

Cours établi par : Pr. Mosbah ZIDANI

Enseignant-chercheur

Chef de l'équipe(EEMM):Étude et Élaboration des Matériaux Métalliques

Laboratoire de Génie Énergétique et Matériaux - LGEM, U.Biskka

Responsable de la formation doctorale (LMD): Matériaux et Structures

Faculté de Technologie

Université de Batna 2

Description de la déformation plastique des métaux

I.1. Introduction

L'une des raisons principales de l'emploi très généralisé des métaux est leur propriété d'être malléables, c'est-à-dire déformables sans rupture sous l'effet de sollicitations mécaniques plus ou moins élevées. L'aptitude des métaux à se déformer plastiquement dépend de beaucoup de facteurs qu'il est nécessaire de connaître en vue, d'une part, des opérations de mise en forme (travail à chaud ou à froid du métal) et, d'autre part, du calcul des pièces et des constructions, dans lesquelles on cherche au contraire à éviter toute déformation plastique dans les conditions de service.

La déformation plastique à froid conduit à l'écrouissage du matériau, donc à son durcissement. Cet écrouissage dépend de la composition chimique du matériau, du taux de déformation appliquée et des conditions de déformation (température, vitesse et mode de déformation). En effet, la déformation à froid entraîne une importante augmentation de la densité de dislocations (énergie élastique stockée) dans le matériau. Il s'ensuit une hétérogénéité de la microstructure et de la texture cristallographique à l'intérieur des grains. Pour conférer au matériau les propriétés mécaniques souhaitées, celui-ci est recuit après déformation. Ce recuit conduit à une réorganisation de la microstructure par diminution ou suppression des obstacles les plus importants aux mouvements des dislocations. Lors du traitement thermique après déformation, deux phénomènes plus ou moins concurrents ont lieu : la restauration et la recristallisation. Ces deux types d'évolution structurale possèdent la même force motrice c'est-à-dire l'énergie élastique emmagasinée au cours de la déformation à froid.

I.2. Mécanismes de la déformation plastique

La déformation plastique des métaux et des alliages introduit dans les réseaux des défauts supplémentaires, des dislocations, des lacunes et éventuellement des macles. Le matériau écroui est caractérisé par une densité très élevée de dislocation [Simonnet, 1996]. Les déplacements relatifs des atomes sous l'effet des contraintes externes se font principalement par glissement ou par maclage selon le matériau et les conditions expérimentales de la déformation [Penelle, 1976] et [Moussy, 1990]. Ces deux derniers, étant les deux mécanismes essentiels de déformation plastique à froid (Fig.1), auxquels on peut ajouter pour certains matériaux la transformation martensitique, qui résulte d'une modification de structure cristalline sous contrainte mécanique ou thermique.

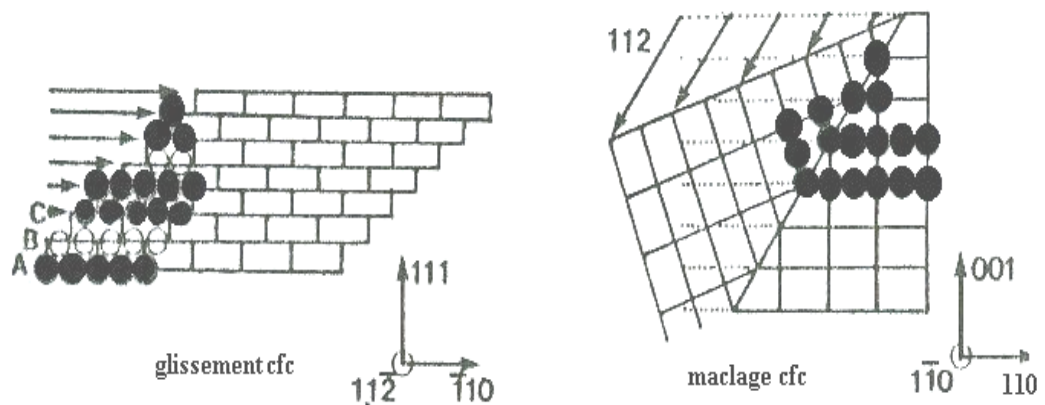


Figure 1 : Glissement et maclage des cristaux c.f.c. [Moussy, 1990]

