HAL
open science

Etude de l'évolution de la texture cristallographique d'acier extra-doux au cours du tréfilage et d'une opération particulière de laminage : détermination des contraintes internes

Christophe Schuman

To cite this version:

Christophe Schuman. Etude de l'évolution de la texture cristallographique d'acier extra-doux au cours du tréfilage et d'une opération particulière de laminage : détermination des contraintes internes. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université Paul Verlaine - Metz, 1994. Français. NNT : 1994METZ001S . tel-01776030

HAL Id: tel-01776030

https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01776030v1

Submitted on 24 Apr 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

UNIVERSITÉ DE LORRAINE

AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4
Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10
http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php
http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm

vb 79403.

Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique

ETUDE DE L'EVOLUTION DE LA TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE D'ACIERS EXTRA-DOUX AU COURS DU TREFILAGE ET D'UNE OPERATION PARTICULIERE DE LAMINAGE. DETERMINATION DES CONTRAINTES INTERNES

par

Christophe SCHUMAN

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ

N° inv.	19940025
Cote	S/M3 94/1
Loc	Magasin

THESE

Soutenue le 24 janvier 1994 à l'U.F.R. MIM-Sciences de l'Université de Metz, en vue de l'obtention du grade de

Docteur d'Université - mention : Sciences de l'Ingénieur

JURY

Mme	M.J. PHILIPPE	Professeur à l'Université de Metz	Directeur de Thèse
MM	P. VAN HOUTTE	Professeur à l'Université de Louvain (Belgique)	Rapporteur
	M. ARMINJON	Docteur habilité en Sciences Physiques, Institut de Mécanique -3S- Grenoble	Rapporteur
	M. JALLON	Ingénieur de Recherche UNIMETAL Recherche Amnéville	Examinateur
	C. ESLING	Professeur à l'Université de Metz	Examinateur
	M. HUMBERT	Professeur à l'Université de Metz	Examinateur

SOMMAIRE

1- INTRODUCTION **5**

2- DETERMINATION DE LA TEXTURE **7**

2-1- Fonction de texture **7**

2-1-1 Définition 7
2-1-2 Orientation des grains 7
2-1-3 Conditions d'obtention de la fonction de texture 9

2-2 Figure de pôles (FP) **11**

2-2-1 Obtention des figures de pôles 11
2-2-2 Corrections à apporter aux figures de pôles 11
2-2-2-1 Le fond continu 11
2-2-2-2 La défocalisation 13
2-2-2-3 Volume diffractant 14
2-2-2-4 Densité de pôles 14

2-3 Présentation de la méthode des harmoniques sphériques **15**

2-3-1 Principes généraux 15
2-3-2 Calcul de la partie paire (l pairs) 15
2-3-3 Détermination de la partie impaire 17
2-3-4 Calcul de l'indice de texture 19

2-4- Représentation des textures **21**

2-4-1 Figures de pôles directes 21
2-4-2 Figures de pôles inverses 21
2-4-3 Représentation de la fonction de distribution des orientations 21

2-5- Application de la mesure des textures aux fils **23**

2-6- Conclusion **26**

Références bibliographiques du chapitre 2 **27**

3- TEXTURES DE TREFILAGE ET DE LAMINAGE 28

3-1 Bibliographie sur les textures de tréfilage et de laminage 28

3-1-1 Textures de laminage à froid 28
3-1-2 Textures de tréfilage 30

3-2 Texture de tréfilage des IFS(Interstitial Free Steel) 39

3-2-1 Conditions de tréfilage 39
3-2-2 Conditions de mesure 40
3-2-2-1 Phase exploratoire 40
3-2-2-2 Condition de mesure (choix des paramètres de comptage) 41
3-2-2-3 Préparation des échantillons 41
3-2-2-4 Préparation des échantillons pour l'étude du gradient de texture 47
3-2-3 Résultats 47
3-2-3-1 Etude du fil A 47
3-2-3-2 Etude du fil B 47
3-2-3-3 Etude du fil C 49
3-2-3-4 Comparaison entre l'étude A et B 49
3-2-3-5 Comparaison entre l'étude B et C 49
3-2-3-6 Gradients de texture sur des fils de type A 49
3-2-3-7 Gradients de texture sur des fils de type B 51
3-2-3-8 Gradients de texture sur des fils de type C 51
3-2-3-9 Effet de la vitesse de déformation (EL : étirage lent) 51
3-2-3-10 Effet du frottement métal-outil (EF) 51
3-2-3-11 Conclusion 55

3-2-4 Modèle de Taylor 55

3-2-4-1 Description du modèle 55
3-2-4-2 Résultats 56

3-2-5 Conclusion 59

3-3 Texture de tréfilage des aciers calmés Al (nuance FM6Al) **60**

3-3-1 Filière fonte (F) 63
3-3-2 Filière électrique 63
3-3-2-1 Al fort (E) 63
3-3-2-2 Al faible (D) 63
3-3-3 Conclusion calmé Al 63

3-4 Evolution de la texture au cours du laminage à froid pour des IFS **67**

3-4-1 Introduction 67
3-4-2 Descriptif du schéma de laminage 67
3-4-3 Evolution de la texture et gradient 67
3-4-3-1 IFS haute résistance (grain fin) 73
3-4-3-2 IFS basse résistance (gros grain) 73
3-4-3-3 IFS laminé condition normale (régime stationnaire) 73
3-4-4 Conclusion 76

3-5 Conclusion **76**

Références bibliographiques du chapitre 3 **78**

4- CONTRAINTES RESIDUELLES **80**

4-1 Introduction **80**

4-2 Définitions et nature des contraintes résiduelles **80**

4-2-1 Définitions 80
4-2-2 Les trois ordres de contraintes résiduelles 82

4-3 Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des RX **85**

4-3-1 Diffraction des RX 85
4-3-2 Principe de la détermination des $\sigma_{rés}$ par les RX 85
4-3-3 Détermination des contraintes résiduelles 85
4-3-4 Limites de la méthode 88

4-3-5 Détermination des contraintes dans les fils (cas isotrope) 90
4-3-6 Détermination des contraintes par diffraction de neutrons 91
4-3-7 Conclusion 92

4-4 Cas de matériau texturé 93

4-4-1 Détermination des contraintes dans les fils (cas anisotrope) 93
4-4-2 Méthodes de détermination des contraintes dans les fils fins 94
4-4-3 Méthode développée par Brakman 98
4-4-3-1 Déscription de la méthode 98
4-4-3-2 Définitions des angles, des repères 98
4-4-3-3 Résultats 103
4-4-3-4 Conclusion 106

4-5 Résultats 106

4-5-1 Détermination des contraintes sur la section des fils 106
4-5-2 Détermination des contraintes sur la surface cylindrique 108

4-6 Conclusion 111

Références bibliographiques du chapitre 4 113

5- CONCLUSION 115

Annexes 117

1- INTRODUCTION

L'analyse des textures est utilisée depuis de nombreuses années avec succès dans les produits plats, car la texture influence différentes propriétés mécaniques et en particulier l'aptitude au formage. Cette technique a permis d'optimiser des cycles de fabrication afin d'obtenir des caractéristiques nécessaires à une bonne emboutissabilité ou a une limitation des cornes d'emboutissage du matériau. Dans le cas des gaines de combustible nucléaire en zirconium c'est la dilatation thermique et le grandissement sous irradiation qui ont été ainsi optimisés.
Enfin, cette technique permet de comprendre les mécanismes mis en jeu lors de la déformation plastique grâce à l'utilisation de modèles permettant de suivre cette évolution de texture.

Forts de ces résultats, les producteurs de produits longs se sont intéressés aux textures cristallographiques afin d'optimiser les cycles de fabrications pour obtenir la texture idéale pour une application donnée. Dans le cas du tréfilage, différentes études d'évolution de texture durant la déformation et la recristallisation ont été menées, avec des essais de correlations vers les propriétés telles que la charge à rupture.

Dans cette étude, nous avons voulu étudier l'évolution expérimentale de texture pour différentes qualités d'acier ainsi que l'apparition de variations et de gradients éventuels de façon à vérifier certains résultats de la littérature qui paraissent contradictoires. Le choix des matériaux a été fait de façon à prendre des matériaux ayant des caractéristiques mécaniques et métallurgiques différentes, tout en restant dans la même gamme d'acier, à savoir des aciers doux. Les matériaux retenus sont des aciers sans intertstitiels encore appelés IFS (nuance UNIFREE) et des aciers calmés à l'aluminium (nuance FM6Al).
En ce qui concerne les IFS, l'adjonction de titane (avec un rapport Ti/C >7) permet le piégeage de l'azote (suppression du vieillissement après écrouissage) et le piégeage du carbone (suppression du vieillissement après trempe (pas de carbone en sursaturation dans la ferrite)). Dans ces aciers on ne retrouve finalement qu'une seule phase ferritique avec des précipités qui sont généralement des carbonitrures de titane.
En ce qui concerne les aciers calmés Al, le rôle de l'aluminium est le même que celui du titane sur l'azote. Ces matériaux ont en général un taux de carbone supérieur à celui d'un IFS. On retrouvera dans la matrice des phases ferritiques et de la céméntite avec des précipités de nitrure d'aluminium.
Comme l'aciérie d'Unimetal Gandrange doit devenir une aciérie électrique, les matériaux obtenus par cette voie ont beaucoup d'éléments

résiduels (Cu, Cr, Ni,...) ; ces éléments provenant des ferrailles de récupération que l'on utilise à l'aciérie. De ce fait, nous avons choisi un calmé Al obtenu par la filière fonte et deux calmés Al (avec des taux d'aluminium différents) obtenus par la filière électrique afin de déceler d'éventuels effets de ces éléments résiduels sur la texture.
Nous essayerons de déceler les variations d'évolution de texture entre ces différentes nuances mais également de vérifier par simulation ces évolutions en utilisant un modèle de plasticité.

Le but de ce travail est également de déterminer l'influence que peut avoir la texture cristallographique sur la limite de tréfilabilité du matériau dans le cas des IFS et des calmés Al en fonction de différentes conditions de tréfilage et métallurgiques. Une étude de texture dans une opération particuliére de laminage à froid a également été menée afin de comparer les textures obtenus par deux procédés de déformation différents. De plus, comme toute déformation plastique introduit des contraintes résiduelles dans le matériau, il nous est apparu nécessaire d'essayer de les quantifier afin de pouvoir prévoir le comportement du matériau en service. Ces déterminations des contraintes internes ont été faites par diffraction des rayons X.

2- DETERMINATION DE LA TEXTURE

En première approximation, un grain peut être assimilé à un monocristal qui en raison de la structure des arrangements atomiques peut se comporter de manière très anisotrope pour certaines propriétés physiques. Un ensemble de cristaux aux propriétés anisotropes (polycristal) peut, si ceux-ci sont disposés de façon aléatoire, avoir un comportement macroscopique isotrope. Mais au cours d'une solidification ou au cours d'une déformation plastique (laminage, tréfilage, traction, compression, ...), les grains ne sont plus orientés de manière aléatoire ; on dit alors que le matériau présente une texture de solidification ou de déformation. Les propriétés de ces matériaux peuvent être anisotropes et dépendent des caractéristiques liés soit aux cristallites (nature, forme du réseau,...), soit du milieu polycristallin (grosseur des grains, orientations, nature des joints,...). En ce qui concerne ces derniers, la texture est un paramètre important pour la compréhension, prolongée par la prévision des propriétés anisotropes.
Ce chapitre est consacré, après quelques rappels et définitions, à la présentation de la technique mise en œuvre ainsi que les principes méthodologiques utilisés pour obtenir la fonction de texture et les différentes représentations de celles-ci utilisées dans les chapitres suivants.

2-1- Fonction de texture

2-1-1 Définition

La fonction de texture, ou fonction de densité des orientations (FDO), notée f(g), est une fonction statistique qui décrit la fraction volumique de cristallites ayant l'orientation g à dg près, sans tenir compte de la localisation spatiale dans le matériau. Elle est définie de la façon suivante [2] :

$$\frac{dV(g)}{V} = f(g)\, dg \qquad 1)$$

avec

$$\oint f(g)\, dg = 1 \qquad 2)$$

$$f(g) \geq 0 \qquad 3)$$

2-1-2 Orientation des grains

En métallurgie, l'orientation des grains par rapport à un repère

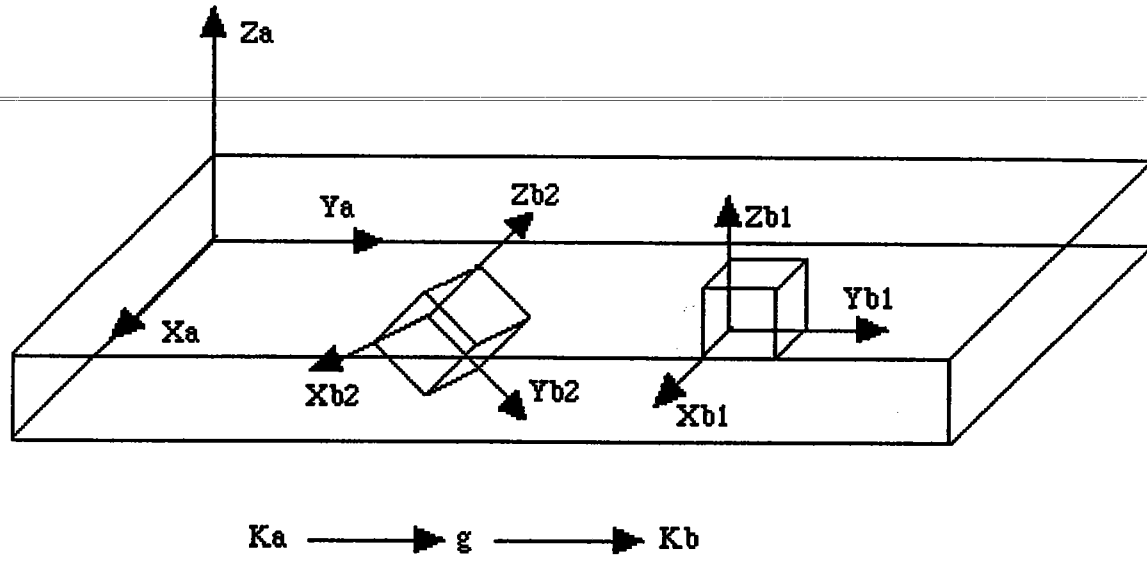


Figure 212-1 : Correspondance entre le repère d'échantillon K_A et le repère cristallite K_B.

