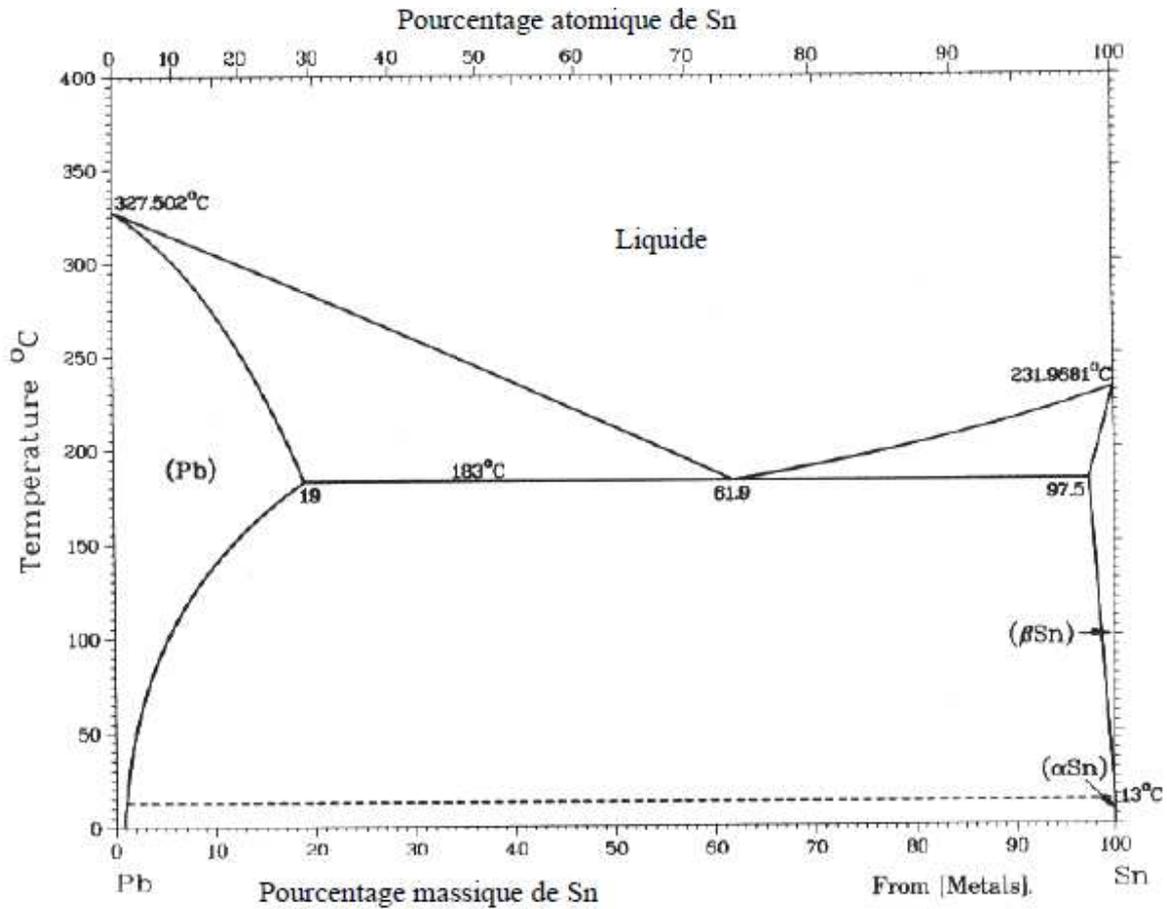
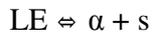


FIG. (V.4): Construction d'un diagramme de phases avec point eutectique alliage Sn-Pb

Les alliages situés à gauche du point eutectique s'appellent des alliages hypo-eutectiques et ceux situés à la droite des alliages hyper-eutectiques. Cette appellation est purement conventionnelle et dépend évidemment de l'orientation du diagramme de phase.