I.2.1. Déformation par glissement

La possibilité de la déformation plastique par glissement le long des plans et des directions privilégiées est liée ; d'une part à une forte densité atomique le long de ces plans et de ces directions (tableau 1) et d'autre part à la présence des défauts dans le réseau. Les défauts sont de nature diverse à savoir:

-Défaut d'origine purement cristallographique où les atomes manquent par ci et par là (lacune de Smekal), des domaines complets peuvent être vides d'atomes (défaut de Griffith). Il peut exister des anomalies de distribution dites : dislocations.

-Des défauts provoqués par des impuretés (inclusions) ou atomique (solution solide) [Roos, 1981].

A l'échelle microscopique, la déformation plastique à froid est due essentiellement au mouvement des dislocations par glissement. Ce mode de déformation conduit à une modification de la forme des grains qui génère une structure fibreuse (Fig.2)

Structure	Direction de glissement	Plan de glissement	Nombre de système de glissement
c.f.c	$\langle 110 \rangle$	(111)	12
c.c	$\langle 111 \rangle$	(110)	12
		(112)	12
		(123)	24
<i>h.c dépend du rapport $\frac{c}{a}$</i>	$\langle 0001 \rangle$	$(11\bar{2}0)$ $(11\bar{2}3)$	3 6

Tableau 1 : Les systèmes de glissement des différentes structures [Benard et al., 1991].

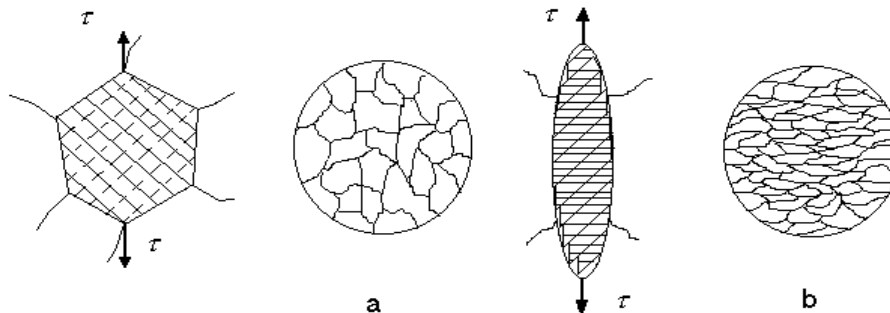


Figure 2 : Modification de la forme d'un grain sous l'effet du glissement
a) avant déformation; b) après déformation [Lakhtine, 1978].

I.2.2. Déformation par maclage

Le maclage est un mode de déformation beaucoup plus compliqué que le glissement. Dans ce cas, les atomes des matériaux se déplacent de telle manière que le réseau non transformé et le réseau maclé deviennent symétriques par rapport à un plan de macle (Tableau 2). Les macles apparaissent comme un mode de déformation complémentaire de glissement et ce mode existe fréquemment dans les métaux c.c ($Fe\alpha$) à une température inférieure à la température ordinaire.

Structure	Direction de macle	Plan de macle
c.f.c	$\langle 112 \rangle$	(111)
c.c	$\langle 11\bar{1} \rangle$	(112)
h.c	$\langle 10\bar{1} \rangle$	$(10\bar{1}2)$

Tableau 2 : Les systèmes de maillage pour différentes structures [Philibert et al., 1989].