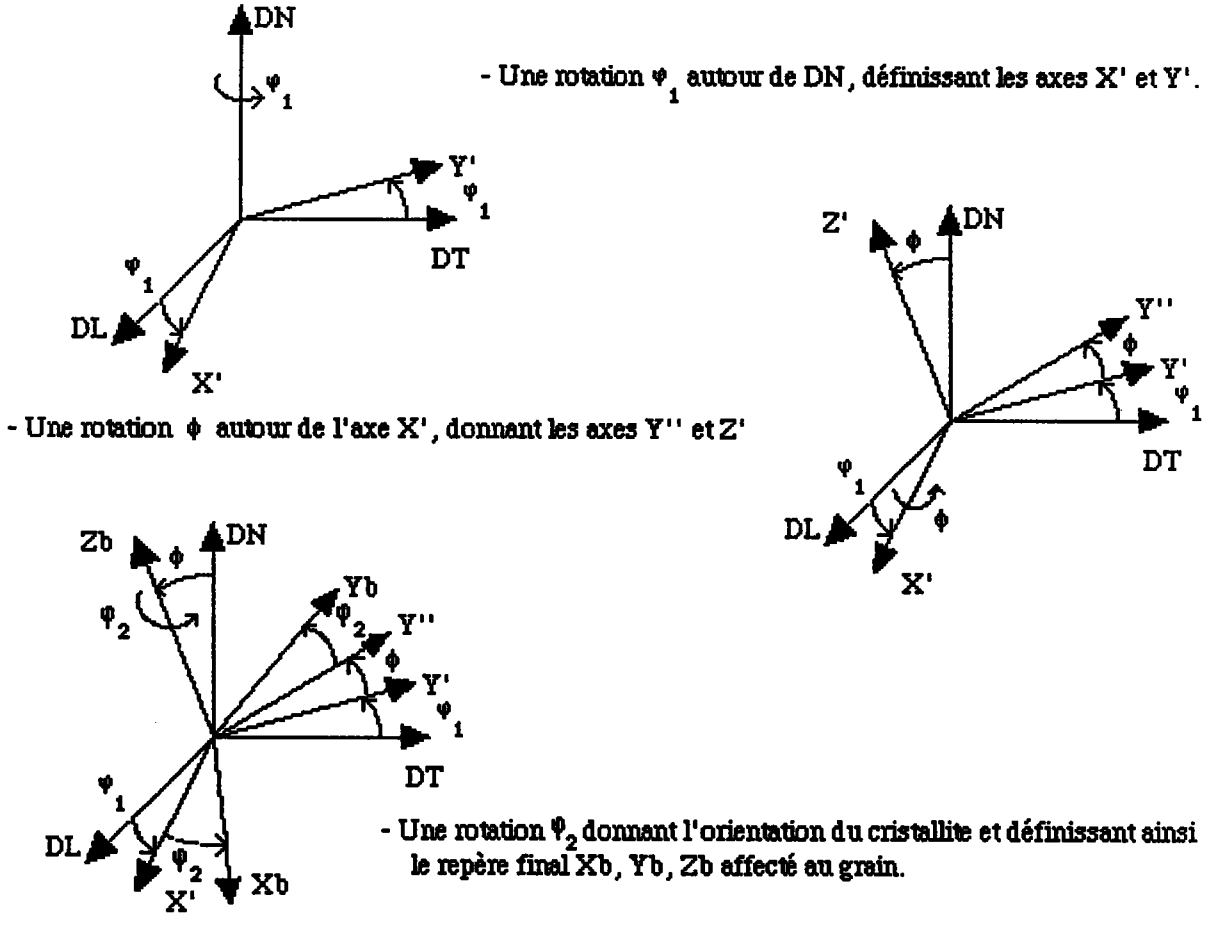


Figure 212-2 : Rotation amenant K_A en coincidence avec K_B.

macroscopique lié à l'échantillon est souvent exprimée par un couple (hkl)[uvw], où (hkl) est le plan du cristal parallèle au plan de l'échantillon et [uvw], la direction cristallographique parallèle à la direction de laminage. Or du point de vue de l'échantillon, pour décrire complètement l'orientation des grains, il est nécessaire de prendre un repère lié à l'échantillon polycristallin (K_A : repère macroscopique) et un repère lié au réseau cristallin des grains (K_B : repère microscopique) (Fig 212-1).
L'orientation peut également être décrite au moyen d'angles d'Euler (Fig 212-2).
Les 3 angles d'Euler définissent 3 rotations autour de 3 axes particuliers :

- une rotation φ_1 autour de z ($0 \leq \varphi_1 \leq 2\pi$)
  z -> z x -> x' y -> y'
- une rotation ϕ autour de x' ($0 \leq \phi \leq \pi$)
  z -> z' x' -> x' y' -> y''
- une rotation φ_2 autour de z' ($0 \leq \varphi_2 \leq 2\pi$)
  $z' = z_b$ $x' \to x''' = x_b$ $y'' \to y''' = y_b$

2-1-3 Conditions d'obtention de la fonction de texture

La fonction de texture f(g) peut se décomposer en deux parties :

$$f(g) = \tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \qquad 4)$$

où $\tilde{\tilde{f}}(g)$ est la partie impaire non directement déterminable (loi de Friedel) et $\tilde{f}(g)$ est la partie paire qui, elle, est accessible grâce aux données recueillies lors de la mesure des figures de pôles.
La fonction de texture peut alors se mettre sous la forme :

$$P_{hi}(y) = N_i I_{hi}(y) = \frac{1}{2\pi} \int_{\vec{y}=[g]\vec{h}} f(g) d\gamma \qquad 5)$$

où $I_{h\,i}(y)$ est la figure de pôles mesuréeset corrigées
N_i est le coefficient de normalisation et
$P_{h\,i}(y)$ représente la densité de pôles, de direction cristalline $\vec{hi}$ qui coïncide avec la direction $\vec{y}$, du repère d'échantillon K_A.
Pour un échantillon à texture isotrope $P_{h\,i}(y)$ est égal à 1.

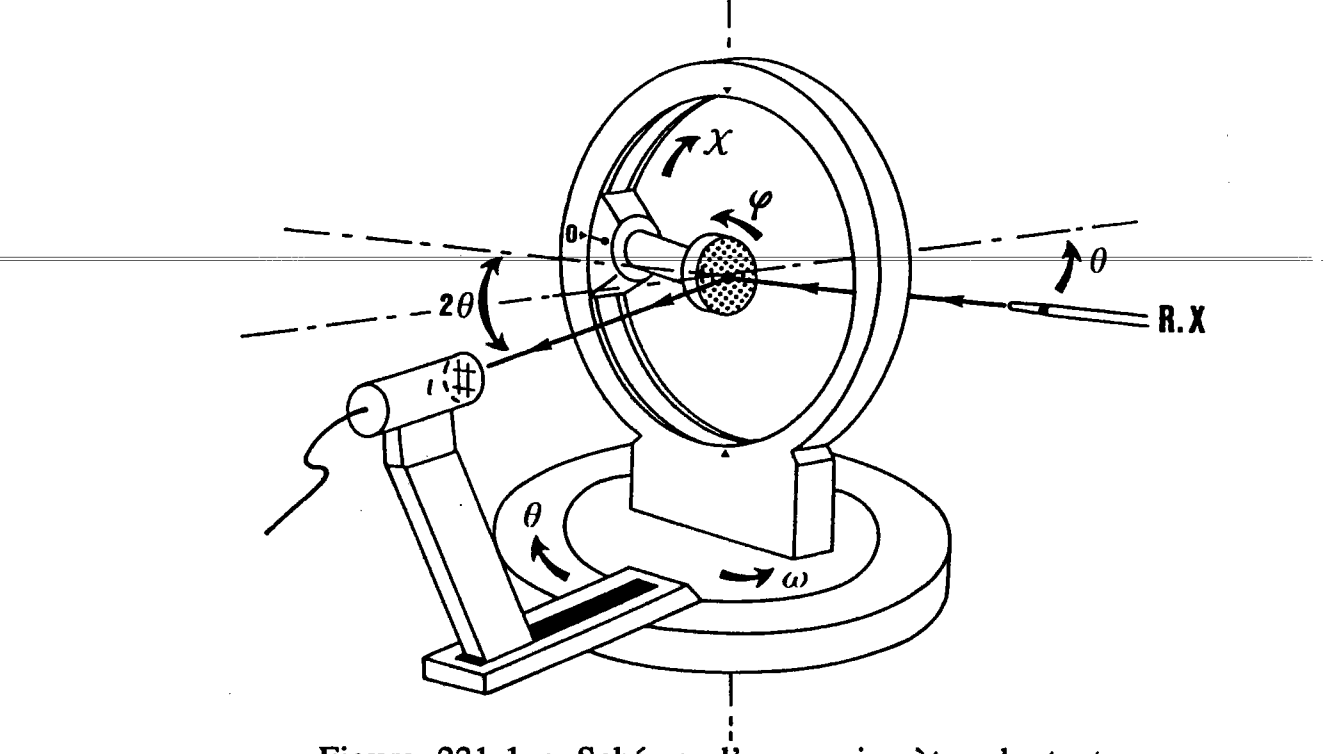


Figure 221-1 : Schéma d'un goniomètre de texture

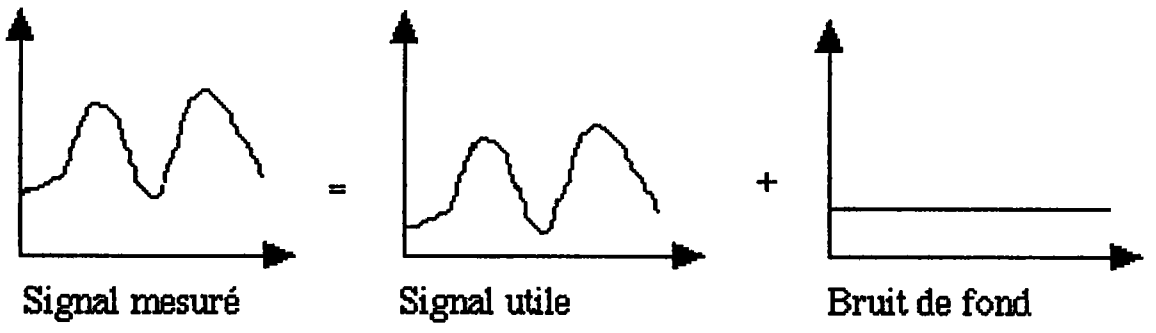


Figure 222-1 : Superposition du signal avec le fond continu

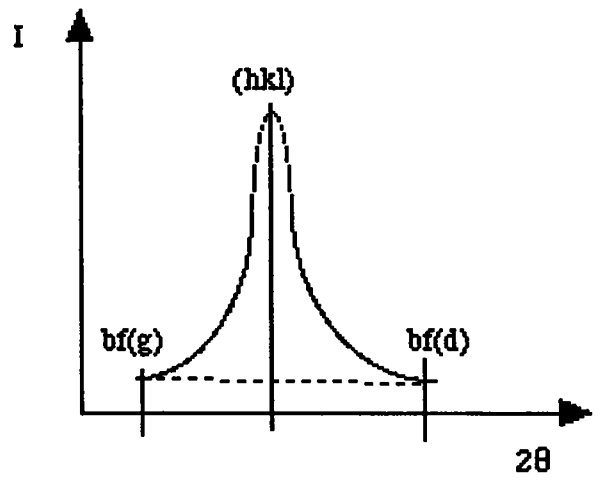


Figure 222-2 : Mesure du fond continu

2-2 Figure de pôles (FP)

La figure de pôles donne la distribution des normales aux plans cristallographiques (hkl) dans le repère d'échantillon K_A.

2-2-1 Obtention des figures de pôles

Elles sont directement accessibles à la mesure grâce à un goniomètre de texture qui est un diffractomètre à quatre cercles (fig. 221-1). Les mesures peuvent se faire soit en transmission (nécessité de faire des échantillons minces), soit en réflexion. la technique mise en œuvre pour ce travail est une méthode en réflexion qui a été mise au point par Schulz : l'échantillon est posé sur un support qui est animé de rotations indépendantes : la rotation de déclinaison (angle χ ou ψ) et la rotation d'azimut (angle φ), ainsi qu'un balayage dont le rôle est d'augmenter la surface explorée qui améliore la qualité statistique. Ces deux rotations (φ,ψ) permettent d'orienter l'échantillon de telle manière que les volumes cristallins dont les pôles (hkl) sont parallèles au vecteur unitaire $\vec{y}$ (défini dans le repère d'échantillon K_A par les angles φ et ψ) participent à la diffraction. La sélection des plans qui diffractent utilise la relation de Bragg qui permet de fixer la direction du compteur de photons X grâce au mouvement 2θ du goniomètre. Le mouvement $\omega = \theta$ positionne l'échantillon de telle sorte que les chemins optiques des faisceaux X incidents et réféchis soient identiques.
Ceci permet une description de la figure de pôles, c'est à dire de la densité de pôles (hkl), grâce au parcours de toutes les orientations dans la fourchette de 80° en déclinaison et 360° en azimut. La limitation à 80° provient du fait qu'au dela de cet angle on se trouve en incidence rasante ce qui empêche toute diffraction ; de ce fait nous n'obtenons que des figures de pôles incomplètes.

Lors de la mesure, le signal receuilli est altéré par différents phénomènes. Connaissant ces phénomènes il est possible de corriger le signal.

2-2-2 Corrections à apporter aux figures de pôles

2-2-2-1 Le fond continu

Lorqu'on irradie un matériau par un faisceau de rayons X, l'intensité reçue par le compteur comprend l'intensité diffractée par les plans sélectionnés et d'une intensité qui provient de réflexions parasites accompagné d'un éventuel phénomène de fluorescence X du matériau

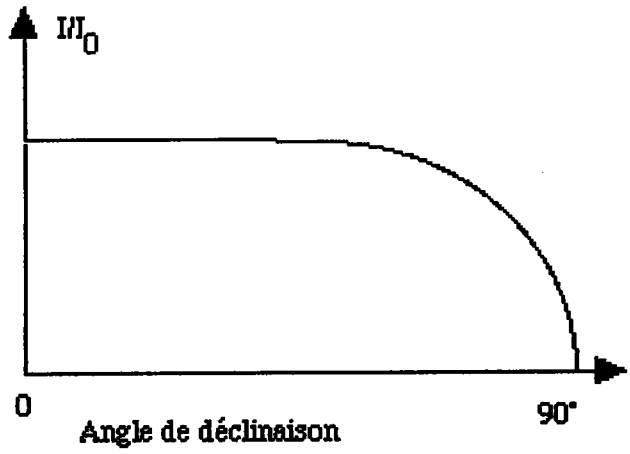


Figure 222-3 : Effet de la défocalisation sur l'intensité relative

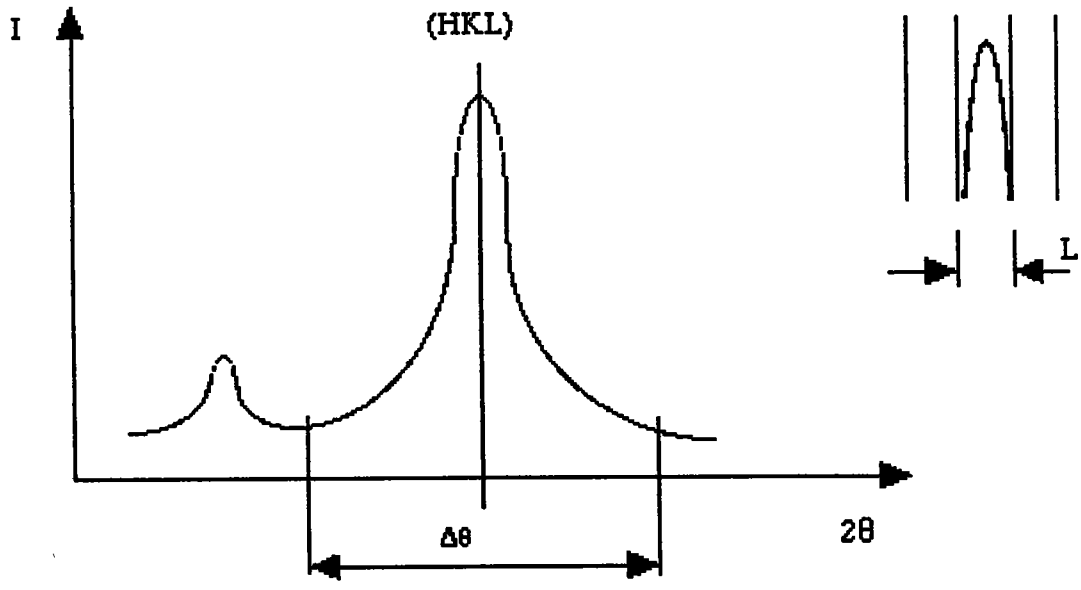


Figure 222-4 : Rôle de la largeur de fente

(fig. 222-1). Cette intensité parasite est appelé fond continu.Il est nécessaire de retrancher cette intensité parasité à l'intensité totale. Le procédé consiste à se placer de part et d'autre du pic considéré (fig. 222-2), et à enregistrer pour les différentes positions en déclinaison, les intensités receuillies. La valeur moyenne qui est une estimation du fond continu est alors retranché.

2-2-2-2 La défocalisation

C'est un phénomène qui apparait au fur et à mesure que l'échantillon décline : l'intensité qui atteint le compteur est atténuée en raison de l'élargissement du faisceau diffracté par rapport aux limites géométriques de la surface de comptage fixées par les diaphragmmes (fig. 222-3).
L'angle minimale de défocalisation peut se calculer à partir de la relation suivante [11] :

$$\alpha = \mathrm{arctg}\left(\frac{1}{2\cos\theta}\sqrt{\left(\frac{L^2}{d^2}-1\right)}\right) \qquad 5)$$

où L est la largeur des fentes verticales du compteur, d le diamètre du collimateur, θ l'angle de Bragg correspondant aux plans étudiés.
Le rôle des fentes verticales est de sélectionner le pic correspondant aux plans hkl sélectionnés en évitant la contribution d'éventuels voisins (fig.222-4). La relation permettant de relier la largeur de fentes avec le domaine $\Delta\theta$ considéré s'écrit :

$$L = D\ \mathrm{tg}(\ 2\Delta\theta\ ) \qquad 6)$$

où L représente la largeur de la fente et D la distance échantillon-compteur
Les fentes horizontales, placées devant le compteur, ont pour but de limiter l'intensité en provenance de l'échantillon en accord avec le pas de déclinaison choisi
(on ne conserve ainsi que l'intensité de la couronne considérée et on ne prend pas en compte celle des couronnes environnantes).
La hauteur optimale est calculée à partir de la relation suivante :

$$H = 2D \sin\theta\ \Delta\chi \qquad 7)$$

où D est la distance échantillon-compteur, $\Delta\chi$ (ou $\Delta\psi$) est le pas de déclinaison et θ l'angle de Bragg.

