

Synthèse bibliographique

Chapitre -I-

Synthèse bibliographique

Ce chapitre est une étude bibliographique centrée sur les micro-macros déformations dans les matériaux métalliques. Premièrement en parle de la structure cristalline, la cristallographie géométrique, en suite en prend les déformations dans les matériaux et leur mécanismes et en fin en définit les paramètres microstructurales qui influent sur la déformation élastoplastique.

I.1. INTRODUCTION

L'interaction entre grains voisins doit nécessairement être envisagée dans l'étude du comportement du matériau à l'échelle d'un grain; en effet, l'influence des concentrations locales de déformations et de contraintes, sur le comportement global des matériaux industriels destinés à la mise en forme, est fondamentale. L'anisotropie des propriétés plastiques intervient fortement dans son comportement. Dans certains cas, sous l'effet de sollicitations complexes, le développement de cette anisotropie conduit à des effets néfastes; au contraire, si elle est bien contrôlée, elle peut améliorer les propriétés plastiques des tôles [9]

Au cours des années 1970-1980, de nombreuses recherches ont permis de cerner les propriétés structurales que doit posséder une tôle destinée à la déformation par mise en forme, c'est-à-dire les paramètres qu'elle doit posséder pour subir ce type de déformation [10-12]. Si les matériaux utilisés ne possèdent pas les caractéristiques adéquates, des problèmes peuvent se présenter au cours de la déformation : des fissurations, des plissements, des cornes d'emboutissage ou des amincissements locaux.

I.2. MORPHOLOGIE DES GRAINS

Un métal est formé d'une multitude de petits volumes appelés grains dont la taille varie en général de 0.2 à 200 μm . Les grains sont limités par les joints de grains (figure I.1).



Figure I.1. Grains d'un métal observés au microscope optique après attaque chimique.

Chaque grain est en fait un monocristal constitué d'un empilement régulier d'atomes métalliques dont la cohésion est due à des attractions inter atomiques. La représentation de cet empilement est effectuée de façon commode en assimilant chaque atome à une sphère dure (Figure I.2) [13].

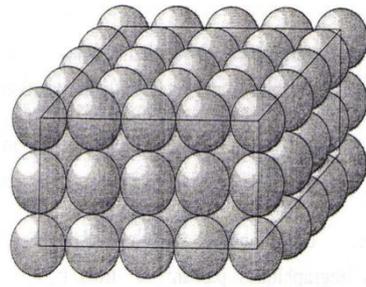


Figure I.2. Empilement régulier d'atomes suivant le modèle de sphères dures.

I.3. CRISTALLOGRAPHIE GEOMETRIQUE

Il est commode pour décrire ces empilements de faire abstractions des atomes qui constituent le métal, et de raisonner sur une série régulière de points imaginaires, qui forment le squelette du cristal. Ce squelette est appelé réseau. Les points sont appelés nœuds. Ce réseau est construit à partir de trois vecteurs unitaires non coplanaires qui constituent les paramètres du réseau. On définit dans ce réseau une maille qui est un parallélogramme construit sur les nœuds des réseaux figure I.3[14].

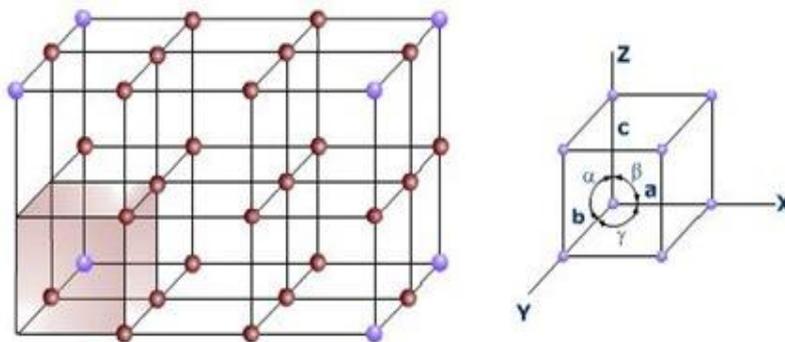


Figure 1.3. Réseau et maille unitaire.

I.3.1. Systèmes cristallins

Il peut être montré que tous les arrangements de points peuvent être décrits par l'un des 14 réseaux de Bravais, représenté chacun par une maille conventionnelle la plus symétrique possible [15].

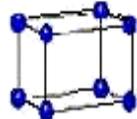
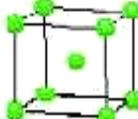
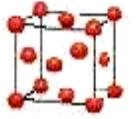
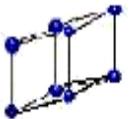
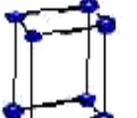
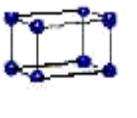
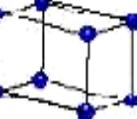
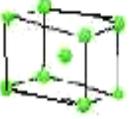
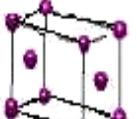
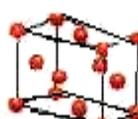
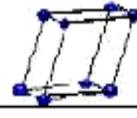
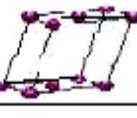
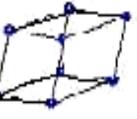
Mode de réseau / Système	Primitif P	centré I	Bases centrées C	Faces centrées F
Cubique $a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$				
Rhomboédrique $a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma \neq 90^\circ$				
Hexagonal $a=b \neq c$ $\alpha=\beta=90^\circ$ $\gamma=120^\circ$				
Quadratique $a=b \neq c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$				
Orthorhombique $a \neq b \neq c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$				
Monoclinique $a \neq b \neq c$ $\alpha=\gamma=90^\circ \neq \beta$				
Triclinique $a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$				

Tableau I.1. Les 14 Réseaux de Bravais.

I.3.2. Directions et plans cristallographiques

Dans chaque réseau, on définit des directions cristallographiques passant par deux nœuds du réseau et des plans cristallographiques passant par trois nœuds du réseau non alignés. Une direction est définie à partir des vecteurs unitaires a , b , c par le vecteur $\vec{n} = u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{c}$. Les indices de la direction sont notés : $[u, v, w]$ s'il s'agit d'une direction

(ou des directions équivalentes parallèles), $\langle u, v, w \rangle$ s'il s'agit de la famille de directions équivalentes obtenues par symétrie. Les indices négatifs sont repérés par \bar{u} .

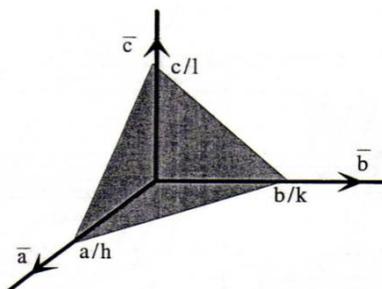


Figure I.4. Indexation d'un plan cristallin.

Le plan (h, k, l) considéré coupe les axes en $\frac{a}{h}, \frac{b}{k}, \frac{c}{l}$. Les indices du plan appelés indices de Miller sont notés (hkl) s'il s'agit d'un plan (ou des plans équivalents parallèles) $\{hkl\}$ s'il s'agit de la famille de plans équivalents obtenus par symétrie. Les indices négatifs sont repérés par \bar{h}

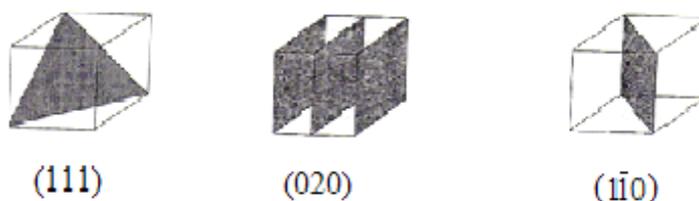


Figure I.5. Exemple d'indices de Miller de plan.