La différence entre la déformation par maillage et par glissement, c'est que pour le glissement, les dislocations se propagent dans un même plan, par contre, le maillage exige la propagation d'une dislocation sur chaque plan successif. Il semble qu'il contribue plutôt au relâchement des contraintes engendrées par les hétérogénéités des déformations plastiques [Philibert et al, 1989]. Le maillage peut aussi contribuer à une rotation du cristal qui permet au glissement facile de se poursuivre [Michael, 2000].

I.3. Evolution microstructurale lors de la déformation

La déformation plastique d'un matériau polycristallin entraîne une forte augmentation de la densité des dislocations des premiers pourcents de déformation. Les observations au MET montrent que les dislocations issues de l'écroutissage ont tendance à se répartissent de façon hétérogène et ainsi à former des sous- structures de dislocations.

I.3.1. Apparition d'une sous- structure de dislocation aux faibles déformations

Lors d'une déformation à froid, la microstructure évolue en fonction du taux de déformation. Au cours du premier stade de déformation, les grains se subdivisent, changent de forme et s'allongent selon la direction de sollicitation. Une sous- structure de dislocation apparaît à l'intérieur des grains, dépendant de leur orientation cristallographique [Hughes et Hansen, 1991] et [Hughes, 1995]. La subdivision des grains donne lieu à une configuration cellulaire (blocs de cellules) constituée de "parois" à forte densité de dislocation entourant des volumes à faible densité de dislocation. Quand le taux de déformation augmente, les parois des cellules s'affinent pour former des sous-joints (Fig.3). Cette transformation est accompagnée par une diminution de la taille des cellules [Hatherly et Malin, 1979] et [Hughes et Hansen, 2000] ainsi que par une augmentation progressive de leur désorientation (1° à environ 5°). Les joints de blocs des cellules sont

identifiés comme étant des murs denses de dislocation (Dense Dislocations Walls DDW) [Hansen, 1990, 1992].

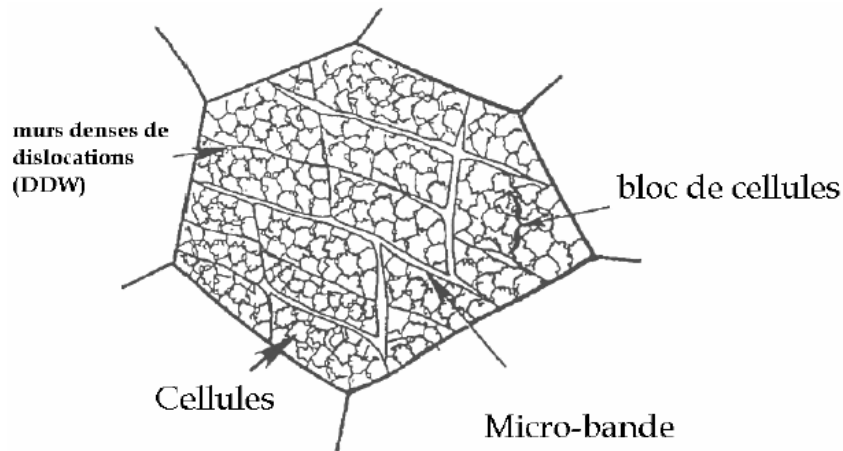


Figure 3 : Blocs de cellules et murs denses de dislocations [Bay et al, 1992].

I.3.2. Energie stockée

Lors de la déformation plastique d'un matériau, une certaine quantité de l'énergie introduite (1 à 10%) est emmagasinée dans la microstructure déformée, principalement sous forme de dislocation [Humphreys et Hatherly, 1995]. Il est bien connu que cette énergie joue un rôle primordial dans les mécanismes de recristallisation; en particulier, elle influe considérablement la mobilité des joints de grains lors de recuits thermiques. Cette quantité d'énergie emmagasinée au sein du matériau varie en fonction d'un certain nombre de facteurs tels que le type du matériau, le taux et la température de déformation. Celle-ci peut varier de façon significative en fonction de la texture globale et plus encore à l'échelle microscopique de l'orientation cristalline des grains. De nombreuses formulations, basées sur différentes méthodes de détermination expérimentale de l'énergie stockée sont proposées dans la littérature. Nous retiendrons en particulier les travaux de Mohamed et Bacroix, qui ont contribué à l'émission d'hypothèses concernant les mécanismes de la recristallisation statique [Mohamed, 1999], [Mohamed et al., 2000], [Bacroix et al., 2000] et [Bacroix et al., 2001]. D'après ces auteurs, l'ensemble des différents types de dislocation doit être pris en compte afin d'aboutir à une expression correcte de l'énergie stockée.