2-2-2-3 Volume diffractant

Cette correction est nécessaire dans le cas de l'analyse d'une couche mince ou dans les cas d'échantillon à géométrie cylindrique ; nous reviendrons plus en détails sur ce point un peu plus loin dans ce chapitre.
Toutes ces précautions et corrections doivent permettre d'obtenir des données faiblement entachées d'erreur.

2-2-2-4 Densité de pôles

Les figures de pôles, une fois corrigées, sont normalisées, et on ne parle plus alors que de densité de pôles. Cette densité, notée $P_{h\,i}(y)$ ou $P_{h\,i}(\chi, \varphi)$, χ et φ étant respectivement l'angle de déclinaison et l'angle d'azimut, est également une fonction de densité : elle donne la fraction volumique des cristallites dont la normale au plan (hkl) possède l'orientation $y=(\chi, \varphi)$ (figure 222-5).

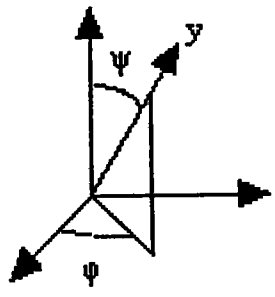


Figure 222-5 : Définition de la direction y

Elle s'écrit :

$$P_{h\,i}(y) = N_i I_{h\,i}(y) \qquad 8)$$

$P_{h\,i}(y)$ doit satisfaire la relation :

$$\int P_{hi}(\vec{y})d\vec{y} = \int_{\varphi=0}^{2\pi}\int_{\chi=0}^{\pi} P_{hi}(\chi,\varphi)\, d\varphi \sin\chi\, d\chi = 4\pi \qquad 9)$$

sur toute la sphère.
Connaissant plusieurs figures de pôles hkl, plusieurs méthodes s'offrent alors à nous pour calculer la fonction de densité des orientations. Celle qui sera utilisée dans cette étude est basée sur le développement en série d'harmoniques sphériques et a été développée initialement par

Bunge [13] et indépendamment par Roe [12].

2-3 Présentation de la méthode des harmoniques sphériques

2-3-1 Principes généraux

La fonction de texture f(g) est liée à la densité de pôles $P_{hi}(\vec{y})$ par la relation [2] :

$$P_{hi}(y) = \int_{hi//y} f(g)d\gamma \qquad 10)$$

En exprimant f(g) par un développement en série sur la base des fonctions harmoniques sphériques généralisées (T), les coefficients (C) du développement en série caractérisent la texture étudiée.

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^{m=l} \sum_{n=-l}^{n=l} C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \qquad 11)$$

2-3-2 Calcul de la partie paire (l pairs)

Comme nous l'avons vu dans un paragraphe précédent, la fonction de texture peut se décomposer en une partie paire $\tilde{f}(g)$ et une partie impaire $\tilde{\tilde{f}}(g)$:

$$f(g) = \tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \qquad 12)$$

avec

$$\tilde{f}(g) = \sum_{l\ pairs} C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \qquad 13)$$

$$\tilde{\tilde{f}}(g) = \sum_{l\ impairs} C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \qquad 14)$$

Par définition, f(g) doit satisfaire l'inégalité suivante :

$$f(g) = \tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \geq 0 \qquad 15)$$

En développant la densité de pôles, on obtient :

$$P_{hi}(y) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{n=-l}^{n=l} F_l^n(hi) k_l^n(y) \qquad 16)$$

où F sont les coefficients du développement en série et k les fonctions

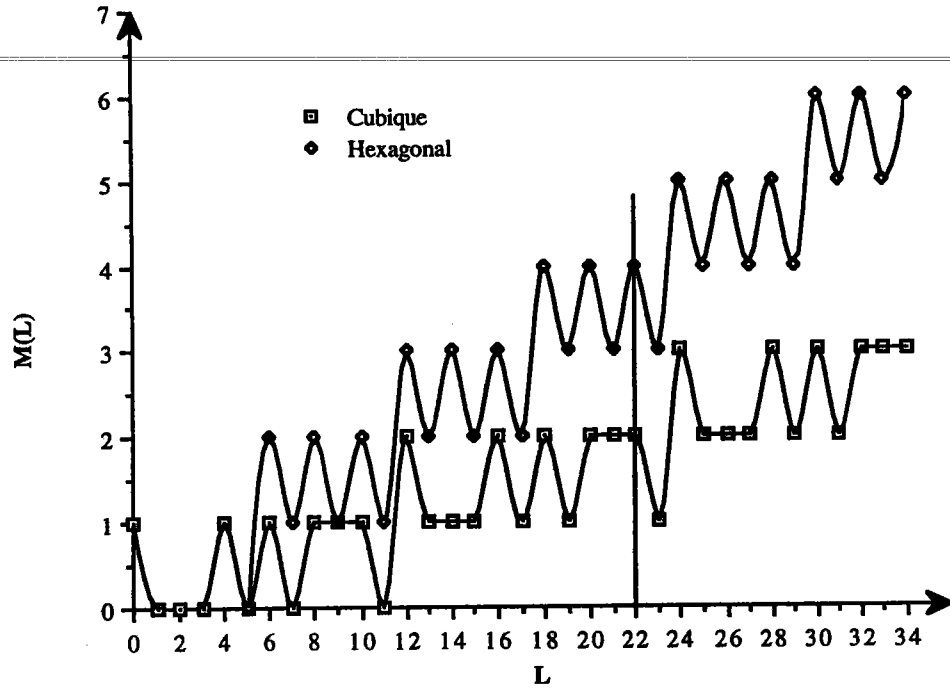


Figure 232-1 : Nombre de figures de pôles nécessaire, M(l) pour une analyse de texture en fonction du rang du développement l.

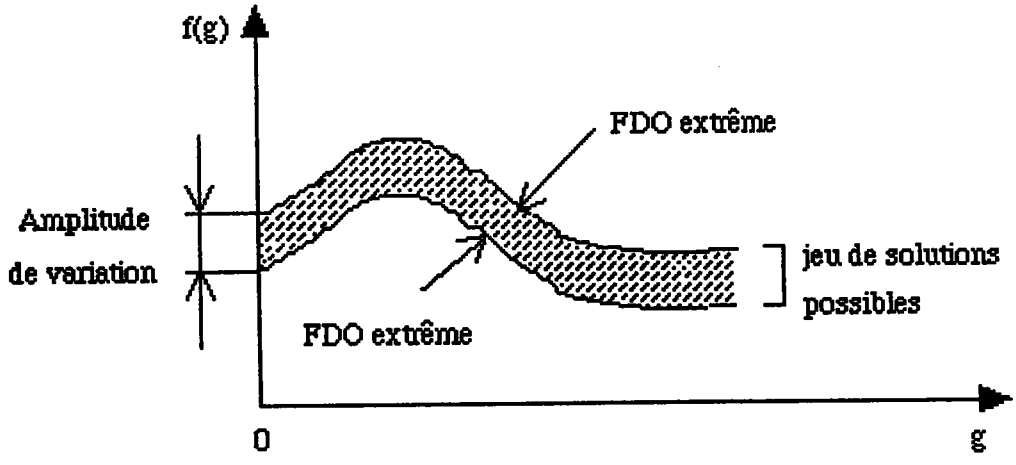


Figure 233-1 : Représentation schématique d'un ensemble de solutions possibles correspondant à un jeu de figures de pôles.

harmoniques sphériques de surface.
La première sommation ne se fait pas jusqu'à l'infini mais jusqu'à une valeur limite l=lmax, qui est fonction de l'acuité de la texture.
En reportant ces développements dans l'équation intégrale (19), on fait apparaître des relations entre les coefficients de texture (C) et les coefficients du développement en série (F) de la densté de pôles

$$F_l^n(hi) = \frac{4\pi}{2l+1} \sum_{m=-l}^{l} C_l^{mn} k_l^n(hi) \qquad 17)$$

En régle générale le développement sur m ne se fait pas de -l à l, mais de 1 à M(l)(ce terme est une fonction de la symétrie cristalline (Fig 232-1)). Pour l et n fixés, il faudra M(l) équations indépendantes et donc mesurer M(lmax) figures de pôles. De ce fait, si l'on connait les coefficients de texture, on pourra calculer toutes les densités de pôles correspondantes ${}^{rec}P_{h\,i}(y)$, suivant l'équation 16.
Toutes les équations précédentes ne sont exploitables que si l'on dispose de figures de pôles complètes. Or, la méthode mise en œuvre ne permet la mesure que jusqu'à un angle de déclinaison de 80°. On évalue alors les coefficients C en adoptant une technique des moindres carrés qui consiste à minimiser l'expression par rapport aux coefficients C.

$$\sum_{i=1}^{i=k} \int \left[N_i I_{hi}(y) - recP_{hi}(y) \right]^2 dy = Min \qquad 18)$$

2-3-3 Détermination de la partie impaire

La détermination de la partie impaire fait appel à la technique dite de positivité. En effet, la centro-symétrie entraîne une perte d'information du fait de la superposition des intensités correspondant aux pôles $\vec{h}$ et $-\vec{h}$.
Cette superposition fait que seule la partie paire peut être extraite des figures de pôles. Les équations précédentes deviennent donc :

$$\int_{hi//y} f(g)d\gamma = \int_{hi//y} \tilde{f}(g)d\gamma = P_{hi}(y) \qquad 19)$$

$$\int_{hi//y} \tilde{\tilde{f}}(g)dg = 0 \qquad 20)$$

De façon plus concrète, cette particularité implique que deux fonctions de densité des orientations qui ne diffèreraient que par leur partie impaire, pourraient avoir des allures différentes tout en correspondant aux

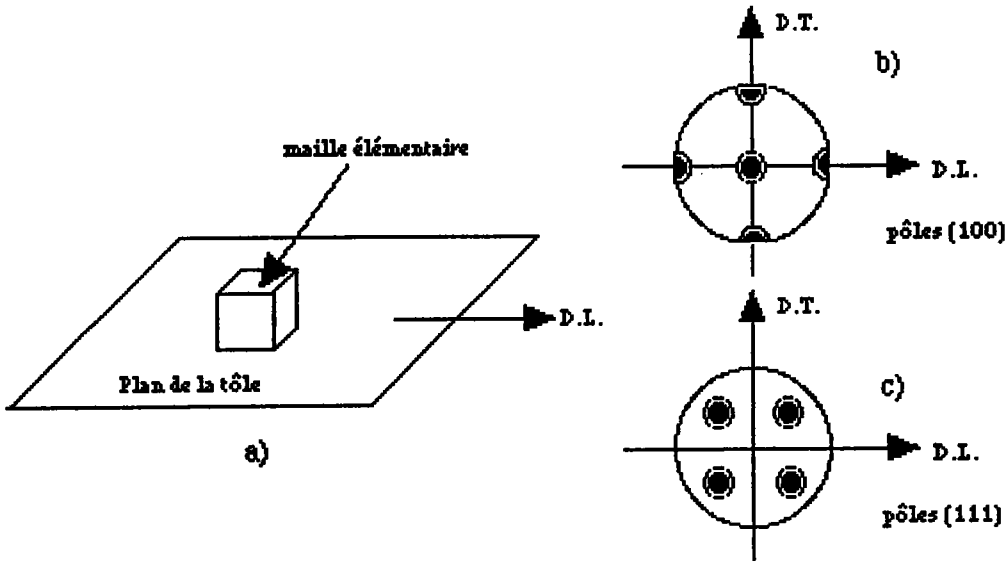


Figure 241-1 : Texture cubique idéale. En b et c projections stéréographiques des pôles (100) et (111) [5].

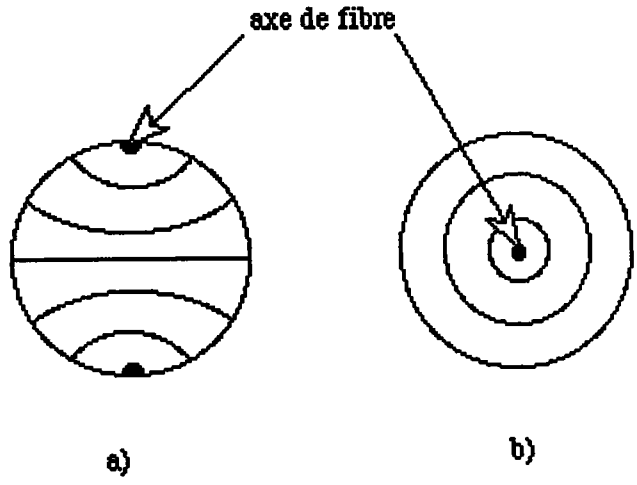


Figure 241-2 : Symétrie axiale dans deux projections différentes [6].

mêmes figures de pôles (fig. 233-1).
Par expérience, on sait que plus la texture est marquée et moins le domaine de solutions admissibles sera large. Pour estimer la partie impaire, nous reprenons la condition de départ qui est :

$$f(g) \geq 0 \qquad 21)$$

La technique de positivité utilise une procédure itérative qui permet de déterminer la partie impaire de telle façon que celle-ci, ajoutée à la partie paire satisfasse à la relation précédente.
A la $(n-1)^{ième}$ itération, la fonction de densité $f_n(g)$ est définie par :

$$f_n(g) = f_{n-1}(g) + \tilde{\tilde{f}}_n(g) \qquad 22)$$

où $f_{n-1}(g)$ est l'approximation de la (n-1)ième étape et $\tilde{\tilde{f}}_n(g)$ est l'opposé de la partie négative de la fonction de densité des orientations définie telle que :

$$\tilde{\tilde{f}}_n(g) \begin{cases} = -f_{n-1}(g) & \text{si } f_{n-1}(g) < 0 \\ = 0 & \text{si } f_n(g) > 0 \end{cases} \qquad 23)$$

Il s'agit en fait d'ajouter à chaque itération une fonction impaire calculée, la partie paire étant connue et déterminée une fois pour toute.
Les itérations s'arrêtent quand il n'y a plus de partie négative ou lorsque les itérations ne réduisent plus les parties négatives.

2-3-4 Calcul de l'indice de texture

A partir des figures de pôles on calcule les coefficients C (coefficients de texture) puis la FDO.
On définit l'indice de texture de la façon suivante :

$$J = \sum_{l,m,n} \frac{1}{2l+1} \left| C_l^{mn} \right|^2 \qquad 24)$$

Ainsi, lorque le matériau est isotrope J vaut 1 ; quand le matériau présente une texture J>1.
En fait, plus le matériau est texturé plus l'indice de texture sera élevé.

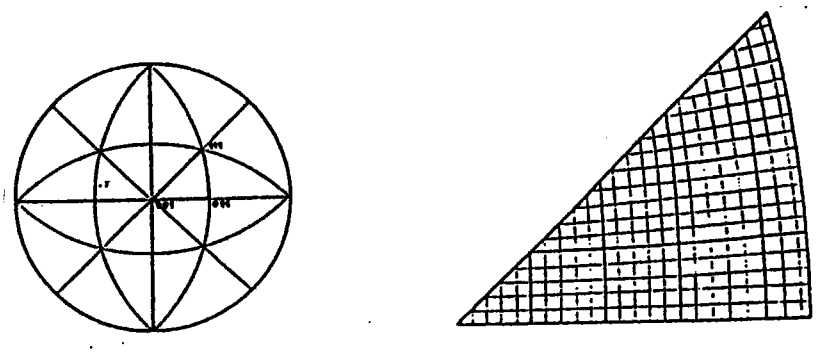


Figure 242-1 : Représentation d'une figure de pôles inverse.