Dans le cas du système hexagonal, les indices des plans sont souvent définis à partir de 4 vecteurs de base $\vec{a}_1, \vec{a}_2, \vec{a}_3$ et \vec{c} . Ils sont notés par $(hkil)$.

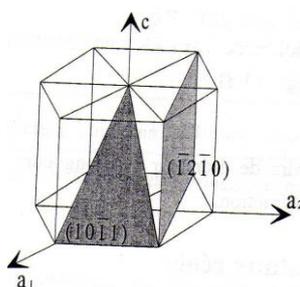


Figure 1.6. Indices de plans dans le système hexagonal.

I.3.3. Distances inter réticulaire

Les séries de plans équivalentes parallèles sont caractérisées par leurs distances inter réticulaires d , qui sont reliées aux indices de Miller h, k, l et aux paramètres du réseau.

Tableau I.2.

Cubique	Quadratique	Orthorhombique	Hexagonal
$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + K^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{K^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2}$	$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}$

Tableau I.2. Distances inter réticulaires des principaux systèmes rencontrés dans le cas des métaux.

Il faut remarquer que plus les indices de Miller sont des nombreux, plus les distances inter atomiques sont petites figure 1.7.

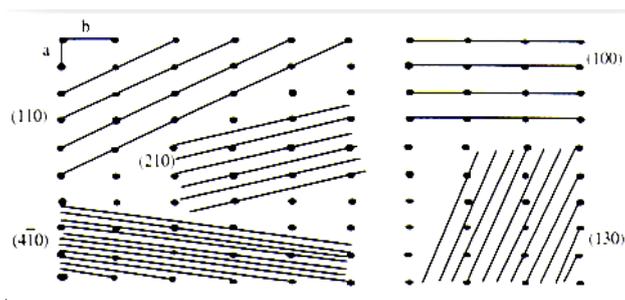


Figure I.7. Distances inter atomiques dans les plans cristallographiques.

Les distances d , inter atomiques, dans les matériaux métalliques sont de l'ordre de quelques angströms, c'est-à-dire de l'ordre de grandeur des longueurs d'onde des rayons x, ce qui permettra les phénomènes de diffraction.

I.3.4. Structure des cristaux réels

Dans les cristaux réels, il faut noter que les atomes sont placés soit sur les nœuds des réseaux de Bravais, soit sont liés avec ceux-ci par une relation constante. Nous emploierons les termes de plans cristallins, de directions cristallines pour des plans et directions cristallographiques portant des atomes du cristal.

I.3.5. Métaux purs

Les réseaux suivants, lesquels cristallisent les métaux, sont simples et peu nombreux. Il s'agit principalement des réseaux cubiques centrés (CC). Cubique à faces centrés (CFC) et hexagonal compact (HC). Dans le cas des métaux purs, tous les atomes sont de nature identique.

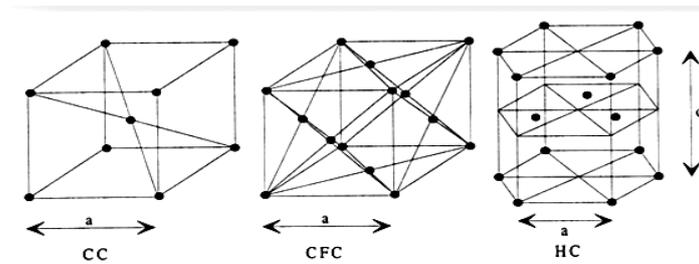


Figure 1.8. Réseaux CC, CFC et HC

I.3.6. Alliages

L'alliage est constitué d'un métal de base auquel on ajoute des atomes d'un autre métal en vue d'accroître les caractéristiques mécaniques: limite élastique, allongement à la rupture, résistance à la traction et dureté Vickers.

Les matériaux cristallisés sont généralement constitués d'un ensemble de grains ou cristaux et ce de façon compact, ils sont polycristallins. La frontière entre deux cristaux s'appelle le joint de grain. Ceci étant la surface limite de deux éléments anisotropes et d'orientation différente, qui fait l'interface pour la transmission de déformation et de contrainte de chacun des cristaux.

I.3.7. Texture cristallographique

La texture cristallographique est définie par la fraction volumique de cristaux ayant une orientation donnée. Les cristaux étant anisotropes selon de nombreuses caractéristiques physiques (mécanique, magnétique, électrique,...).

Un matériau dit texturer possède généralement deux ou trois composantes de texture. S'il n'existe qu'une seule composante accusée, on parle de pseudo-monocristal. Au contraire, un nombre important de composantes implique un effet d'isotropie [16]. L'influence des différentes composantes sur le comportement thermomécanique du matériau, dépend de leurs poids respectifs.

I.4. MECANIQUE DU MONOCRISTAL

I.4.1 Mécanique élastique du monocristal

Le cristal présente en général une anisotropie liée à ses différences de caractéristiques mécaniques suivant ses orientations cristallographiques. On écrit donc les lois de l'élasticité différemment :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (I.1)$$

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \cdot \sigma_{kl} \quad (I.2)$$

- Les termes C_{ijkl} représentent les modules d'élasticité du matériau,

- Les termes S_{ijkl} représentent les coefficients d'élasticité du matériau.

Dans le cas du cristal cubique, les coefficients d'élasticité se réduisent à

$$S = \begin{vmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{11} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{12} & S_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} \end{vmatrix} \quad (I.3)$$

Dès lors on peut redéfinir les constantes mécaniques :

$$1. \text{ Module d'Young} \quad : \quad E = 1/ S_{11} \quad (I.4)$$

$$2. \text{ Coefficient de Poisson} \quad : \quad \nu = S_{12} / S_{11} \quad (I.5)$$

$$3. \text{ Module de Coulomb} \quad : \quad G = 1/ S_{44} \quad (I.6)$$

$$\text{Pour que le cristal soit isotrope cela nécessite :} \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (I.7)$$

Soit : $S_{44} = 2 (S_{11} - S_{12})$. Ce qui réduit à 2 les 3 coefficients d'élasticité. Dans une direction quelconque caractérisée par son orientation γ telle que :

$$\gamma = \frac{h^2 k^2 + k^2 l^2 + l^2 h^2}{(h^2 + k^2 + l^2)^2} \quad (I.8)$$

Si $[hkl]$ est l'orientation cristallographique observée nous aurons donc :

$$\frac{1}{E} = S_{11} - 2 \left((S_{11} - S_{12}) - \frac{1}{2} S_{44} \right) \cdot \gamma$$

$$\frac{1}{G} = S_{44} + 4 \left((S_{11} - S_{12}) - \frac{1}{2} S_{44} \right) \cdot \gamma$$
(I.9)

Le terme $\left((S_{11} - S_{12}) - \frac{1}{2} S_{44} \right)$ est souvent appelé terme d'anisotropie puisque nul pour un matériau isotrope.