L'énergie stockée est approximativement donnée par l'équation suivante [cité par Humphreys et Hatherly, 1995] :

$$E = E_{\text{dislocations}} + E_{\text{sous-joints}} \dots\dots\dots (1)$$

avec : $E_{\text{dislocation}} = c \rho G b^2$ et $E_{\text{sous-joint}} = \alpha \gamma_s / R$, où ρ : est la densité de dislocations, G le module de cisaillement, b : le vecteur de Burgers, c : une constante sans dimension de l'ordre de 0,5, R : le rayon des sous-grains, α : un facteur géométrique et γ_s : l'énergie des sous-joints. Cette dernière est directement liée à la désorientation (θ) entre les sous-grains par l'équation de Read-Shockley [Read, 1953] :

$$\gamma_s = \gamma_m (\theta/\theta_m) [1-\ln(\theta/\theta_m)] \dots\dots\dots (2)$$

où γ_m et θ_m sont l'énergie de joint de grains et la désorientation maximale pour un joint à faible angle ($\theta_m \leq 15^\circ$). Malgré son importance, il n'existe que peu d'études expérimentales consacrées à celle-ci:

-Par des mesures globales par calorimétrie réalisées (mesure directe de l'énergie) par [Nicker, 1997] dans différents matériaux et cuivres électrolytiques, indiquant une augmentation de l'énergie stockée avec l'accroissement du taux de réduction (Fig.4).

-L'énergie stockée peut être déduite de l'élargissement des pics de diffraction des rayons X (mesure indirecte de l'énergie stockée). Plusieurs études ont été menées dans ce sens par rayons RX [Lebrun, 1978], [Mohamed et Bacroix, 2000] et [Borbély et al., 2000]. Cette technique n'est pas une mesure directe de la densité de dislocations mais celle de la déformation élastique du réseau cristallin produite par la présence des dislocations. Les premières études d'énergie stockée en fonction des orientations cristallographiques à l'état déformé, effectuées par diffraction de RX, ont donné des résultats qui varient en fonction des matériaux et des méthodes de calcul. Par exemple, [Dillamore et al. 1965] ont trouvé dans un acier bas carbone la relation suivante : $E(110) > E(111) > E(211) > E(100)$ entre les énergies stockées pour différentes familles d'orientations. Tandis que Lebrun [Lebrun, 1978] obtient la hiérarchie suivante $E(211) > E(111) > E(100)$ sur un acier Al-K, laminé à chaud de 67%.

-Ainsi récemment [Etter et al. 2002] déterminent des valeurs d'énergie stockée par des mesures de pics de diffraction des neutrons dans un alliage Fe-53% Ni après laminage à froid pour des taux de réduction de 55,77 et 95%. Ils trouvent que la différence d'énergie entre la composante cube $\{001\} \langle 001 \rangle$ et les autres composantes de la texture augmentent quand le taux de déformation dépasse 80%.