La solubilité du Sn dans Pb, maximale à 183°C, diminue rapidement avec la baisse de la température. Cette transformation à l'état solide d'une phase α en deux phases α + eutectique se

forme par précipitation d'une deuxième phase β avec la baisse de la température. La ligne séparant ces deux zones du diagramme s'appelle le solvus

V.3.2. Diagramme péritectique :

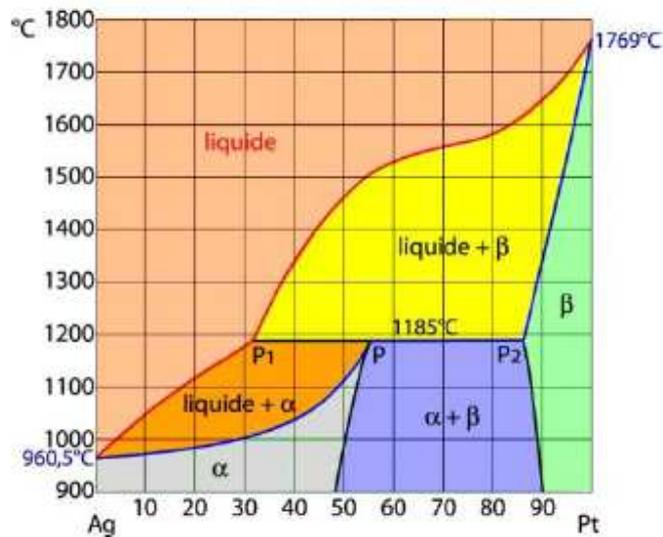


FIG. (V.5): Diagramme d'équilibre de phases péritectique de l'alliage Argent-Cuivre.

A la température $T + \varepsilon$ légèrement supérieure à la température T (1185°C), deux phases sont en présence : solution solide P_2 et le liquide P_1 . La proportion du liquide étant $\frac{P_1 P}{P_1 P_2}$. Dans une transformation péritectique, une phase liquide et une phase solide se transforment en une seule phase solide de composition définie. Le point péritectique (point P_1) (figure 5) est invariant, à température fixe avec un équilibre entre les trois phases.

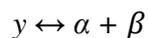


La partie supérieure du diagramme de phases de l'alliage argent platine (figure 5) illustre l'aspect typique d'une transformation du type péritectique. Le point péritectique se situe à 1185°C pour une composition de 55% de platine et 45% d'argent.

A cette composition, juste au-dessus de 1185°C coexistent deux phases, une phase β solide de composition $C_\beta = 86\%$ Pt et une phase liquide de composition $C_l = 32\%$ Pt. À 1185°C, ces deux phases se transforment brutalement en une seule phase solide α de composition $C_\alpha = 55\%$ Pt.

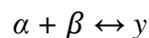
V.3.3. Diagramme avec point Eutectoïde

Le mécanisme de la transformation eutectoïde est très ressemblant à la transformation eutectique, mais au cours de cette transformation, c'est une phase solide qui se transforme simultanément en deux nouvelles phases solides (Le diagramme de phases Fer-Carbone est présente en annexe).



V.3.4. Diagramme avec point Peritecoïde

Le mécanisme de la transformation peritectoïde est très ressemblant à la transformation peritectique, mais au cours de cette transformation solide, ce sont deux phases solides qui se transforment simultanément en une nouvelle phase solide.



Références :

- 1-Initiation à la physique du solide « J.CAZAUX », 3^e édition.
- 2-Physique des semiconducteurs et des composants électroniques. «Henri MATHIEU et Hervé FANET », 6^e édition.
- 3- Physique de l'état solide. C. Kittel :
- 4Initiation a la physique du solide. Exercices commentés. -" J. Cazaux "
- 5-Défauts dans les cristaux. Claire Laulhé.
- 6-Metallurgie.Cours et exercices corrigés. Mr. BELAHOUEL Mohamed.
- 7-INTRODUCTION, STRUCTURE, DEFAUTS. A.-F. GOURGUES-LORENZON
- 8-Rappels atomistiques, structure des métaux, des alliages et des céramiques. A. RASKIN.
Université Médicale Virtuelle Francophone.
- 9-Diagrammes de Phases. P. MILLET
- 10-Traité des matériaux - Introduction à la science des matériaux. J P. Mercier, Gerald Zambelli, Wilferd Kurz.
- 11-Transformations de phase à l'état solide: les "concepts ». P. Maugis