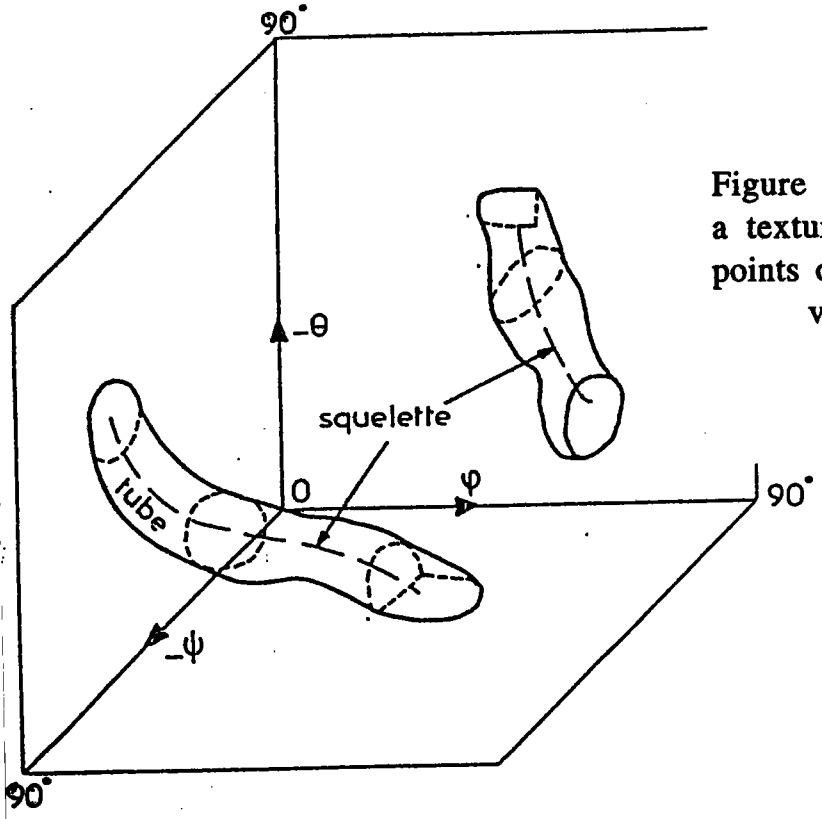


Figure 243-1 : Squelette et tubes de a texture cuivre : le tube marque les points ou la FDO dépasse 5 fois la valeur aléatoire [7].

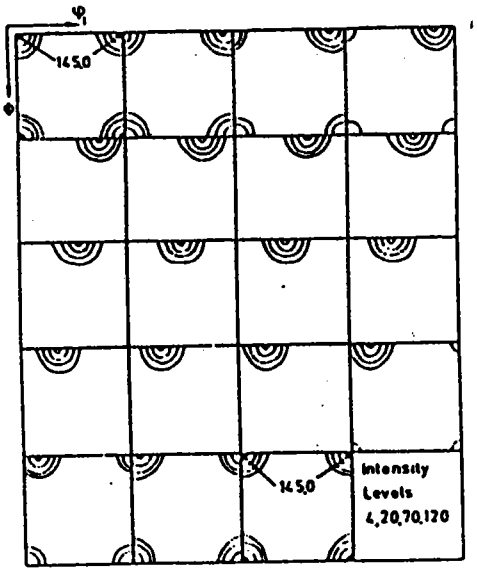


Figure 243-2 : Représentation de la FDO suivant une coupe à φ_2 = cste pas de 5° [8].

2-4- Représentation des textures

2-4-1 Figures de pôles directes

La représentation des textures la plus utilisée est certainement la figure de pôles ; elle ne fournit pas une description complète des orientations préférentielles, mais elle est le moyen le plus direct de présenter les résultats des déterminations radiocristallographiques (fig. 241-1 et 241-2 a et b). La représentation des résultats se fait dans le repère macroscopique (repère échantillon).

2-4-2 Figures de pôles inverses

La méthode qui semble le mieux adaptée à la représentation des textures de fibre (texture possédant un axe de révolution) est la figure de pôles inverses qui indique sur une projection stéréographique les orientations cristallographiques de l'axe de fibre (axe de révolution de la texture) dans la maille des divers grains. Par suite de la symétrie élevée du système cubique, on peut choisir de bien des manières les axes de référence dans chaque cristal, en prenant trois arêtes du cube élémentaire aboutissant à un même sommet : on convient d'adopter dans chaque grain des axes de coordonnées tels que le point représentatif de l'axe de fibre se trouve dans le triangle stéréographique (001), (011), (111) ; soit un vingtquatrième d'une figure de pôles rapportée cette fois à des axes liés à la maille élémentaire du cristal (fig. 242-1).

2-4-3 Représentation de la fonction de distribution des orientations

Après avoir mesuré des figures de pôles directes, il est possible de calculer la fonction de distribution des orientations (FDO ou ODF en anglais), notée f(g), selon le formalisme établi par H.J. Bunge [2], où g est la rotation permettant de passer du repère échantillon au repère cristallite à l'aide des trois angles d'Euler, $g=(\varphi_1,\phi,\varphi_2)$.
La figure 243-1 montre une représentation dans l'espace d'Euler de la FDO pour un cuivre laminé à 95%. Mais cette représentation n'est guère utilisée, car difficilement exploitable. On préfére effectuer des coupes à angle constant (soit à φ_1, soit à φ_2) (voir fig. 243-2).
A partir de cette dernière représentation, il est également possible d'effectuer des zooms qui permettent de visualiser certaines cases particulière de la FDO, pour les cubiques une case intéressante est la case à $\varphi_2 = 45°$ (voir fig 243-3). Il existe une autre représentation de la FDO

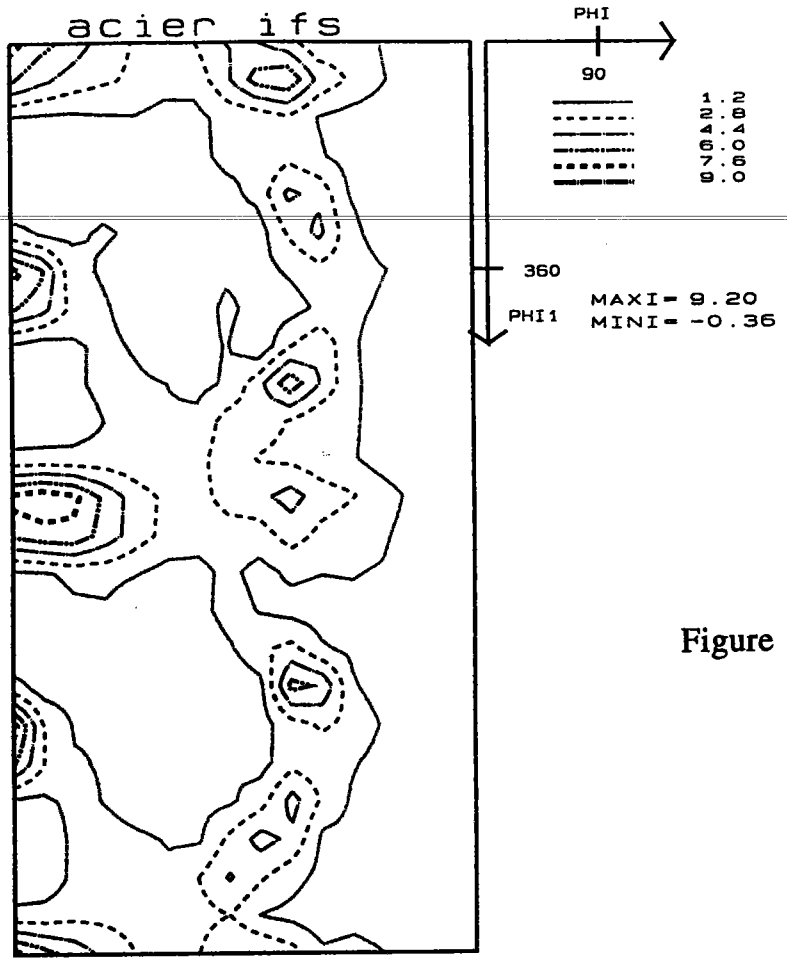


Figure 243-3 : Coupe à $\varphi_2 = 45°$ d'un acier laminé

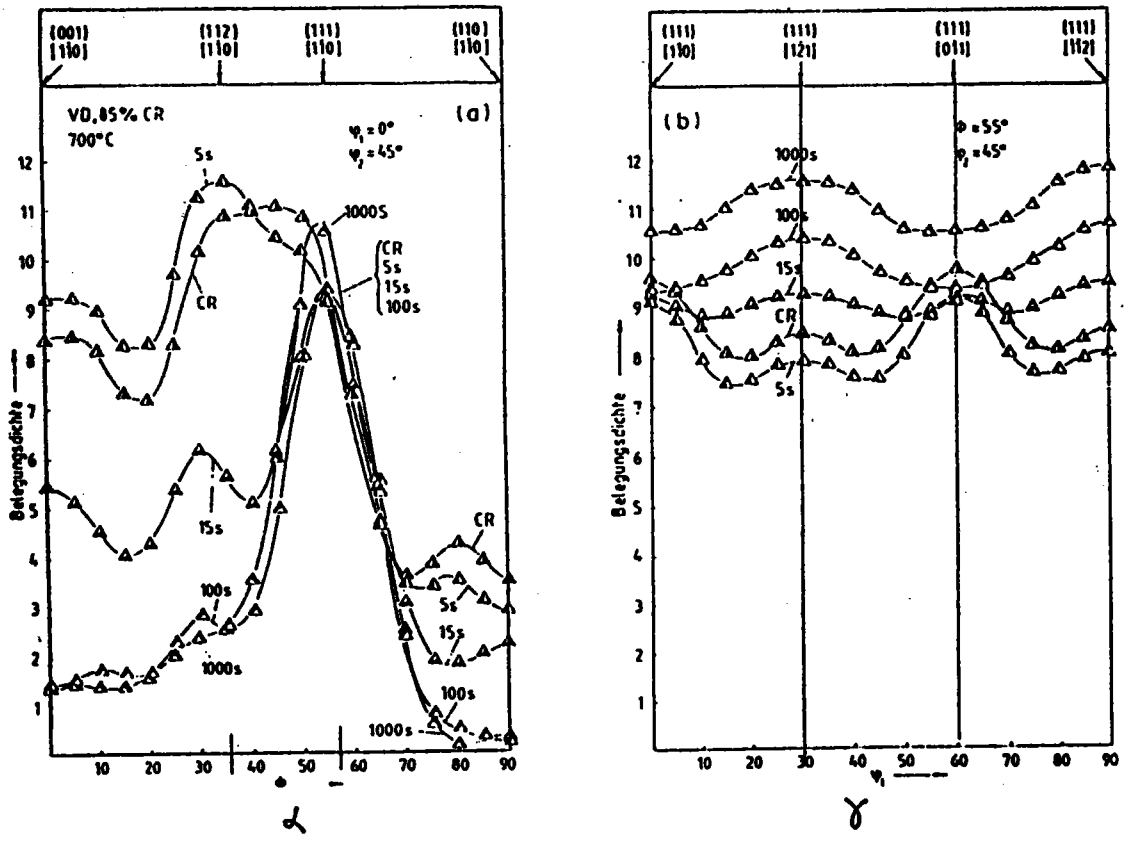


Figure 243-4 : Représentation des différentes fibres d'un acier laminé à froid 85% et recuit à 700°C, (a) le long de α, (b) le long de la fibre γ [8].

qui est les courbes de squelette. Cette representation permet de visualiser dans une section la FDO et permet de superposer plusieurs FDO différentes afin de pouvoir suivre l'évolution de fibres ou de différentes composantes au cours d'une déformation ou d'un traitement thermique. Dans le cas des matériaux que nous avons étudiés les représentations choisies correspondent à des coupes à (ϕ =55°, φ_2 =45°) représentant la fibre γ, à (φ_1 =0°, φ_2 =45°) représentant la fibre α et à (ϕ =0°, φ_2 =45°) représentant la fibre η, comme le montre la figure 243-4 pour les fibres α et γ. Cette dénomination des fibres vient du fait que la plupart des auteurs [3,4] préferent caractériser une texture par une superposition de textures de fibres plus ou moins complètes. Ces fibres sont :
<110> // DL Fibre α, incomplète allant de {001}<110> à {111}<110>
{111} // DN Fibre γ, complète allant de {111}<110> à {111}<112>
<001> // DL Fibre η, complète allant de {001}<100> à {001}<110>
La fibre η se trouvant autour de la composante de Goss.
Nous reviendrons sur ces fibres plus en détails dans le chapitre suivant.

2-5- Application de la mesure des textures aux fils

La mesure des textures dans les fils pose des problèmes qui sont directement liés à leur géométrie (volume diffractant non constant pour une déclinaison donnée). De ce fait différents moyens pour rendre plan un échantillon cylindrique ont été proposés, mais la plupart de ces méthodes ne peuvent s'appliquer qu'à des fils de gros diamètres.
Ces méthodes sont les suivantes (fig 250-1) :
- il est possible d'utiliser la technique développée pour des tubes, dans ce cas il est nécessaire de percer le fil en son centre et ensuite de l'amincir chimiquement afin de pouvoir le dérouler élastiquement. Mais ceci n'est pas réalisable dans notre cas car les fils ont été enroulés sur une bobine et donc présentent un rayon de courbure qui ne permet pas le perçage.
- une autre méthode consiste à mettre les fils en nappe et à recouvrir les espaces libres par une poudre absorbante (type Pb) (fig 250-1 A). Cette technique est possible pour des gros fils, mais la réalisation est rendue difficile pour des fils plus fins.
- une méthode consiste à couper des tranches dans le fil et à les juxtaposer. Il est possible de couper des tranches parallèlement à l'axe du fil (fig 250-1 D) ou des tranches prises sur la circonférence (fig 250-1 C). Là encore cela ne s'applique qu'à des gros fils.
- il est possible de mettre les fils en nappe, les enrober et ensuite effectuer un polissage mécanique (épaisseur à enlever = rayon du fil) (fig 250-1 B).

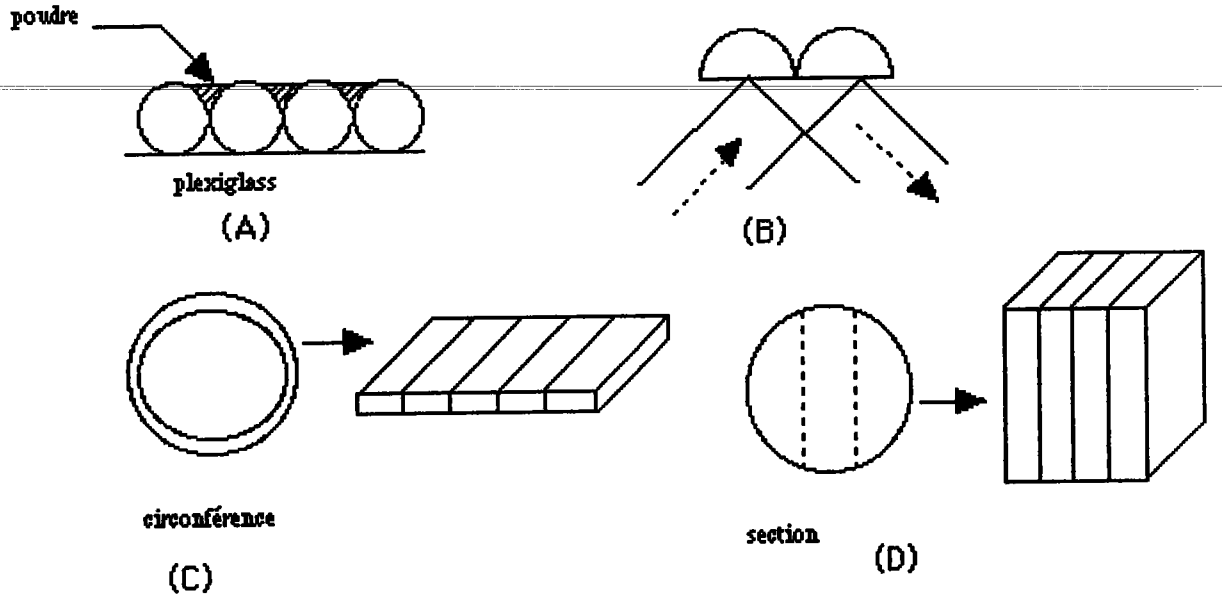


Figure 250-1 : Différents moyens pour rendre un échantillon plan

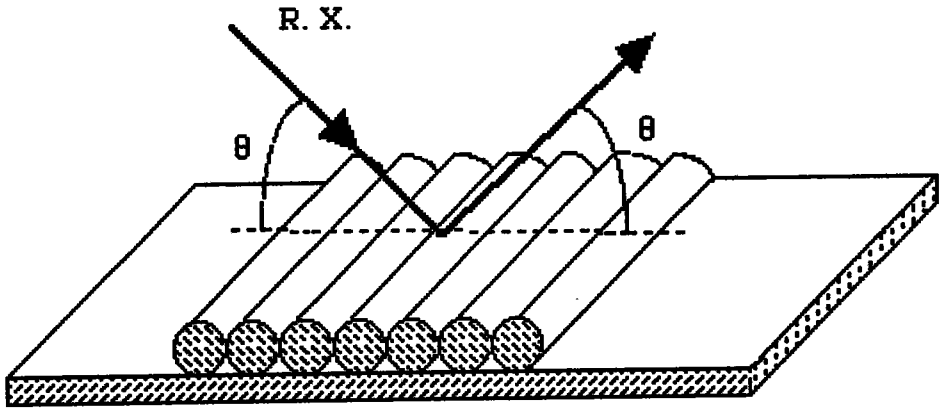


Figure 250-2 : Schématisation d'un échantillon pour une mesure de texture (mesure sur la surface de la nappe)

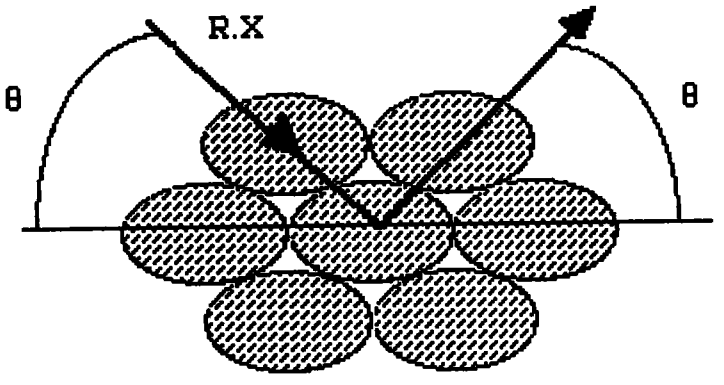


Figure 250-3 : Schématisation d'un faisceau de fils pour une mesure de texture (mesure suivant la section du fil).