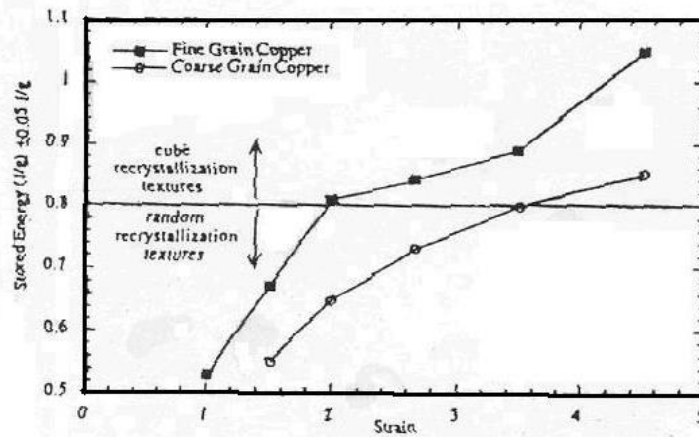


Figure 4 : Variation de l'énergie stockée dans le cuivre après LAF en fonction du taux de déformation [Necker, 97].

I.3.3. Evolutions microstructurales aux fortes déformations

Qualitativement l'évolution de la forme des cellules après une forte déformation plastique à froid suit la tendance imposée par le mode de déformation utilisé. Ainsi une cellule initialement équiaxe tend à acquérir une forme de fibre en tréfilage et une forme de disque en compression. Cependant, d'un point de vue quantitatif l'évolution de la taille des cellules n'est pas simplement donnée par le changement des dimensions macroscopiques du matériau. La figure 5 montre l'évolution de la taille moyenne des cellules pour trois études de la littérature concernant des échantillons de cuivre, d'aluminium et de fer déformés en tréfilage. Il apparaît clairement que cette évolution est différente de celle imposée par la déformation macroscopique représentée sur le même graphe qui dans ce cas est axisymétrique. Ceci implique que le nombre de cellules dans la microstructure n'est pas constant au cours de la déformation. Une transition semble avoir lieu entre les faibles et les fortes déformations. Cette transition a été relevée dans de nombreux cas de déformation, suivant le matériau considéré [Languillaume, 1995].

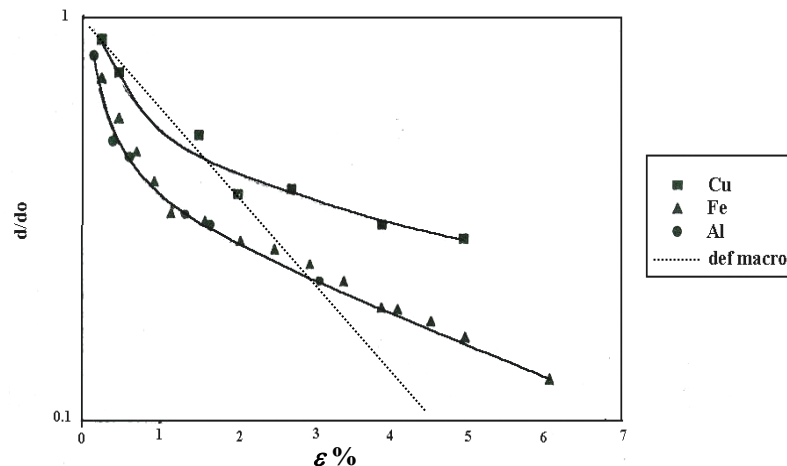


Figure 5 : Evolution du rapport d/d_0 - taille courante des cellules sur la taille initiale (extrapolée) en fonction de la déformation vraie en tréfilage sur des échantillons de cuivre (99,99 %), d'aluminium (99,998 %), et de fer (Fe-00,07 % C) [Languillaume, 1995].

I.4. Influence de la présence d'une seconde phase

La déformation d'un matériau biphasé est par nature non uniforme en comparaison avec celle d'un matériau monophasé. Elle dépend fortement de la fraction volumique, de la morphologie et de la taille de la seconde phase. Du fait de la différence de comportement entre les deux phases, une densité de dislocation plus importante est stockée dans la microstructure. Ces dislocations peuvent être perçues comme des dislocations d'accommodation géométrique, qui sont associées aux gradients de déformation entre les deux phases. On peut également considérer qu'elles jouent un rôle de concentration, qui permet l'écoulement de la phase dure sous une contrainte macroscopique inférieure à la limite d'écoulement de cette phase [Languillaume, 1995].