Dans le cas du cristal hexagonal, il existe cinq constantes :

$$s = \begin{vmatrix} s_{11} & s_{12} & s_{13} & 0 & 0 & 0 \\ s_{12} & s_{11} & s_{13} & 0 & 0 & 0 \\ s_{13} & s_{13} & s_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2(s_{12} - s_{13}) \end{vmatrix}$$
(I.10)

Dans une direction quelconque, d'orientation γ , nous aurons

$$\frac{1}{E} = S_{11} (1 - \gamma^2)^2 + S_{33} \gamma^4 + 2(S_{13} + S_{44}) \gamma^2 (1 - \gamma^2)$$

$$\frac{1}{G} = S_{44} + \left((S_{11} - S_{12}) - \frac{1}{2} S_{44} \right) (1 - \gamma^2) + 2(S_{11} + S_{33} - 2S_{13} - S_{44}) \gamma^2 (1 - \gamma^2)$$
(I.11)

I.4.2. Déformation plastique du monocristal

La déformation plastique des solides cristallins est inhomogène car elle se produit par le déplacement simultané d'atomes de différentes régions du cristal par rapport aux autres (figure I.9).

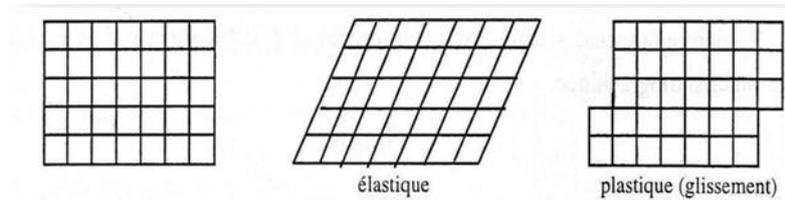


Figure I.9. Schéma des déformations élastiques et plastiques dans le cas d'un réseau bidimensionnel.

Ces déplacements par cisaillement se font suivant certains plans et directions cristallographiques, par le mouvement de dislocations. La déformation plastique est toujours associée au mouvement de dislocations.

I.4.3. Dislocations

Les dislocations sont des défauts linéaires du cristal. Elles sont de deux types coin et vis et sont définis par un vecteur de Burgers qui indique la direction et la grandeur du glissement associé à la dislocation (figure I.10). Ce vecteur est déterminé par le circuit de Burgers.

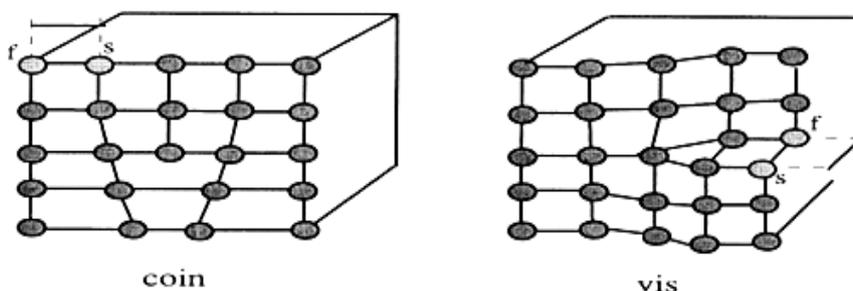
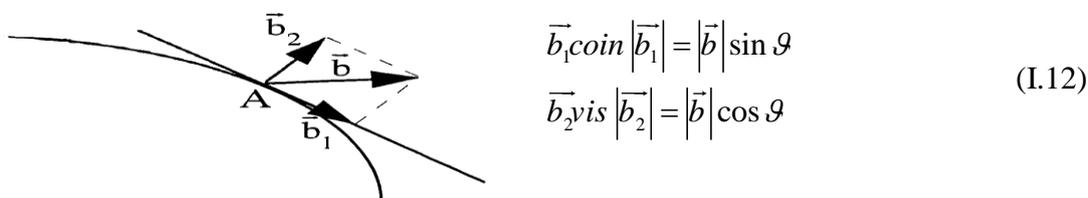


Figure I.10. Vecteurs de Burgers pour les dislocations coin et vis.

Dans le cas d'une dislocation coin pure, le vecteur de Burgers est dans le plan de glissement et normal à la ligne de dislocation. Dans le cas d'une dislocation vis pure, le vecteur de Burgers est dans le plan de glissement et parallèle à la ligne de dislocation. Le vecteur de Burgers d'une ligne de dislocation quelconque peut être toujours décomposé en un composant coin pur et une composante vis pure.



Un métal pur bien recuit a une densité de dislocation par unité de l'ordre 10^6 cm^{-2} . Un métal fortement écroui, a une densité de 10^{11} à 10^{12} cm^{-2} .

I.4.4. Mouvement de dislocations

Dans le cas d'un matériau sans dislocation, il y a rupture simultanée des liaisons entre les deux parties qui glissent, alors que les ruptures sont successives dans le cas de la présence de dislocations, c'est le mouvement de dislocations qui permet d'expliquer cette différence (figure I.11).

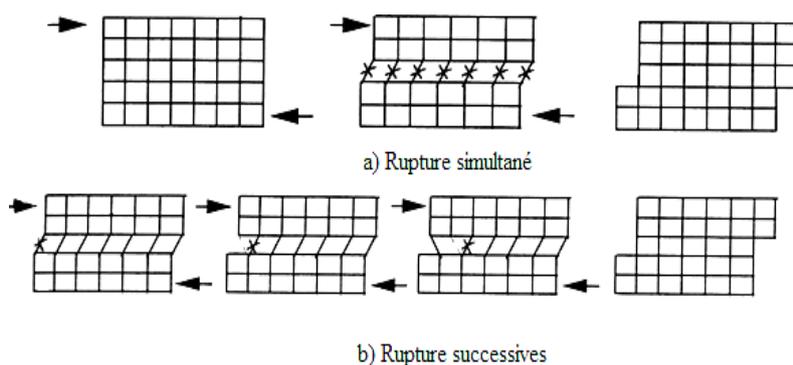


Figure I.11. (a) Schéma du glissement dans le cas d'un matériau sans dislocation, (b) avec mouvement de dislocation.

I.4.5. systèmes de glissement

Les systèmes de glissement, des principales structures métalliques sont présentes dans le Tableau I.3.

Structure cristalline	Plans de glissement	Directions de glissement	Vecteur de burgers
CFC	$\{111\}$	$\langle 110 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$
CC	$\{110\}$ et $\{112\}$	$\langle 111 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 111 \rangle$
HC	$\{001\}$ $\{101\}$ $\{112\}$	$\langle 110 \rangle$ $\langle 110 \rangle$ $\langle 113 \rangle$	$a \langle 110 \rangle$ $a \langle 110 \rangle$ $a + c$

Tableau I.3. Systèmes de glissement des principales structures métalliques.

Il y a glissement lorsque la contrainte de cisaillement appliquée sur le plan de glissement considéré atteint une contrainte critique correspondant au déclenchement du mouvement des dislocations.

I.4.6. Relation entre mouvement des dislocations et déformation plastique

Au cours de la déformation plastique, il y a une multiplication des dislocations. La figure I.12, montre la multiplication des dislocations dans l'acier FeCrNi déformé à température ambiante

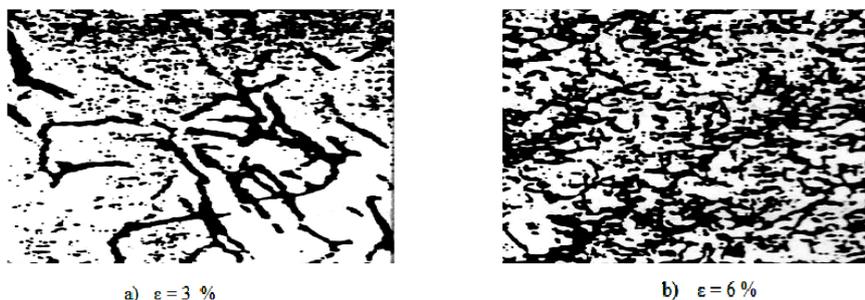


Figure I.12. Multiplication des dislocations au cours de la déformation plastique.