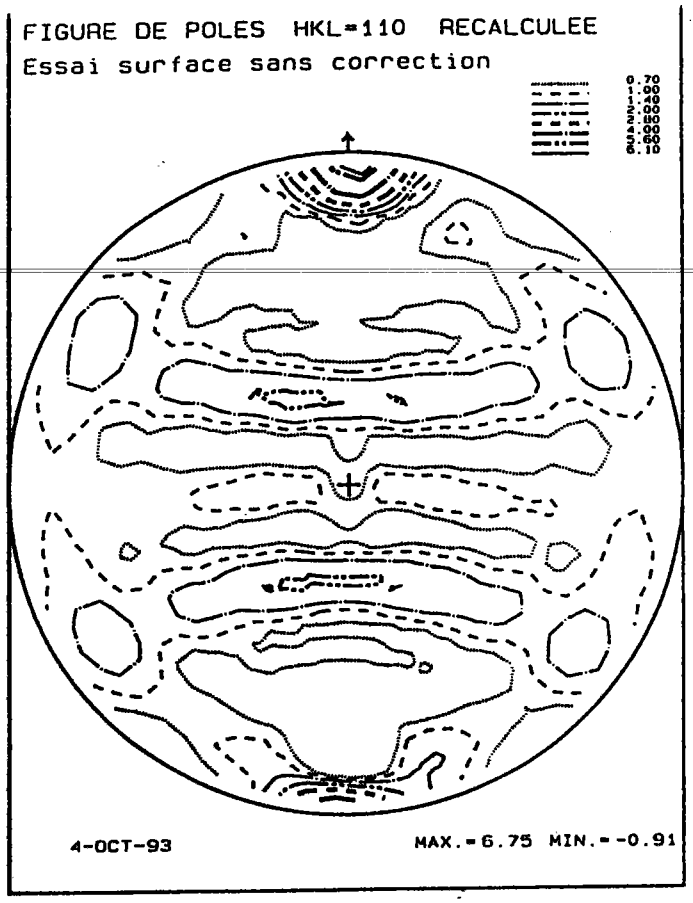


Figure 250-4 : FDP mesurée en passant par la surface (sans corrections)

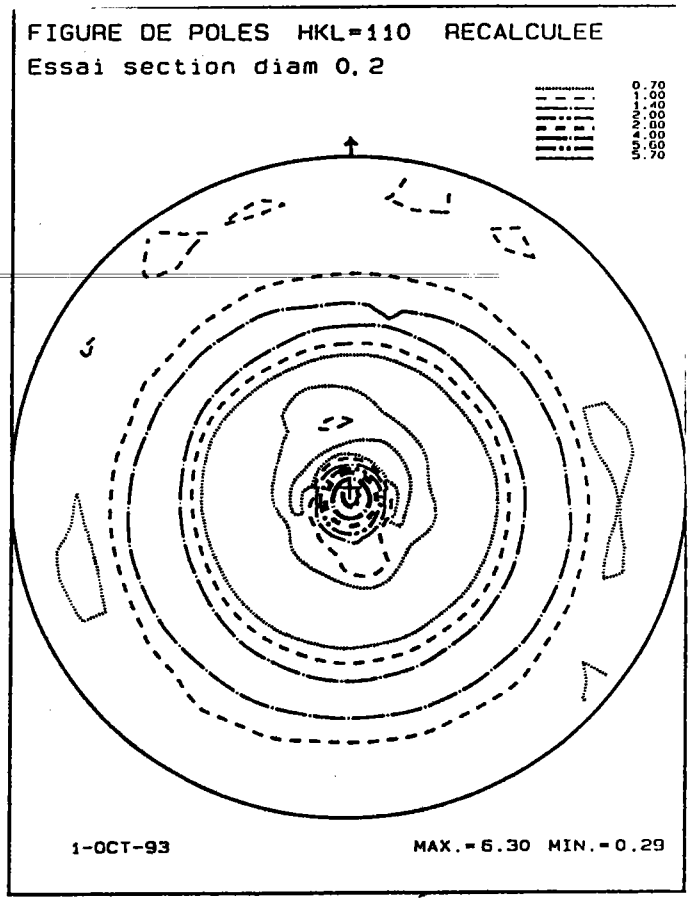


Figure 250-5 : FDP mesurée en passant par la section

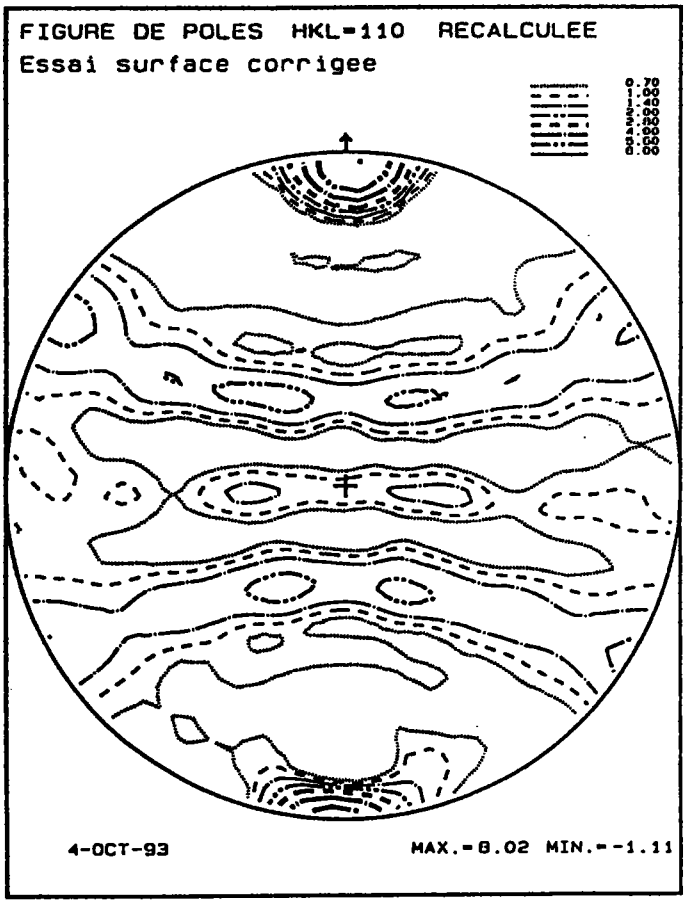


Figure 250-6 : même figure que 250-4 (avec corrections)

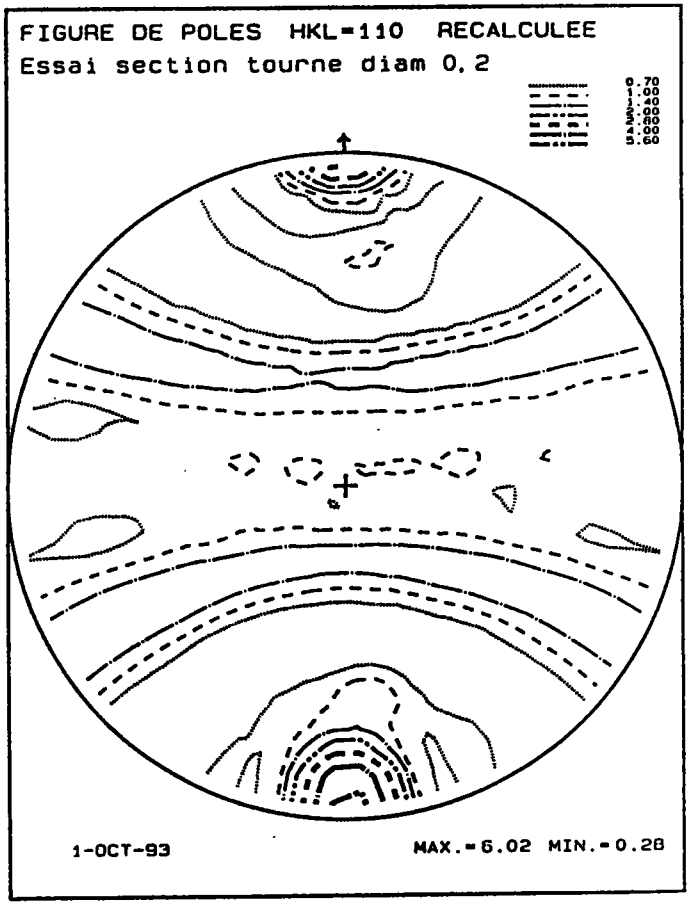


Figure 250-7 : FDP recalculée après avoir effectué une rotation des coefficients C

Ces différentes techniques ne sont pas ou peu utilisées. On préfère généralement utiliser les deux techniques suivantes :

Mesure la surface cylindrique :
On met les fils en nappe (fig 250-2), on effectue directement la mesure des figures de pôles et ensuite il est possible, à l'aide d'un traitement informatique, de corriger (correction d'absorption et de géométrie) les figures obtenues à l'aide des méthodes développées par Langouche et al. [9] et Montesin et al. [10]. Mais d'après Langouche [9], ces relations de correction ne sont valables que pour des diamètres inférieurs à 3 mm.
Mesure sur la section :
Les fils sont disposés en faisceau (fig 250-3), puis enrobés. Cette technique est intéressante car il n'y a pas de correction de géométrie à effectuer, la préparation est relativement aisée et il n'y a pas de limitation de diamètre. Cette méthode a été retenue pour notre étude en raison de la grande plage de diamètres à étudier (diamètre 8 mm à 0.5 mm).
De ce fait nous avons mis au point une précédure qui consiste à mesurer les figures de pôles sur la section du fil. Mais lorsque l'on calcule la FDO, à partir de ces mesures les résultats ne sont pas directement exploitables, car ils ne permettent pas de comparer les résultats obtenus à ceux du laminage (problème de repère de mesure). Il est possible, lors du calcul des coefficients C du développement en série d'effectuer une rotation de ces coefficients (opération décrite dans l'annexe 1) ; ceci permet d'obtenir l'axe de tréfilage dans le plan de la figure de pôles et donc simuler une mesure de texture en passant par la surface (voir figures 250-4 à 250-7). Il est clair que cette opération ne donne pas la texture locale que l'on aurait mesurée en surface mais une texture moyenne dans le fil. Cette opération faite, la détermination de la FDO permet de comparer les résultats à ceux obtenus après tréfilage et/ou laminage que l'on peut trouver dans la littérature.

2-6- Conclusion

Comme nous venons de le voir, il existe différentes représentations possibles pour les textures. Dans la suite de ce document les représentations qui vont être utilisées sont les figures de pôles (la direction de tréfilage est perpendiculaire à la figure) et la FDO ainsi que les courbes de squelettes (ces calculs ont été faits après avoir effectué une rotation des coefficients C, pour le tréfilage uniquement) ; pour les représentations du laminage, nous avons pris le repère conventionnel de mesure à savoir DL dans le plan de la figure de pôles.

Références bibliographiques du chapitre 2

[1] F. Wagner Thèse de doctorat (1983) Université de Metz
[2] H.J. Bunge Mathematische Methoden der Texturanalyse Akademie-Verlag Berlin (1969)
[3] P. Coulomb Les textures dans les métaux de réseau cubique DUNOD Paris 1972
[4] K. Lücke, M. Holscher Rolling and recrystallization textures of BCC steels ICOTOM 9, pp 585-596, 1991
[5] J. Benard Métallurgie Générale seconde édition Masson 1984
[6] H.J Bunge, C. Esling Quantitative Texture Analysis DGM 1986
[7] H.J. Bunge Texture Analysis in Materials Science Mathematical Methods Butterworth & Co Publishers 1982
[8] F. Emren, U. Von Schlippenbach, K. Lücke Investigation of the development of the recrystallization textures in deep drawing steels by ODF analysis Acta Met vol. 34, pp 2105-2117, 1986
[9] F. Langouche, E. Aernoudt, P. Van Houtte J. Appl. Cryst. vol 22, 1989, 533-538
[10] T. Montesin, J.J. Heizmann Revue de métallurgie Avril 1990, 217-232
[11] M. Humbert publication privée
[12] R.J. Roe Journal of applied Physics 37 (1966), p 2069
[13] H.J. Bunge Kristall und Technik 1 (1966), p 171

3- TEXTURES DE TREFILAGE ET DE LAMINAGE

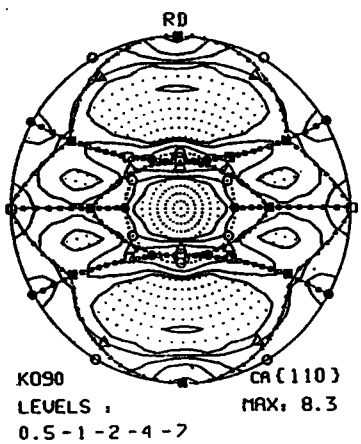
Ce chapitre concerne l'étude de l'évolution de la texture cristallographique au cours de l'opération de tréfilage pour un acier sans intertitiel (IFS) et pour des aciers calmés à l'aluminium (ceux-ci sont obtenus par la filière fonte et par voie électrique), ainsi qu'au cours d'une opération particulière de laminage à froid pour des aciers IFS, les mêmes que ceux qui sont tréfilés.

3-1 Bibliographie sur les textures de tréfilage et de laminage

En général les textures de déformation des métaux et alliages cubiques centrés présentent toutes les mêmes orientations préférentielles, et ce rapidement avec le développement de la déformation.

3-1-1 Textures de laminage à froid

Les figures de pôles de tous les métaux et alliages de structure cubique centrée (Fe α, Cr, Mo, W, V, Ta, ...) sont très voisines et dépendent assez peu des conditions précises de laminage.
La plus part des auteurs [3, 18] préfèrent caractériser une texture par une superposition de textures de fibres plus ou moins complètes.
Ces fibres sont :
<110> // DL Fibre α, incomplète allant de (001)<110> à {111}<110>
{111} // DN Fibre γ, complète allant de {111}<110> à {111}<112>
<001> // DL Fibre η, complète allant de {001}<100> à {001}<110>
La fibre η se trouvant autour de la composante de Goss.
La position de ces fibres est représentée sur la figure de pôles (110) figure 311-1 et dans l'espace d'Euler figure 311-2 [18] .