I.4.1. Textures d'un matériau biphasé

Les textures cristallographiques des diverses phases d'un matériau biphasé dépendent des conditions dans lesquelles les diverses phases se sont formées et leurs interactions. Si l'une des deux phases est très dure, elle pourra modifier considérablement la déformation plastique de la phase la plus ductile et donc de ce fait elle modifiera la texture de déformation (cas d'acier extra doux : ferrite-martensite). De même, si les deux phases d'un alliage binaire possèdent les mêmes propriétés (dureté, ténacité...), elles finiront par se déformer toutes les deux à peu près de la même manière où chacune d'elle prend la texture qu'elle aurait eu si elle avait été seule.

I.5. Texture de déformation

La rotation plastique subie par les grains d'un polycristal, ou plutôt par les blocs de cellules cités précédemment, entraîne généralement l'apparition d'une texture cristallographique, c'est-à-dire d'orientation privilégiée de ces domaines. Le type de texture dépend à la fois des caractéristiques du matériau et du mode de déformation utilisé. Le cas du fer déformé en tréfilage est particulièrement intéressant, car il illustre bien l'influence majeure que peut avoir l'apparition d'une texture sur le développement de la microstructure au cours de la déformation. En effet, les observations sur la section transversale de fils de fer tréfilés font apparaître une structure onduleuse où les grains; et également dans une moindre mesure les cellules; présentent des courbures importantes [Dillamore et al., 1965]. Cet aspect de la microstructure est une caractéristique des métaux cubiques centrés et fortement déformés en tréfilage.

[Wsermannet et al., 1926] et [Sun Hu et al.,1966] ont montré que cette morphologie particulière de la microstructure provient du développement d'une texture de fibre de type $\langle 110 \rangle$ au cours du tréfilage dans ces métaux. La figure 6 montre schématiquement l'orientation des directions de glissement de type $\langle 111 \rangle$ pour un grain allongé selon la direction du fil et orienté selon la texture citée, c'est-à-dire avec la direction $[110]$ parallèle à l'axe du fil. Deux directions de glissement sont contenues dans un plan parallèle à l'axe du fil et un glissement dans ces directions entraîne une élévation des grains dans la direction du fil et un amincissement dans une direction perpendiculaire (radiale). Donc, le changement de forme des grains correspond localement à une déformation plane [Langford et Col, 1992]

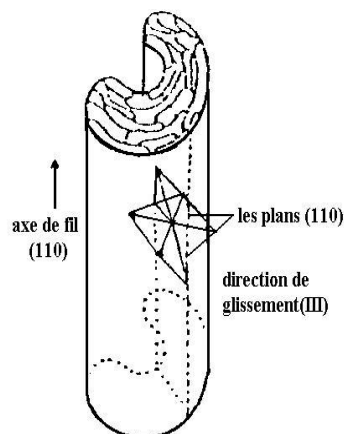


Figure 6 : Représentation schématique de la forme des grains et des plans et directions de glissements dans un fil de fer tréfilé présentant une texture de fibre $\langle 110 \rangle$ [Langford et Col, 92].

I.6. Différents types de textures de déformations

I.6.1. Textures de fibres

Au cours de la déformation plastique d'un matériau polycristallin, les grains subissent des rotations qui modifient leur orientation cristallographique. Ces rotations dépendent du mode de déformation imposé au matériau d'une part, et des systèmes de glissement activés dans chaque grain d'autre part. Ces changements d'orientation des grains génèrent dans le matériau la formation d'une texture de déformation. Pour une déformation uniaxiale (comme le tréfilage des fils), nous trouvons une texture dite de fibres.