Tout processus gênant la création et le mouvement des dislocations entraînera une limite élastique plus élevée et une déformation plastique. (Dislocations elles-mêmes, joints de grains, précipités...).

I.5. CONTRAINTES RESIDUELLES

I.5.1. Définition des contraintes résiduelles

On définit les contraintes résiduelles comme étant les contraintes non nulles qui existent dans une pièce au repos, c'est-à-dire en l'absence de toute sollicitation extérieure; ces contraintes interviennent à toutes les échelles (microscopique et macroscopique) dans une pièce. La connaissance des contraintes résiduelles reste l'une des préoccupations majeure, surtout dans les secteurs de pointe. Le but est de pouvoir déterminer leurs origines, et de trouver des méthodes qui permettent de les mesurer ou de les calculer. Par ailleurs une fois leur niveau initial et leur stabilité sont connus, on peut les intégrer facilement dans les calculs prévisionnels.

La figure I.13 représente la répartition des contraintes résiduelles dans une section, dans le cas où la source des contraintes a pour origine l'allongement par déformation plastique des couches superficielles [17].

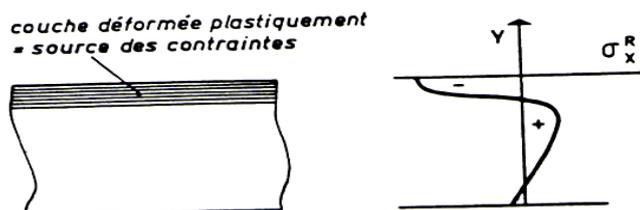


Figure I.13. Contraintes résiduelles après allongement des couches superficielles.

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, les sources de contraintes peuvent provenir de déformations aux échelles macro - microscopique. En effet, un matériau cristallin est constitué de phases, qui elles-mêmes sont formées de grains. Chaque grain est un monocristal qui peut être considéré dans un modèle simple comme divisé en petits domaines séparés par un réseau de dislocations.

Chaque domaine est constitué par un empilement régulier d'atomes, qui peut être défini par un ensemble de mailles cristallines identiques. Une telle division en fonction de l'échelle d'observation est représentée sur la figure I.14, avec dans chaque cas les paramètres influençant la diffraction des rayons X.

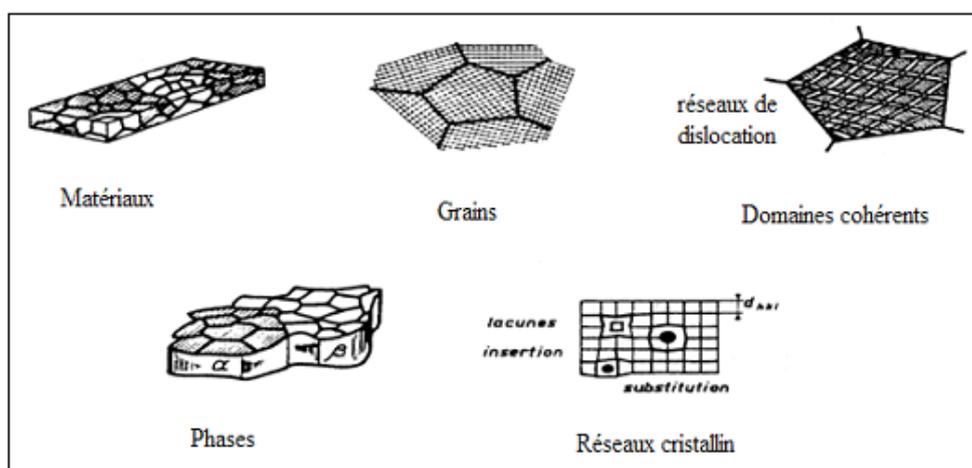


Figure I.14. Représentation schématique de la microstructure d'un matériau métallique à différentes échelles. Paramètres influençant la diffraction des rayons

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut mettre en évidence des contraintes résiduelles ayant pour origine des déformations assurant la continuité du matériau, par exemple autour des défauts ponctuels, des dislocations, des joints de grains, des joints d'interphase, on peut faire une classification de ces éléments en trois ordres liés à cette l'échelle [18].

I.5.2. Les 3 ordres des contraintes résiduelles

On distingue plusieurs types de contraintes résiduelles suivant la dimension de l'élément de volume dans lequel elles se manifestent. On parlera ainsi de « macro

contraintes » et de « micro contraintes » famille dans laquelle on retrouve les contraintes du deuxième et du troisième ordre [19].

- Les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre (σ^I) sont homogènes sur un très grand domaine du matériau (plusieurs grains : donc échelle de quelques dixièmes de millimètres). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section, et les moments liés à ces forces sont nuls autour de tout axe. Des variations dimensionnellement macroscopiques résultent toujours d'une modification de l'équilibre des forces et des moments liés à ces contraintes σ^I .

- Les contraintes résiduelles du 2^{ème} ordre (σ^{II}) sont homogènes sur de petits domaines du matériau (un grain ou une phase : donc échelle de quelques dizaines de micromètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. Des variations dimensionnelles macroscopiques peuvent résulter d'une modification de cet équilibre. Elles existent à l'échelle des différentes phases d'un matériau.

- Les contraintes résiduelles du 3^{ème} ordre (σ^{III}) sont inhomogènes sur les plus petits domaines du matériau (quelques distances inter atomiques : donc échelle de quelques dizaines de nanomètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. Les modifications d'équilibre n'entraînent aucune variation dimensionnelle macroscopique. Elles sont reliées à toutes les déformations existant au niveau du réseau cristallin, comme le représente la figure I.15.

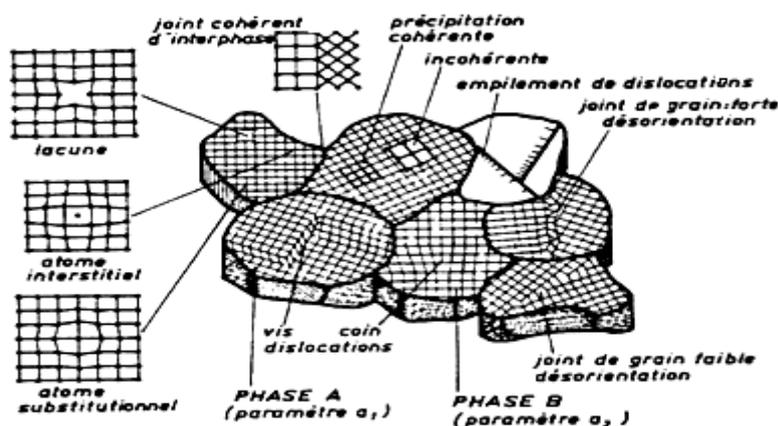


Figure I.15. Représentation schématique des déformations qui sont à l'origine des contraintes résiduelles.

Dans le cas de matériaux réels, l'état de contraintes résiduelles résulte de la superposition des contraintes d'ordre 1, 2 et 3 comme ceci est schématisé sur la figure I.16 dans le cas d'un matériau monophasé.

Sur ce schéma, la courbe des contraintes est représenté par la contrainte dans la direction Y en fonction de l'abscisse x traversant plusieurs grains.