α : □
γ : O
η : Δ

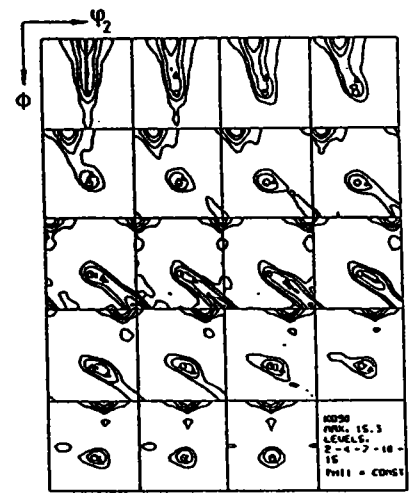


Figure311-1 : figure de pôles (110)

Figure 311-2 : FDO à φ_1=cste

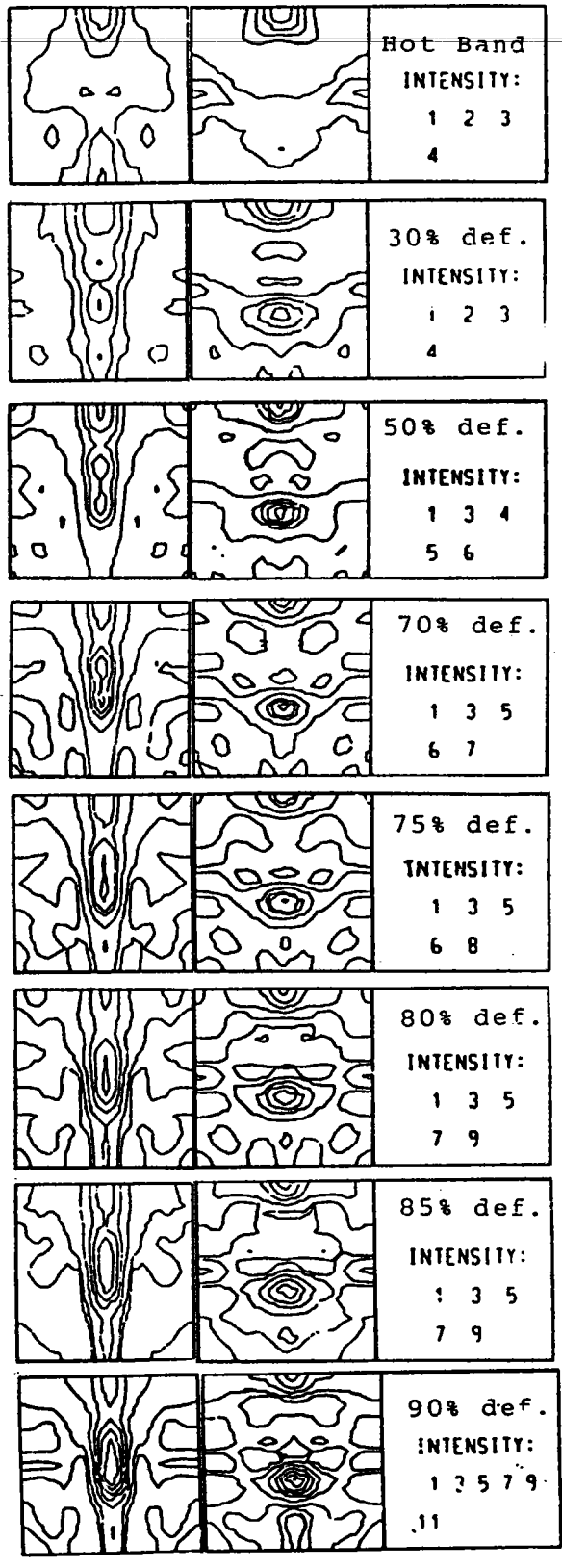


Figure 311-3 : FDO d'un acier laminé à froid d'après [19]

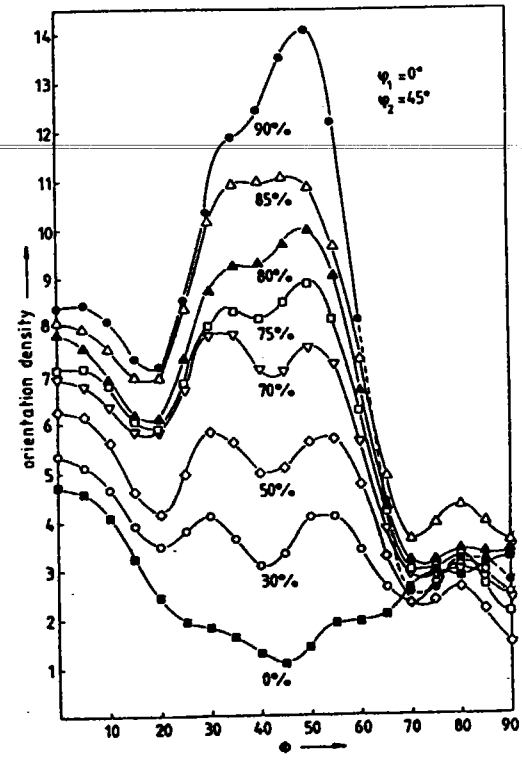


Figure 311-4 : FDO sur la fibre α.

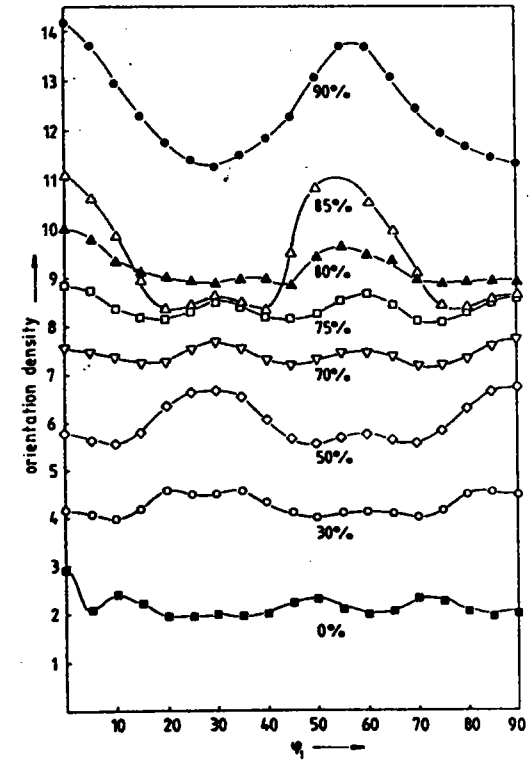


Figure 311-5 : FDO à différents taux de déformation sur γ [19].

La principale particularité des textures de laminage à froid est la formation d'une fibre complète très marquée près de {111} // à DN et d'une fibre partielle <110> // DL. Les deux fibres croissent continûment et en même temps au cours de la déformation (Fig 311-3). Schlippenbach et al. [19] ont montré que dans le cas d'un acier calmé à l'aluminium, le maximum de densité de pôles se trouvait près de (111)<1-10> et (111) <-1-12> (sur γ). Les orientations (111)<1-10> et (112)<1-10> se renforcent durant la déformation. La principale composante (001)<1-10> de la déformation à chaud se renforce durant la déformation à froid (fig 311-4).
Le long de la courbe de squelette près de γ, les orientations autour de (111)<112> sont prononcées en dessous de 70% de déformation ; les orientations près de (111)<110> deviennent prédominantes à plus haut degré de déformation (fig 311-5).
De même Lacombe et al. [20] ont montré que la texture de déformation des aciers inoxydables ferritiques est la même que celle des aciers extra-doux dont les composantes principales sont {111}<uvw> et {hkl}<110>. Ces composantes sont mises en évidence sur la figure 311-6 et 311-7.
Comme nous venons de le voir les textures de laminage à froid des aciers ne différencient que par de faibles variations. La plus importante variation se fait au moment de la recristallisation qui est hautement sensible à l'état métallurgique et au transformations de phase qui interagissent avec le processus de recristallisation et avec le grossissement du grain. Dans ce contexte [22], les facteurs influents sont :

la taille de grain avant déformation à froid
la distribution des particules de cémentite
éléments précipités ou particules comme MnS, AlN, TiC
présence des éléments d'alliage (Mn, Al, P, Ti, Nb, C, N)

3-1-2 Textures de tréfilage

Lorsque l'on déforme suffisamment un métal dont la texture initiale n'est pas trop prononcée, la texture finale présentera les symétries du mode d'élaboration, dans le cas du tréfilage l'axe du fil est axe de révolution de l'ensemble de la texture [3,4].

Les textures que l'on rencontre dans les fils correspondent à des textures de fibre, qui se caractérisent par la présence dans de nombreux grains d'une direction <hkl> parallèle à l'axe du fil ou faisant un angle avec lui. Pour un matériau de structure cubique centrée la direction est du type <110>. Les éléments de symétrie de la texture sont ainsi mis en évidence au travers des figures de pôles qui présentent une symétrie de révolution (fig 312-1).

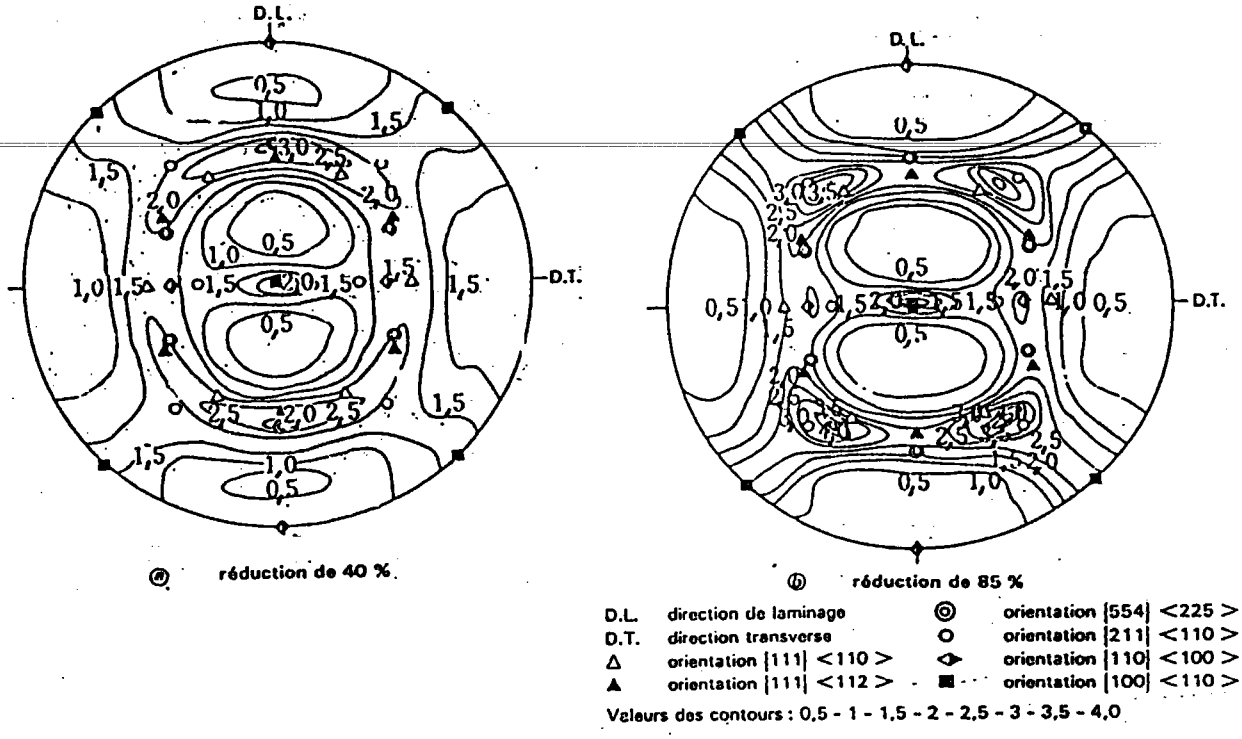


Figure 311-6 : figures de pôles (200) d'une tôle d'acier extra-doux à différents taux de déformation [21].

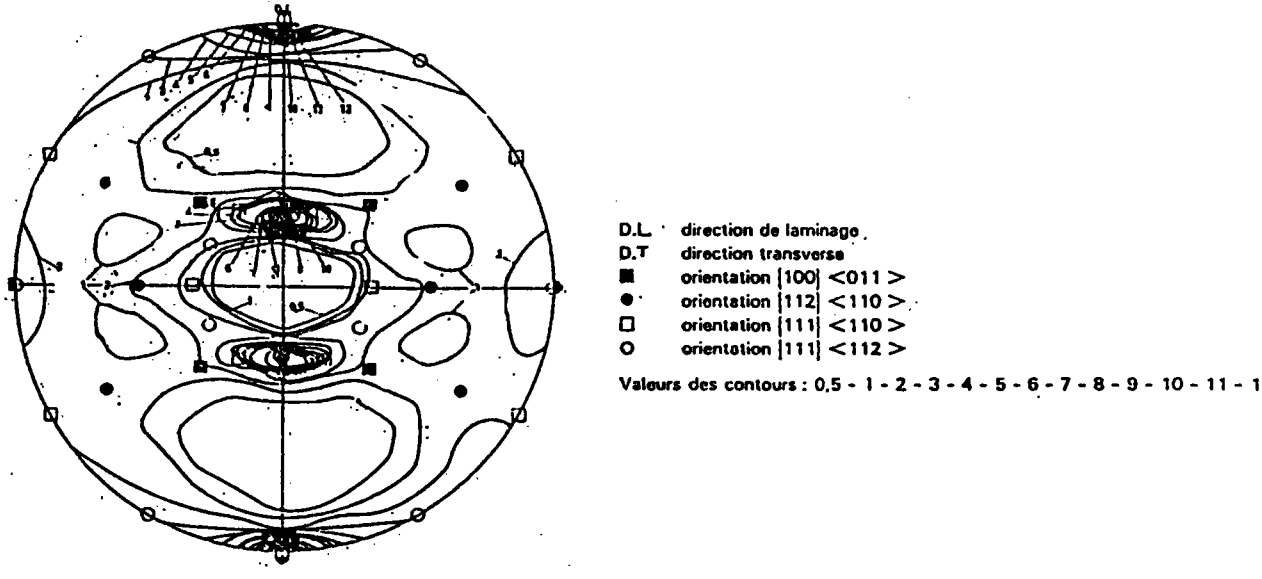
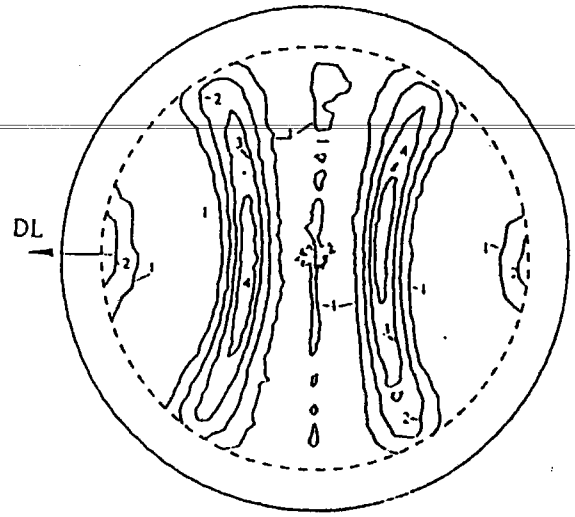


Figure 311-7 : figure de pôles (110) montrant la texture de laminage à froid d'un acier après une réduction de 90% [21].



LEVEL 1 - 750.000 Mini : 410.578
LEVEL 2 - 1000.000
LEVEL 3 - 1300.000 Maxi : 1870.645
LEVEL 4 - 1600.000

Figure 312-1 : Figure de pôles (110) d'un fil tréfilé de diamètre 1.37 mm [5].