Les métaux c.f.c ont une texture de fibre double; les grains ont préférentiellement soit une direction $\langle 111 \rangle$, soit une direction $\langle 100 \rangle$ parallèle à l'axe du produit [Dillamore et Robert, 1965] et [Shin et al. 2000]. La proportion des deux composantes varie d'un métal à l'autre et dépend de la pureté. La texture $\langle 111 \rangle$ peut être reliée à l'orientation finale des monocristaux se déformant seulement par glissement [Chin, 1969]. Les grains de l'orientation $\langle 100 \rangle$ ont une densité de dislocation plus faible et leur formation pourrait faire intervenir le maclage (à basse température) et une recristallisation partielle (à température plus élevée) [Wassermann, 1963]. En augmentant la température du produit, les vitesses de déformation élevées favorisent l'apparition de composantes mineures de recristallisation ($\langle 115 \rangle$, $\langle 118 \rangle$). L'étude de la formation de textures de déformation dans des monocristaux a montré que certaines orientations de grains donnent de telle composantes plutôt qu'une autre. Ainsi la composante $\langle 100 \rangle$ est plus importante dans des cristaux initialement orientés près de $\langle 100 \rangle$. La symétrie radiale de la texture de fibres n'est pas toujours respectée.

Les textures de fibres des métaux c.c., sont comparables quelles que soient la nature, la composition et la pureté du métal. La texture finale est toujours du type $\langle 110 \rangle$; cette direction est d'ailleurs le point vers lequel convergent les axes des monocristaux déformés en traction. Les textures de compression sont constituées de deux composantes $\langle 100 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ [Adda et al., 1999].

I.6.2. Textures de laminage

Dans les métaux c.f.c on admettait que les textures de laminage pouvaient être décrites par deux composantes : $\{110\} \langle 112 \rangle + \{112\} \langle 11 \rangle$. Cette représentation n'est cependant pas entièrement satisfaisante et l'on considère maintenant que ces textures peuvent être de deux types : texture du cuivre, texture de laiton. Cette dernière peut être caractérisée par l'orientation idéale $\{110\} \langle 112 \rangle$ et une composante mineure $\{110\} \langle 001 \rangle$. La texture de l'aluminium ou du cuivre est plus ou moins bien décrite par les indices $\{146\} \langle 211 \rangle$, mais il est préférable de la considérer comme une superposition de deux textures de fibres partielles. Les métaux purs ont généralement une texture du type cuivre, tandis que l'introduction d'éléments d'alliages favorise la formation de textures du type laiton α [Virnich et Lücke 1978] et [Hirsch et Lücke 1988]. Lorsque la température de laminage augmente on se rapproche dans tous les cas d'une texture du type cuivre. En réalité ces règles connaissent des exceptions et on ne peut pas parler de texture des métaux purs et de texture des alliages. Dans beaucoup de cas, la transition de la texture du cuivre à la texture du laiton peut être reliée à l'effet des éléments d'alliage sur l'énergie de défaut d'empilement [Adda et al., 1999].

Dans les métaux c.c la texture de laminage se compose d'une orientation idéale $\{100\} \langle 110 \rangle$, tournée d'un angle plus ou moins grand autour de la direction de laminage, et d'orientations secondaires dont les plus courantes sont $\{112\} \langle 110 \rangle$ et $\{111\} \langle 110 \rangle$ [Lücke et Holscher, 1991]. L'évolution de la texture de déformation dépend aussi bien du taux de déformation que de la composition chimique du matériau (carbone en insertion, éléments d'addition, ...), et également de l'histoire thermomécanique du matériau (les conditions du laminage à chaud qui précède le laminage à froid). Cette évolution de la texture a également été observée par [Miroux, 1999] après différents taux de déformation (55%, 65%, 75%, 85% et 90%) d'un acier IF-Ti. La texture finale est caractérisée par des renforcements autour des composantes $\{112\} \langle 110 \rangle$ et $\{111\} \langle 110 \rangle$.