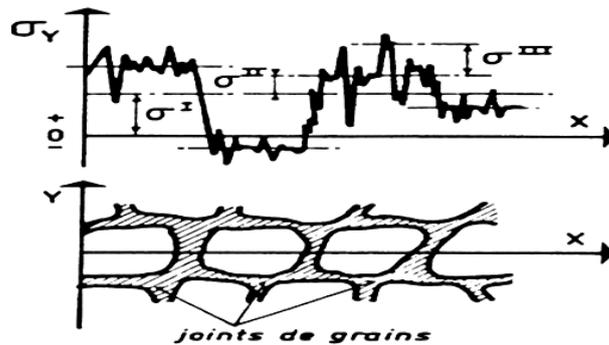


Figure I.16. Définition schématique des différents ordres de contrainte (ou déformations) pour un matériau monphasé.

Les contraintes d'ordre *I* s'étendent par définition sur plusieurs grains. Les contraintes d'ordre *II* s'étendent sur un grain. De la même façon, les contraintes d'ordre *III* oscillent autour de la valeur moyenne des contraintes dans un grain. On peut donc écrire que la contrainte σ^R en un point est égale à :

$$\sigma^R = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III} \quad (\text{I.13})$$

Cette définition proposée pour les contraintes à un aspect pour l'instant théorique, car la séparation effective des différents ordres de contraintes n'est atteinte par aucune méthode de calcul ou de mesure. Cependant, elle a pour intérêt de montrer que toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles. En fait, dans le cas général des matériaux métalliques à petits grains, il est difficile de distinguer pour une phase donnée les effets des contraintes d'ordre 2 et d'ordre 3. Il est alors habituel de diviser les échelles de contraintes suivant deux niveaux seulement :

- Les macro-contraintes qui correspondent aux contraintes du premier ordre σ^I précédemment définies.
- Les micro-contraintes qui sont reliées aux déformations introduites par les défauts existants dans la microstructure (joints de grains, dislocations, précipités...) correspondent à la somme des contraintes σ^{II} et σ^{III} figure I.17 [20].

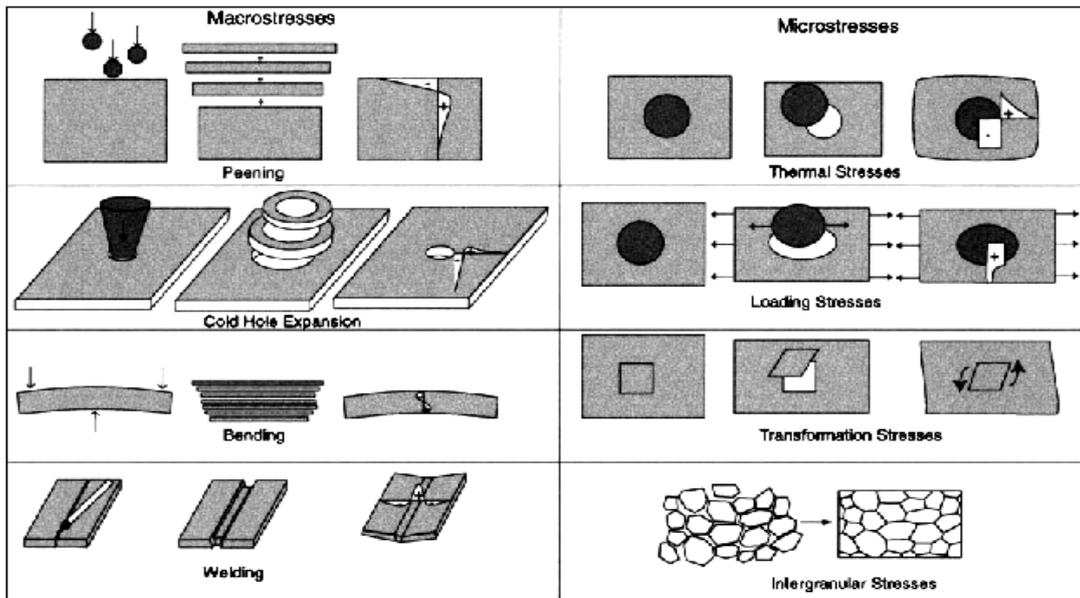


Figure I.17. Différents types des contraintes résiduelles

I.6. ORIGINES DES CONTRAINTES RESIDUELLES EN MISE EN FORME

I.6.1. Contraintes résiduelles dans les pièces formées

Le schéma I.1 essaie de prendre en compte les différentes origines des contraintes résiduelles dans une pièce. Il est donc important de noter que d'une part, indépendamment des contraintes résiduelles introduites par le moyen d'élaboration principal (dans notre cas, la mise en forme), des contraintes résiduelles peuvent préexister dans le matériau, et que d'autre part, les contraintes d'élaboration peuvent être modifiées ultérieurement par des sollicitations extérieures (cycles thermiques, fatigue, ...).

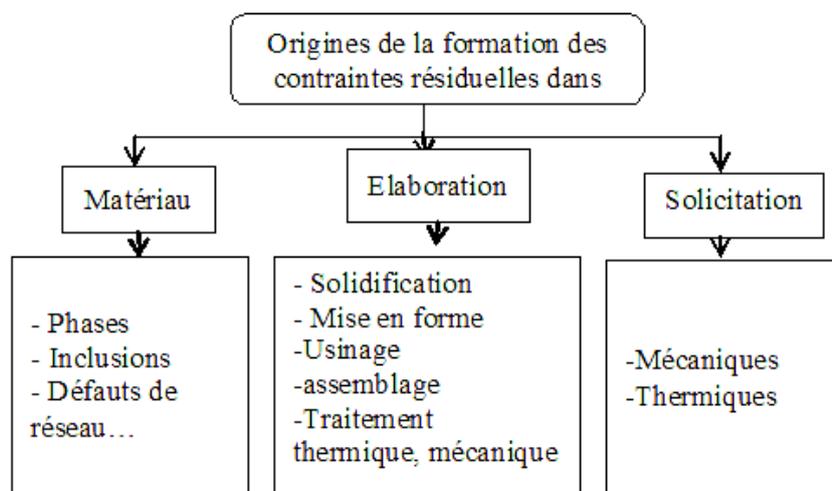


Schéma I.1. Origines possibles des contraintes résiduelles dans une pièce.

Généralement les contraintes résiduelles sont existantes après mise en forme par déformation plastique, On peut classer les différents procédés de mise en forme, en choisissant par exemple la classification (schéma I.2) basée sur la morphologie du produit de départ et sur le système de sollicitation