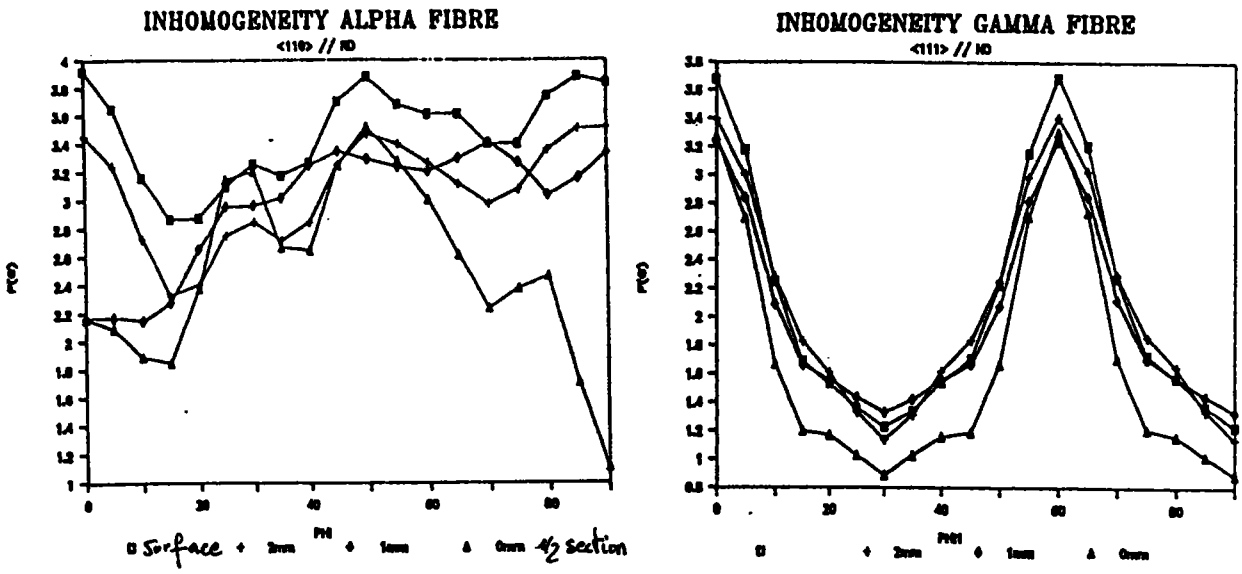


Figure 312-2 : a) fibre α // à l'axe de tréfilage
b) orientations <111> perpendiculaire à l'axe du fil [10].

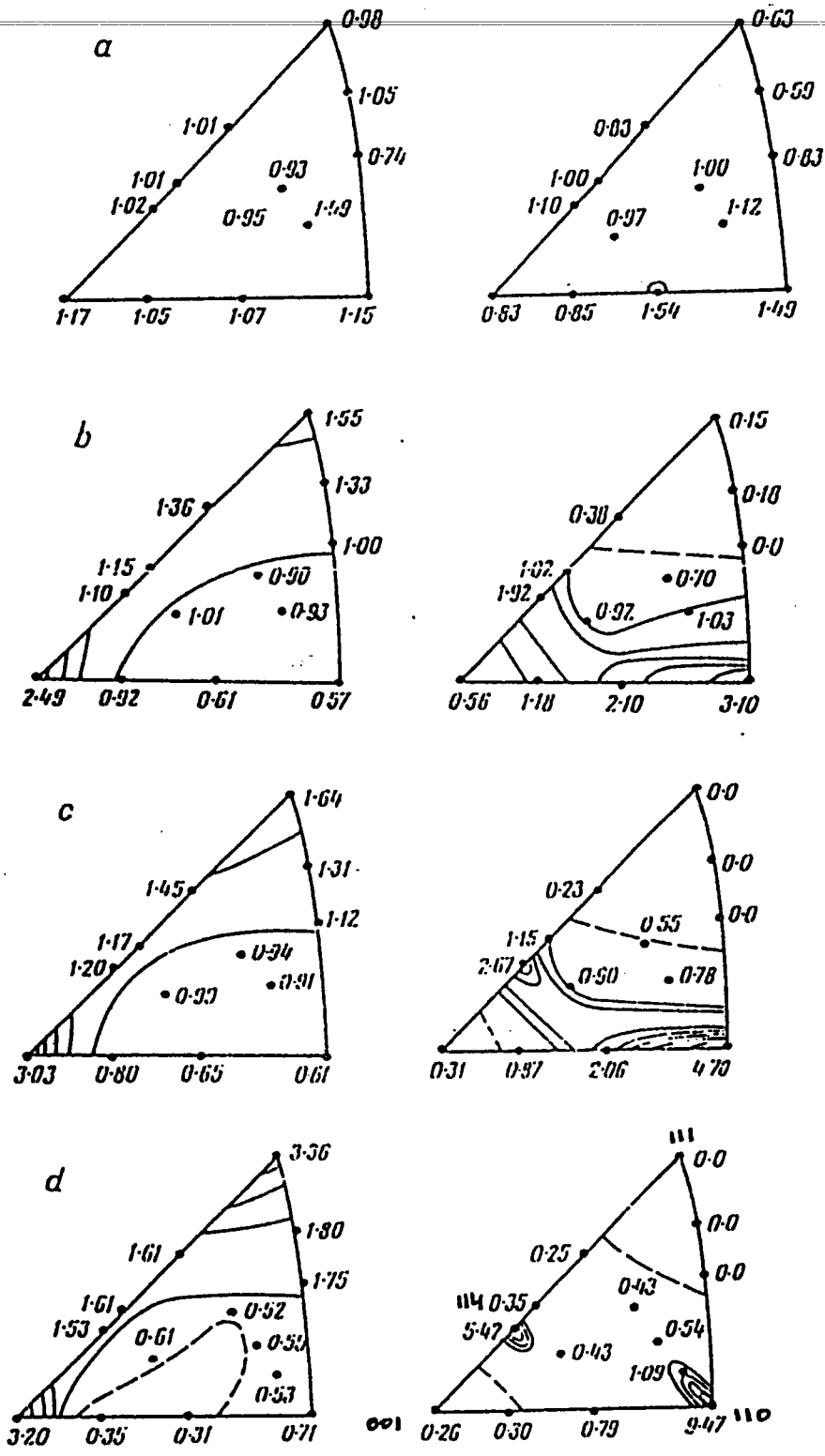


Figure 312-3 : Figures de pôles inverses à différents taux de déformation a= 0%, b= 50%, C= 75%, d= 90% (à gauche sens longitudinal, à droite sens travers) [9].

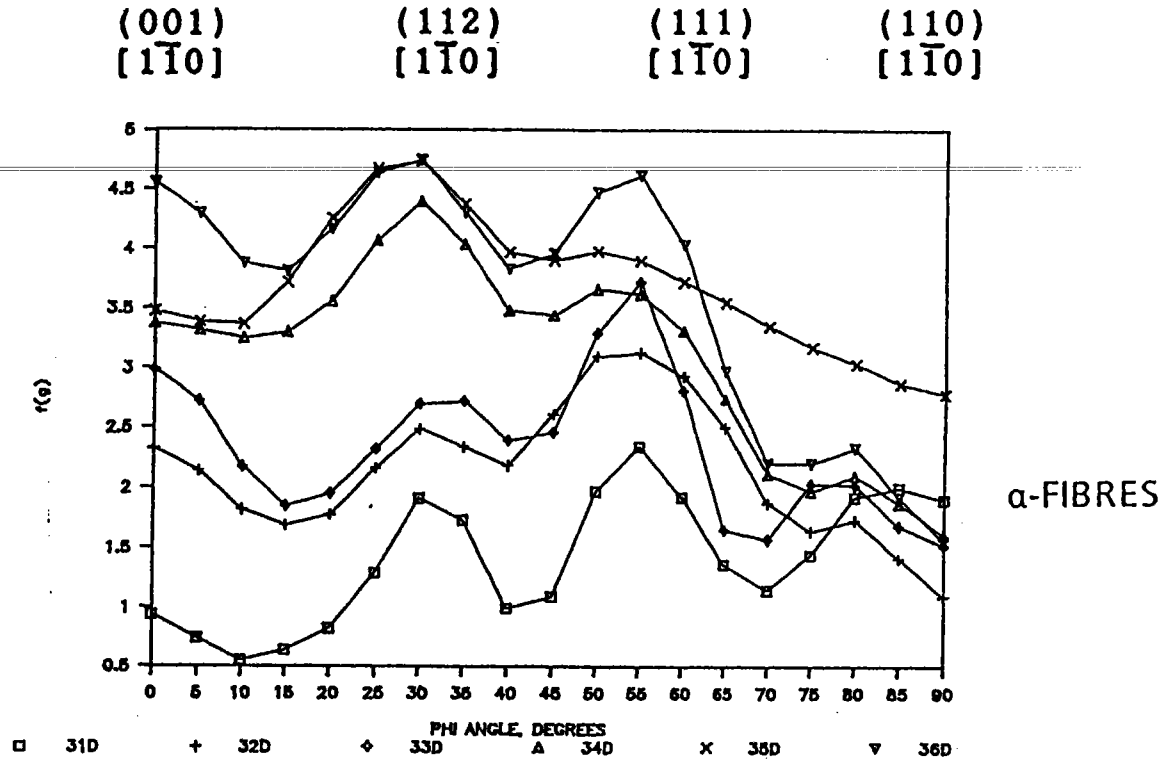


Figure 4a α-fibres for cold drawn low-C steel wires, ($\langle 110 \rangle \parallel$ wire axis $\phi_1 = 0°$, $\phi = 0° - 90°$ and $\phi_2 = 45°$); (−) 0% RA; (+) 32% RA; (◇) 52% RA; (△) 63% RA; (×)71% RA; (▽) 78% RA.

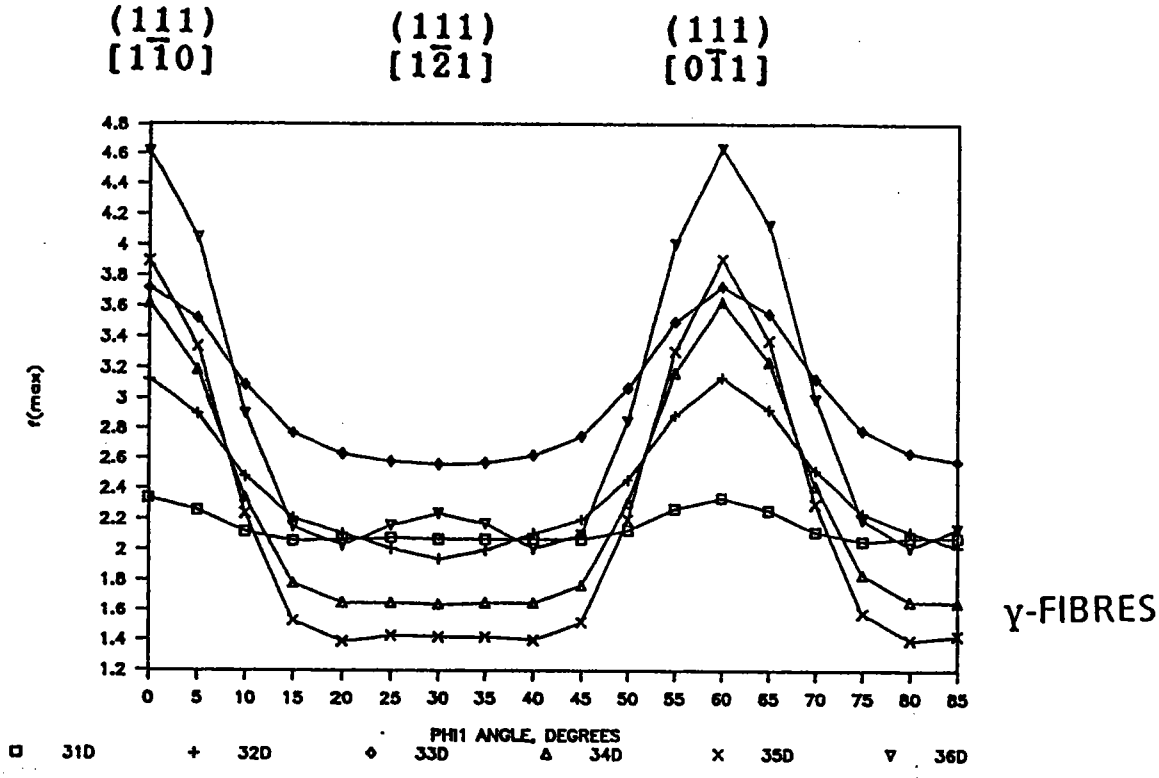


Figure 4b γ-fibres for cold drawn low-C steel wires, ($\langle 111 \rangle$ normal to wires axis $\phi_1 = 0$–$90°$, $\phi = 54.5°$, $\phi_2 = 45°$); (−) 0% RA; (+) 32% RA; (◇) 52% RA; (△) 63% RA; (×) 71% RA; (▽) 78% RA.

Figure 312-4 : a) fibres α pour des fils d'aciers bas carbone à différents taux de réduction.

b) fibres γ pour ces mêmes aciers.

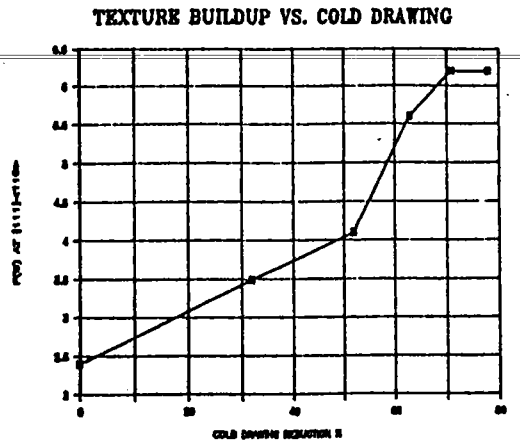


Figure 312-5 : Suivi de l'évolution de ODFmax en fonction de la déformation [12].

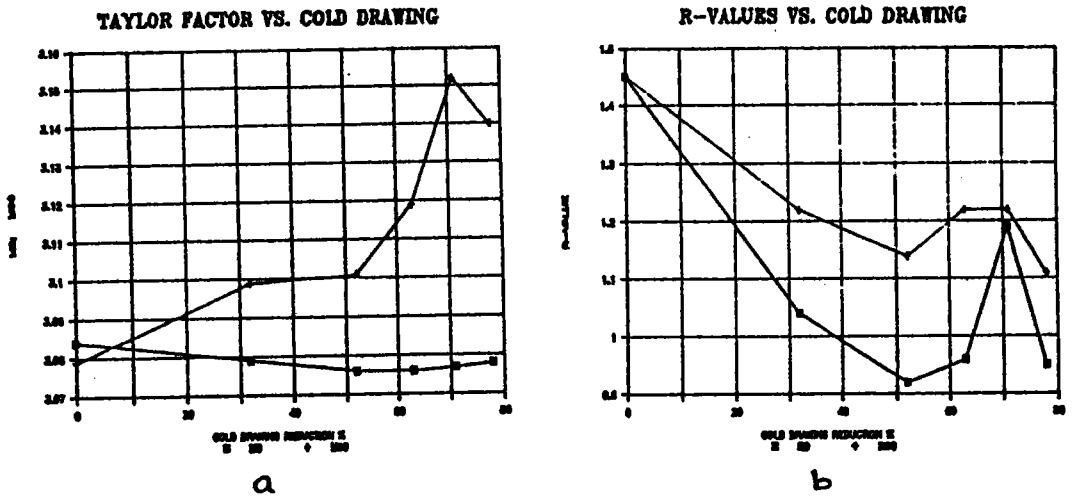
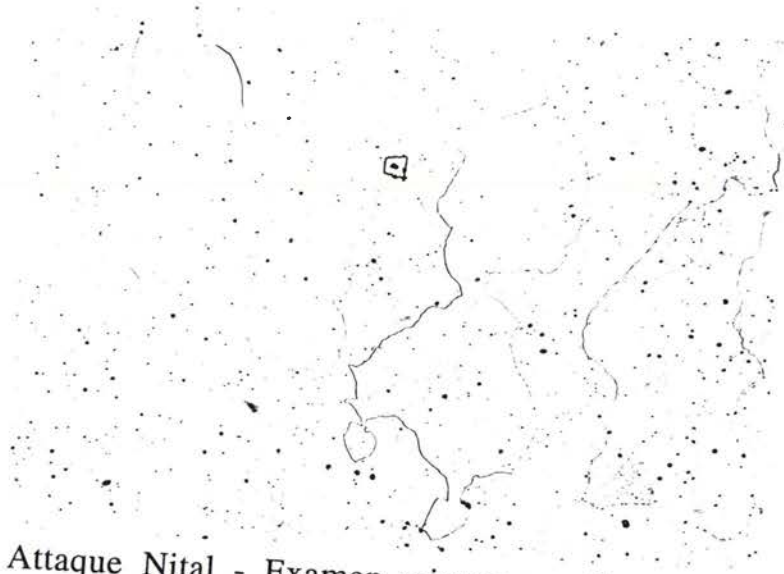


Figure 312-6 : a) facteur de Taylor en fonction de la déformation [12]
b) coefficient d'anisotropie en fonction de la déformation