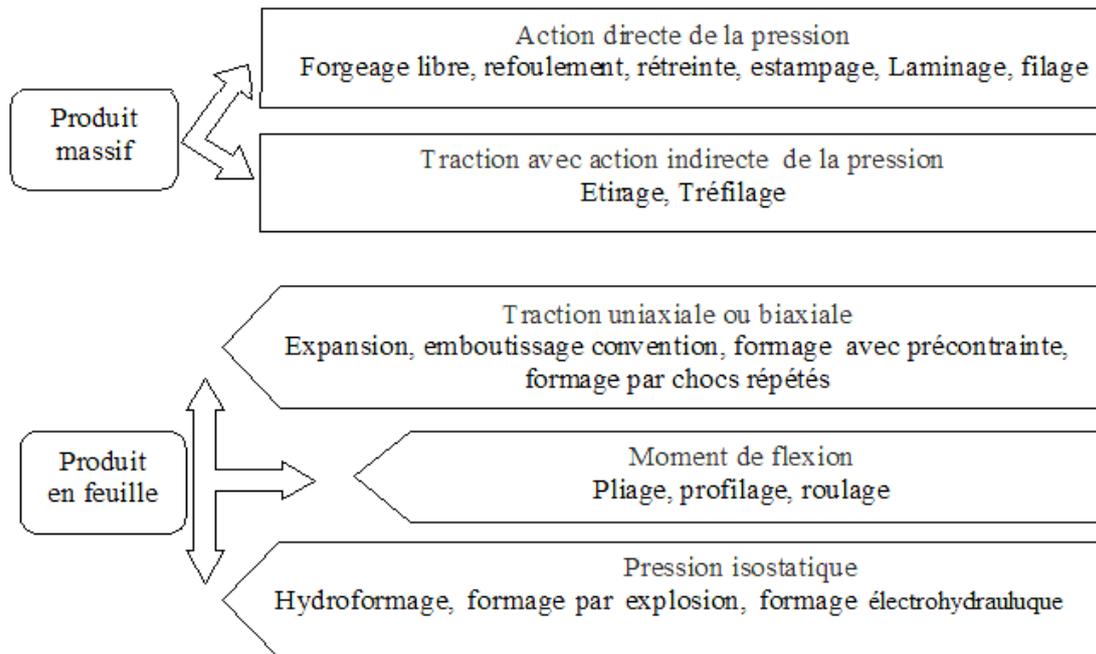


Schéma I.2. Exemple de classification des procédés de formage.

Les contraintes résiduelles sont le résultat de l'incompatibilité des déformations apparaissant dans le volume du matériau et résultant des déformations plastiques initiales hétérogènes. Les paramètres importants sont:

- La répartition de la déformation plastique dans le volume du matériau sous l'effet du chargement,
- Les lois de comportement du matériau.

Les contraintes résiduelles après mise en forme à chaud ont pour origine les effets thermiques liés aux vitesses de refroidissement différentes entre cœur et surface des pièces (coefficients de dilatation, transformations structurales...), et qui apparaissent en fait après la mise en forme proprement dite.

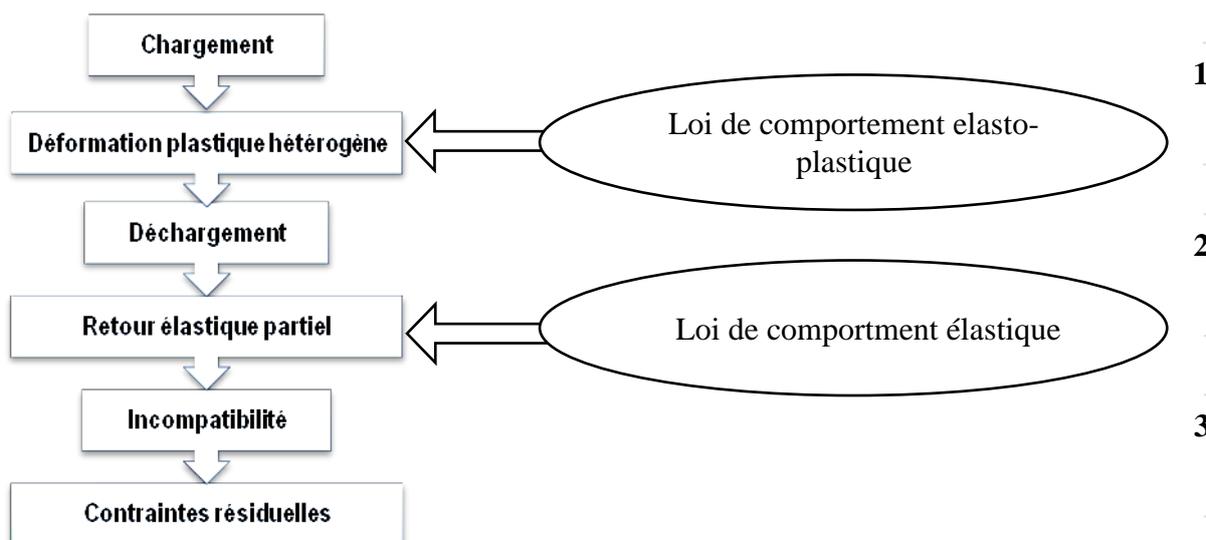


Schéma I.3. Schéma de l'introduction des contraintes résiduelles par déformation plastique.

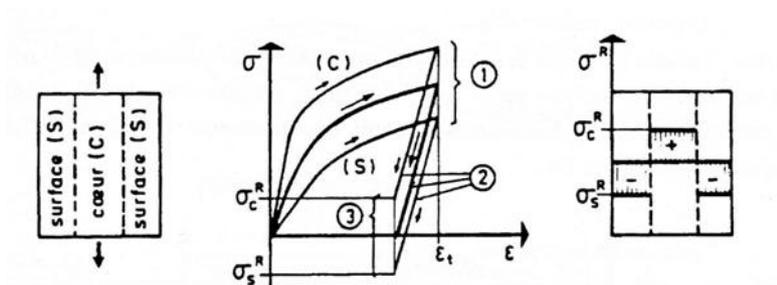


Figure I.18. Application du schéma de la figure I.20 au cas de la déformation par traction bi-axiale d'une éprouvette

I.6.2. Influence des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont des effets favorables et ou néfastes sur un ensemble de propriétés, les plus importantes apparaissent sur le schéma I.4.

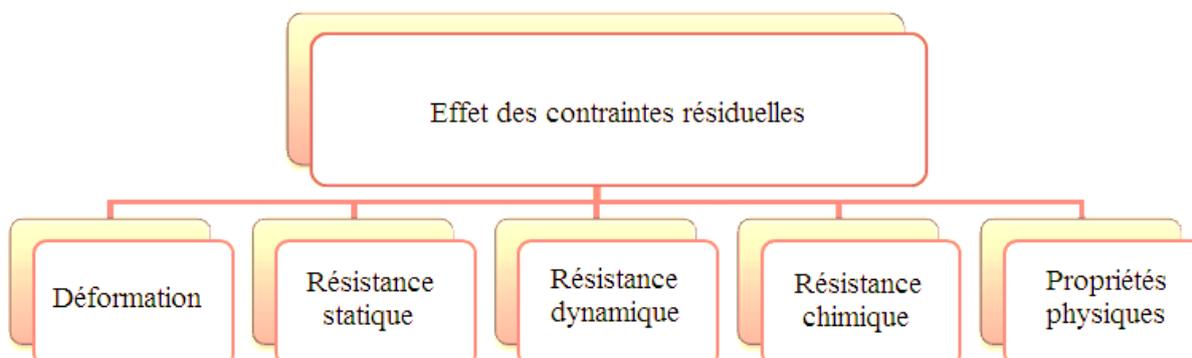


Schéma I.4. Effet des contraintes résiduelles.

I.6.2.1. Influence sur la déformation

Les contraintes résiduelles sont présentes dans une pièce qui n'est soumise à aucune force ni moment extérieure et les forces internes sont un système en équilibre. Si cet équilibre est détruit, la pièce réagit en se déformant pour retrouver un nouvel état d'équilibre du système des forces internes. Cette déformation peut se produire comme elle est schématisée sur la figure I.19, soit par enlèvement de matière, soit par introduction de contraintes résiduelles, soit par détensionnement.

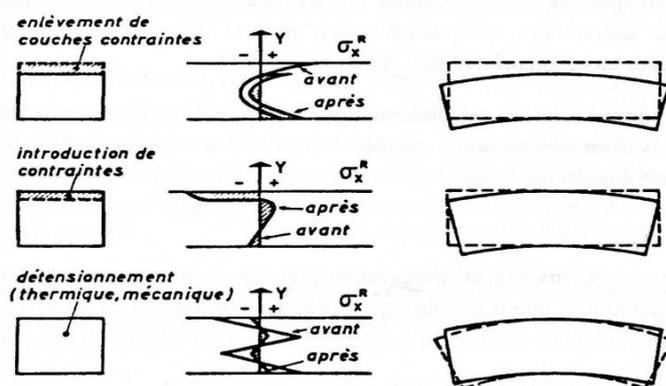


Figure I.19. Schéma l'influence des contraintes résiduelles sur la déformation d'une pièce.

I.6.2.1.1. Déformation après enlèvement de matière :

Les méthodes mécaniques de détermination des contraintes consistent en effet à mesurer les déformations résultant d'un enlèvement de matière pour en déduire par calcul les contraintes résiduelles préexistantes: méthode de découpage, méthode de la flèche, méthode du trou, méthodes du trépan, méthode de Sachs.

I.6.2.1.2. Déformation liée à la l'introduction des contraintes

C'est un cas particulièrement utilisé dans la mise en forme des pièces minces, où la forme finale de la pièce est obtenue par déformation plastique hétérogène (dans l'épaisseur ou sur la surface). Cette déformation plastique hétérogène est évidemment liée à l'introduction des contraintes résiduelles. On peut citer le cas de la mise en forme par martelage (exemple du redressage des disques de scies circulaires par martelage manuel).

I.6.2.1.3. Déformation liée à la relaxation des contraintes

C'est le cas qui conduit à une nouvelle répartition des contraintes résiduelles, répartition qui elle-même entraîne une déformation, s'il y a modification de l'état initiale des contraintes.

I.6.2.2. Influence sur la résistance statique

Les contraintes résiduelles, agissant comme état de précontrainte dans le matériau, modifient en particulier sa limite d'élasticité. Dans le cas d'une déformation uni-axiale de traction ou de compression, la limite d'élasticité décroît quelle que soit la distribution des contraintes résiduelles, en effet si on considère le cas de traction, des contraintes résiduelles de compression favorable sont forcément compensées dans la section par des contraintes de traction, qui elles sont défavorables. C'est ainsi que la figure I.20, montre l'effet des contraintes résiduelles sur la limite d'élasticité d'un acier de décolletage étiré.

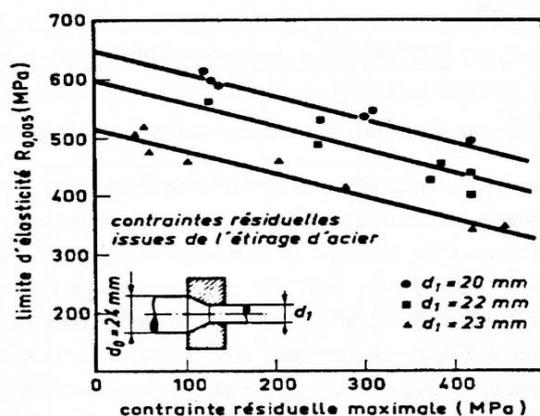


Figure I.20. Influence des contraintes résiduelles sur la limite d'élasticité en déformation uni axiale.

-Dans le cas d'une sollicitation multiaxiale, les contraintes résiduelles peuvent être très favorable. C'est le cas des pièces frettées ou traitées thermiquement, qui réalisent un état de précontrainte de compression s'opposant aux contraintes de traction en service. On peut trouver des applications de ces précontraintes dans le cas de réservoirs, de tubes de pression, et dans le domaine de la mise en forme pour la réalisation de matrices.

I.6.2.3. Influence sur la résistance dynamique

L'influence des contraintes résiduelles sur la résistance en fatigue est connue depuis longtemps, et l'on sait bien l'effet favorable des contraintes résiduelles de compression dans les couches superficielles des matériaux. Pour un état micro-géométrique donné, tous les traitements thermiques ou mécaniques qui introduisent ces contraintes de compression sont favorables (martelage, polissage...).

I.6.2.4 Influence sur la résistance chimique

Les aciers austénitiques, les alliages à base de nickel et certains alliages à haute résistance à base aluminium ou fer, sont sensibles à ce phénomène qui se traduit par

l'apparition au bout d'un certain temps, d'une fissuration en présence à la fois d'un milieu corrosif et de contraintes de traction. La figure I.21(a) montre l'exemple de la fissuration observée sur la surface fraisée d'un acier inoxydable austénitique après une attaque chimique. Les fissures sont perpendiculaires à la contrainte de traction mesurée. La figure I.21(b) montre que la profondeur de la fissuration est égale à la profondeur des couches superficielles affectées par les contraintes de traction [21].

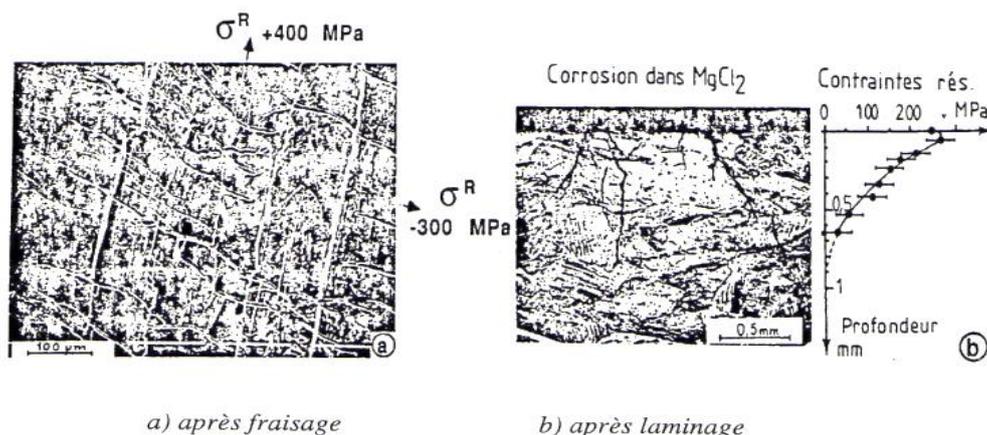


Figure I.21. Corrosion sous contraintes résiduelles dans MgCl_2 bouillant d'un acier inoxydable austénitique.

I.6.2.5 Influence sur les propriétés physiques

Les contraintes résiduelles vont être reliées à de nombreuses modifications des propriétés physiques car, quelle que soit l'échelle à laquelle on les considère, elles ont en général pour origine une modification de la microstructure du matériau. Nous pouvons citer en particulier les effets acoustiques (propagation des ondes ultrasonores) c'est-à-dire la variation de vitesses d'ondes en fonction la contrainte et magnétique (modification du l'effet Barkhausen) c'est-à-dire la variation de champ magnétique en fonction la contrainte. Ces deux effets sont en particulier à la base de recherche menée actuellement pour la détermination des contraintes résiduelles ou appliquées [22].

I.7. CONTRAINTES RESIDUELLES APRES MISE EN FORME

I.7.1. Laminage

Le laminage à chaud constitue généralement la première étape de mise en forme. Une très grande partie des matériaux métalliques est soumise à un formage à un moment ou un autre du cycle de fabrication. Cette technique évoque plus spécialement les produit plats (tôles, plaques, larges plats) mais aussi d'autres géométriques simples (fils, ronds, barres). Le

laminage à chaud est une étape importante dans les diverses techniques de mise en forme. Il présente aussi bien des applications dans la sidérurgie que dans les industries de transformations (figure I.22).

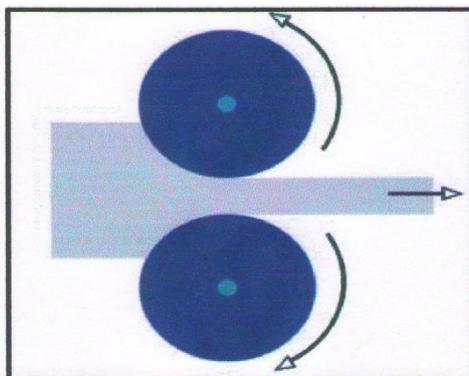


Figure I.22. Principe de laminage, le métal est subit une réduction d'épaisseur par écrasement entre deux cylindres.

I.7.2. Pliage et cintrage

Dans le cas du pliage, la déformation du matériau dans l'épaisseur est localisée sous le poinçon de pliage, tandis que dans le cas du cintrage (ou roulage) cette déformation est identique tout le long de la tôle. La figure I.23 montre un exemple complet servant d'abaque. Les contraintes sont de compression sur la face convexe et de traction sur la face concave et il faut rappeler le retour élastique après cintrage ou pliage dû aux contraintes résiduelles [23].

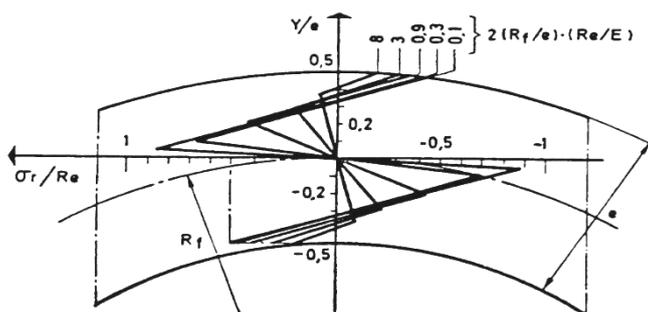


Figure I.23. Détermination des contraintes résiduelles dans une tôle cintrée

Des résultats similaires à celui des tôles peuvent être obtenus dans le cas de tubes ou de ronds cintrés.

I.7.3. Emboutissage

L'emboutissage est une opération qui consiste à transformer une tôle mince en surface non plane. Généralement, l'emboutissage est réalisé à température ambiante, par presse ou hydraulique il existe aussi des procédés utilisant d'autres sources d'énergies, comme les explosions ou les champs magnétiques. Ce procédé de mise en forme est appliqué à de nombreux matériaux, en particulier les aciers doux, extra doux et inoxydables, l'aluminium et les alliages d'al, le cuivre et leurs alliages, ainsi d'autres métaux ductiles. Sous l'effet de sollicitation complexe, le développement d'anisotropie des propriétés plastiques conduit à des effets néfastes, peut conduire à la formation de cornes d'emboutissage, pouvant donner lieu à des ruptures au cours de la mise en forme.

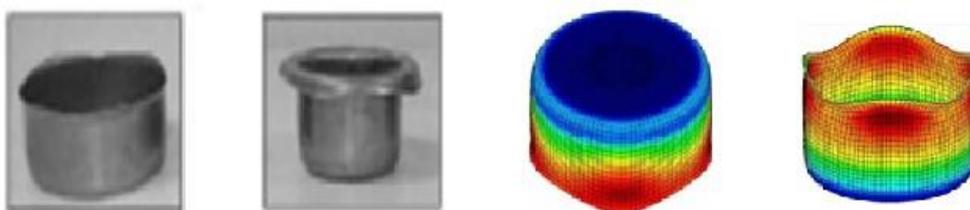


Figure I.24. Formation de cornes d'emboutissage.

Il n'existe que peu de résultats publiés sur les contraintes résiduelles après emboutissage. Ceci provient de la difficulté de modéliser le processus pour tenir compte de tous les paramètres susceptibles d'évoluer (serre flanc, coefficients de frottement, chemine de déformation,...). Nous citerons l'étude des contraintes résiduelles tangentielle et longitudinales dans l'épaisseur des parois dans les cas de l'emboutissage d'une coupelle en acier à 0,23% de carbone [25].

I.8. COMPOSITION CHIMIQUE DES TÔLES MINCES

L'influence de la composition chimique sur l'aptitude à la déformation est très importante. L'étude de cet effet doit se faire en fonction de la répartition des éléments dans la matrice, cette population pouvant être éventuellement répartie de façon hétérogène [24]. La répartition des éléments dépend essentiellement des solubilités différentes, des réactions d'échange et des traitements thermiques antérieurs. Ces facteurs ne sont pas indépendants. Des changements de structure, souvent importants, peuvent se produire. Ils entraînent des variations sur les caractéristiques mécaniques de résistance et de ductilité.

Pour l'obtention de caractéristiques favorables à la déformation, il faut introduire les éléments nécessaires, en quantités adéquates. La présence de certains éléments dans le métal,

comme l'azote, le soufre et le phosphore, est souvent inévitable et a un effet néfaste sur la déformation à froid. Pour pallier cet effet, il faut introduire d'autres éléments, qui permettent d'améliorer les aptitudes du métal à la déformation. Les éléments d'addition les plus courants sont : C, S, N, P, Si, Cr, Cu. Leur influence sur l'aptitude à la déformation à froid peut être résumée comme suit :

- **Le carbone** est un élément qui agit de différentes manières. Son effet principal est d'élever la limite élastique, du fait de la formation de carbures. Dans les aciers destinés à la mise en forme, la teneur en carbone est limitée, à cause de son effet néfaste sur la résilience de l'acier.

- **L'azote** en solution solide conduit à un durcissement négligeable, mais cet effet devient plus marqué lorsqu'il est combiné avec d'autres éléments en solution, en particulier avec l'aluminium. Il précipite sous forme de nitrures d'aluminium AlN ; ces derniers ralentissent la restauration au moment du laminage à froid (période de formation des germes de la recristallisation). Ils agissent ainsi sur la phase finale de la structure et sur la texture de recristallisation.

- **Le phosphore** a un effet très important et souvent néfaste. Il durcit la matrice de fer et ne favorise pas la formation de la texture de recristallisation adéquate pour l'emboutissage. Par ailleurs, comme il ségrège fortement aux joints de grains, il provoque une fragilisation intergranulaire catastrophique.

- **Le soufre** est considéré comme un élément néfaste pour la déformation à froid, s'il est sous forme précipitée ou ségrégée. Sa présence aux joints de grains peut provoquer une déchirure du métal. Par contre, en répartition homogène dans la matrice, il n'a aucun effet néfaste.

- **Le silicium** n'est pas toujours souhaité dans la déformation à froid, car il durcit la matrice ferritique; sa présence est nécessaire pour l'amélioration des propriétés de résistance à l'usure.

- **Le cuivre** : Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid, le cuivre aide aussi à la lutte contre la corrosion bactérienne. En outre le cuivre améliore l'usinabilité des aciers inoxydables austénitiques.

Le chrome : Il augmente la température de recristallisation et donc contrôle le grossissement du grain. Une teneur de 0,1 à 0,2% associée à la présence de manganèse dans les alliages Al-Mg, diminue la criquabilité à chaud et rend cette famille excellente pour tous les procédés de soudage. Toujours associée au manganèse, il diminue la fragilité des alliages Al-Mg-Si.

Comme la présence du chrome est toujours bénéfique, sauf pour la conductibilité électrique, il est ajouté volontairement dans un bon nombre d'alliages.

Le plomb : Le plomb, jusqu'à une teneur de 2%, n'a aucune influence sensible sauf sur l'usinabilité. En effet, cet élément finement dispersé dans la matrice d'aluminium, favorise grandement la fragmentation des copeaux d'où son utilisation dans tous les alliages pour le décolletage.