Les textures de tréfilage présenteront les mêmes orientations préférentielles que celles obtenues après laminage ; à savoir une fibre α <110> // à l'axe de tréfilage et des directions <111> perpendiculaire à ce même axe (fig 312-2)
Il est évident que le matériau étudié étant entièrement ferritique et compte tenu des conditions de déformation imposées, le seul moyen qu'a le matériau pour accomoder la déformation est le glissement. De ce fait il ne peut y avoir une grande variété de textures possibles. Tous les auteurs observent une texture de fibre <110> dans le cas du tréfilage. Zenlyanskov et al. [9] remarquent même une double texture axiale <110> + <114> formée lors du tréfilage, <110> et <114> étant paralléles à une direction perpendiculaire à l'axe de tréfilage comme le montre le figures de pôles inverses (fig 312-3).
Montesin et al.[2,7] ainsi que Leber [4] trouvent un plan {100} tangent à la surface du fil durant le tréfilage.
Dans le cas du tréfilage la texture obtenue est une texture de fibre <110> (classique pour les matériaux cubiques centrés) ; cette direction tend à s'aligner avec la direction de déformation (traction). La théorie (selon S. Leber [4]) prévoit une grande tendance à la formation de texture du type {111}<110> et {114}<110> ; mais il est observé aussi une texture du type {100}<110> qui est, semble-t-il, initiée au cours de la déformation initiale (issue de la déformation à chaud).
Les travaux effectués par Gangli et all. [12,15] sur les textures de déformation d'aciers bas carbone tréfilés montrent que l'on a une orientation préférentielle du type {111}<110> (fig 312-4 a et b). Il faut noter que ces fibres ne sont pas homogènes en ϕ pour α et en $\varphi 1$ pour γ (fibre γ perpendiculaire à l'axe de tréfilage).
Gangli et al [10] ont simulé l'évolution de la texture de tréfilage en utilisant le modèle de Taylor relaxé avec comme système de glissement imposé(111)<110>. L'évolution de la texture est caractérisée par le maximum de la FDO prise sur (111)<110> (fig 312-5). Il ont pu mettre en évidence qu'il y a trois étapes distinctes dans le développement de la texture :

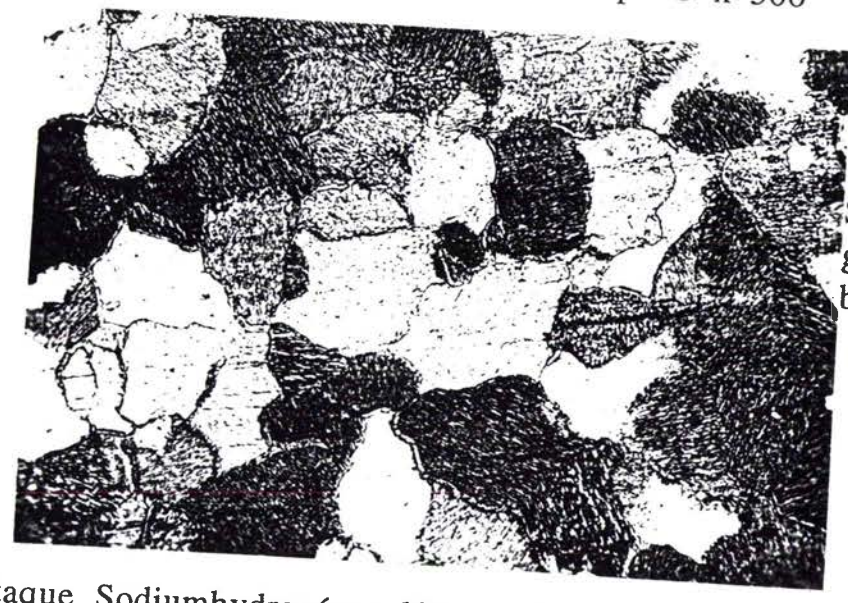
- un développement lent
- un développement rapide
- une stagnation

Outre, le suivi de l'évolution de texture, ils ont aussi calculé les variations des facteurs de Taylor et d'anisotropie à 0 et 90° par rapport à l'axe de fibre (fig 312-6). Ces variations vérifient le développement de la texture dans les trois étapes observées. Les travaux effectués sur l'endommagement au cours du tréfilage par Chevalier [17] à l'aide du code de travail ABAQUS (modèlisation par éléments finis) montrent que l'endommagement est maximal dans une zone comprise entre 0,5 et 0,8



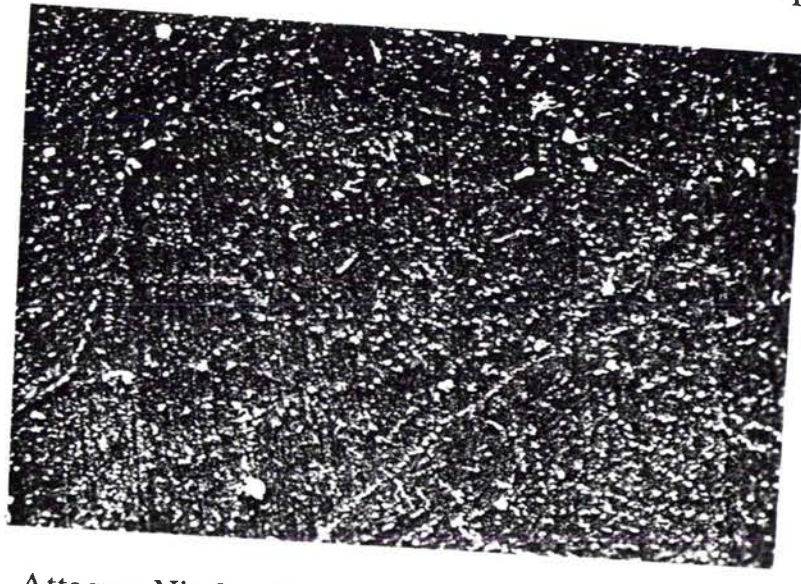
Structure à gros grains mal délimités

Attaque Nital - Examen microscope G x 500



Structure à gros grains bien dessinés

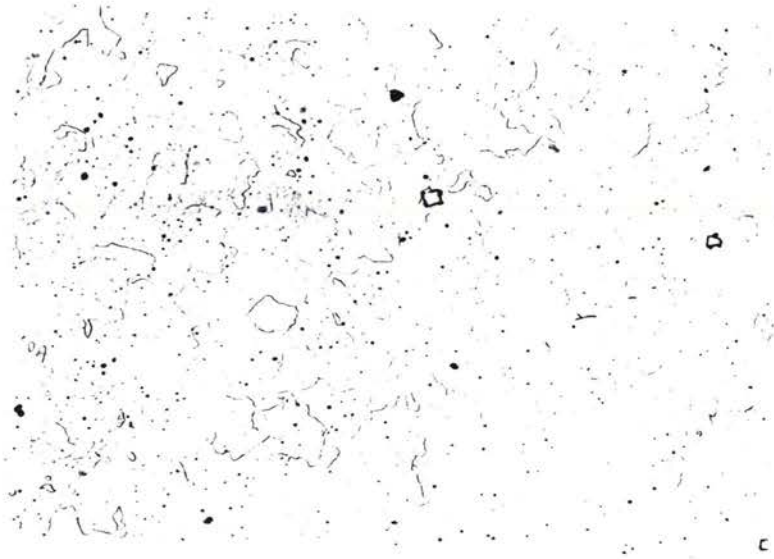
Attaque Sodiumhydrogénosulfite - Examen microscope G x 500



Mise en évidence de nombreux précipités

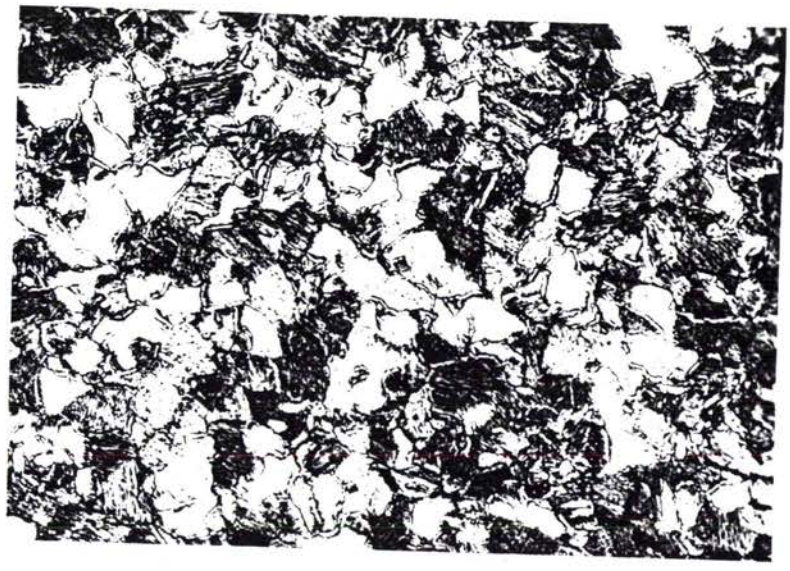
Attaque Nital - Examen MEB G x 5000

Figure 321-2 : Micrographies du matériau A diam 8mm



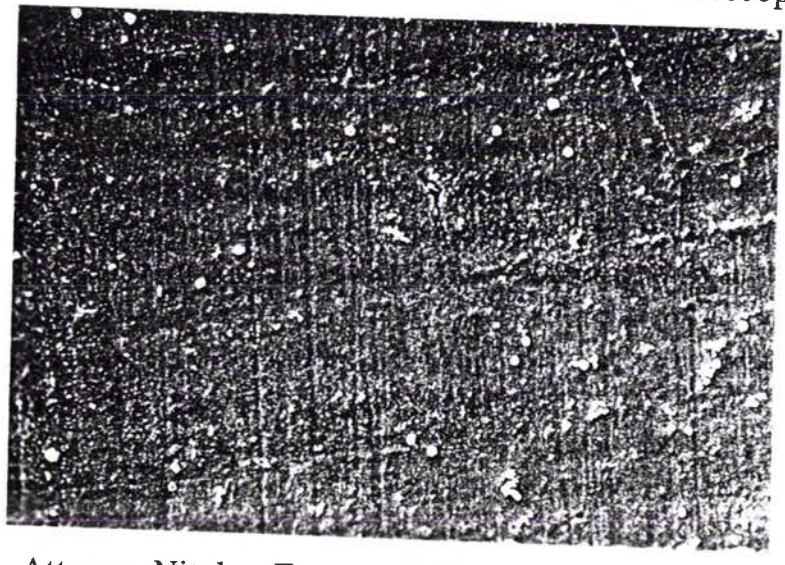
Structure à grains fins mal délimités

Attaque Nital - Examen microscope G x 500



Structure perturbée à grains fins bien dessinés

Attaque Sodiumhydrogénosulfite - Examen microscope G x 500



Peu de précipités mis en évidence

Attaque Nital - Examen MEB G x 5000

Figure 321-3 : Micrographies du matériau B diam 8mm

fois le rayon.
C'est dans cette zone que se trouve la texture "circulaire" ({112}<110>) qui selon Heizmann [30] conditionne la limite de tréfilabilité. C'est aussi dans cette zone que l'on trouve le gradient de texture maximal [7,11].
Montesin [25,28] a aussi regardé l'influence de l'angle de filière sur l'évolution de la texture cristallographique. Les résultats montrent que l'évolution de la texture est une fonction croissante le l'angle de filière et du taux de réduction, c'est à dire que plus l'angle de filière est important est plus la texture sera marquée. L'angle de filière a également une influence sur la formation de la texture circulaire qui est plus ou moins marquée suivant l'angle utilisé.

3-2 Texture de tréfilage des IFS

L'étude que nous avons menée porte sur le suivi de l'évolution de la texture cristallographique au cours de l'opération de tréfilage d'un acier bas carbone sans interstitiel (structure entièrement ferritique). Différentes conditions de tréfilage (sens de tréfilage, vitesse de déformation, influence du frottement métal-outil) et métallurgiques (deux tailles de grains) ont été étudiées afin de déceler un effet éventuel sur la texture.
Des essais mécaniques ont également été effectués en parallèle afin d'examiner les corrélations entre les propriétés mécaniques et les textures observées.
L'évolution de la texture expérimentale a été modélisée à l'aide d'un modèle de Taylor pour différents systèmes de glissements imposés. La simulation qui donne les résultats les plus proches de la réalité, permet alors de repèrer les systèmes de glissements actifs.

3-2-1 Conditions de tréfilage

Les tréfilages ont été effectués à taux de réduction (20% par passe) et angle de filière (12°) constants sur la station d'essais de tréfilage d'Unimetal (station d'essai monopasse) pour les matériaux A, B, C (issus de la coulée 78834) dont l'analyse chimique est fournis dans le tableau 321-1.

C	Mn	P	S	Si	Als	Nt	Ti	Ni	Cr	Cu	Mo
18	211	10	11	31	31	6.1	149	46	21	35	7

(x 10^{-3} %)

Tableau 321-1 : analyse chimique moyenne de A, B, C.

Le matériau A présente de gros grains (32 à 37 µm), le matériau B est à grains fins (14 à 15 µm) ; le grain fin est obtenu sur le fil machine (diamètre 8 mm) par une basse température de dépose (800°C) ; le matériau à gros grain est quant à lui obtenu par une haute température de dépose (910-920°C) comme le montre les micrographies des figures 321-2 et 321-3. A et B ont subi un tréfilage alterné. Le matériau C, qui est le même que B, a été soumi à un tréfilage unidirectionnel. Le matériau EL, identique à B, a été tréfilé à vitesse lente ; dans ce cas le schéma de laminage est légèrement différent (30% de réduction par passe au lieu de 20%). Les matériaux A, B, C, EL proviennent de la même coulée. Le matériau EF est quant à lui gainé de cuivre à chaud, puis tréfilé ; il s'agit d'un tréfilage industriel dont on ne possède que deux états : le fil machine et le fil avant recuit.

Repère	Tréfilage	Vitesse	Taille de grain	Taux de réduction	Réduction maxi	Remarque
A	alterné	industrielle	30µ	20%	99.44%	
B	alterné	industrielle	10µ	20%	99.65%	
C	unidirectionnel	industrielle	10µ	20%	99.12%	fil ϕ=8 de B
EL	unidirectionnel	lente	10µ	30%		fil ϕ=8 de B
EF	unidirectionnel	industrielle		20%		gainé Cu

Tableau récapitulatif des différents aciers IFS utilisés

Pour A, B, C, EL après chaque étape de déformation des prélèvements ont été effectués. Le tréfilage s'est déroulé sans recuit intermédiaire et ce jusqu'à la limite de tréfilabilité de A, B, C ; ceux-ci ont été tréfilés à partir du diamètre 8 mm (fil machine) et ce jusqu'au diamètre 0.6 mm pour A (soit 99.44% de réduction), 0.5 mm pour B (soit 99.65% de réduction) et 0.76 mm pour C (soit 99.12% de réduction) voir annexes 2 à 4 les résultats de tréfilage en annexes 2 à 4.

3-2-2 Conditions de mesure

3-2-2-1 Phase exploratoire

Sur un échantillon témoin fortement écroui (diamètre 3.27 possédant une texture très marquée) les mesures de FP ont été faites avec différents collimateurs et pas de déclinaisons.

1) collimateur de 0.8 mm pas de déclinaison de 2.5 et 5°
2) idem avec un collimateur de 0.5
3) idem avec un collimateur de 0.3

Finallement le collimateur de 0.5 mm fut retenu.Il permet d'obtenir

une surface irradiée adaptée pour une intensité diffractée suffisante. Le choix du pas de comptage en déclinaison de 5° permet d'effectuer des mesures plus rapidement mais donne quelques aberrations sur le recalcul des figures de pôles et notamment sur la figure (200) qui peuvent être atténuées en utilisant la positivité (détermination de la partie impaire de la fonction de texture).

3-2-2-2 Condition de mesure (choix des paramètres de comptage)

Toutes les mesures ont été réalisées sur le même goniomètre de texture avec les conditions de mesures suivantes, à savoir :

-anticathodes : cobalt ou molybdène
-tension d'accélération de 40 KV
-intensité de 20 mA
-collimateur : 0,50 mm
-largeur de fenêtre sur le compteur : 6 mm
-hauteur de fenêtre sur le compteur : 8 mm
-translation de l'échantillon : 2 mm
-angle maximal de déclinaison : 80°
-pas en déclinaison : 5°
-pas en azimut : 5°

Le rayonnement Kα du cuivre n'a pas été utilisé en raison d'une forte fluorescence du fer.

Pour les matériaux étudiés, trois figures de pôles (110, 200, 112), mesurées en réflexion, sont nécessaires pour déterminer l'ODF. Les mesures du bruit de fond ont été effectuées avec soin de part et d'autre des pics de diffractions correspondant aux plans considérés.

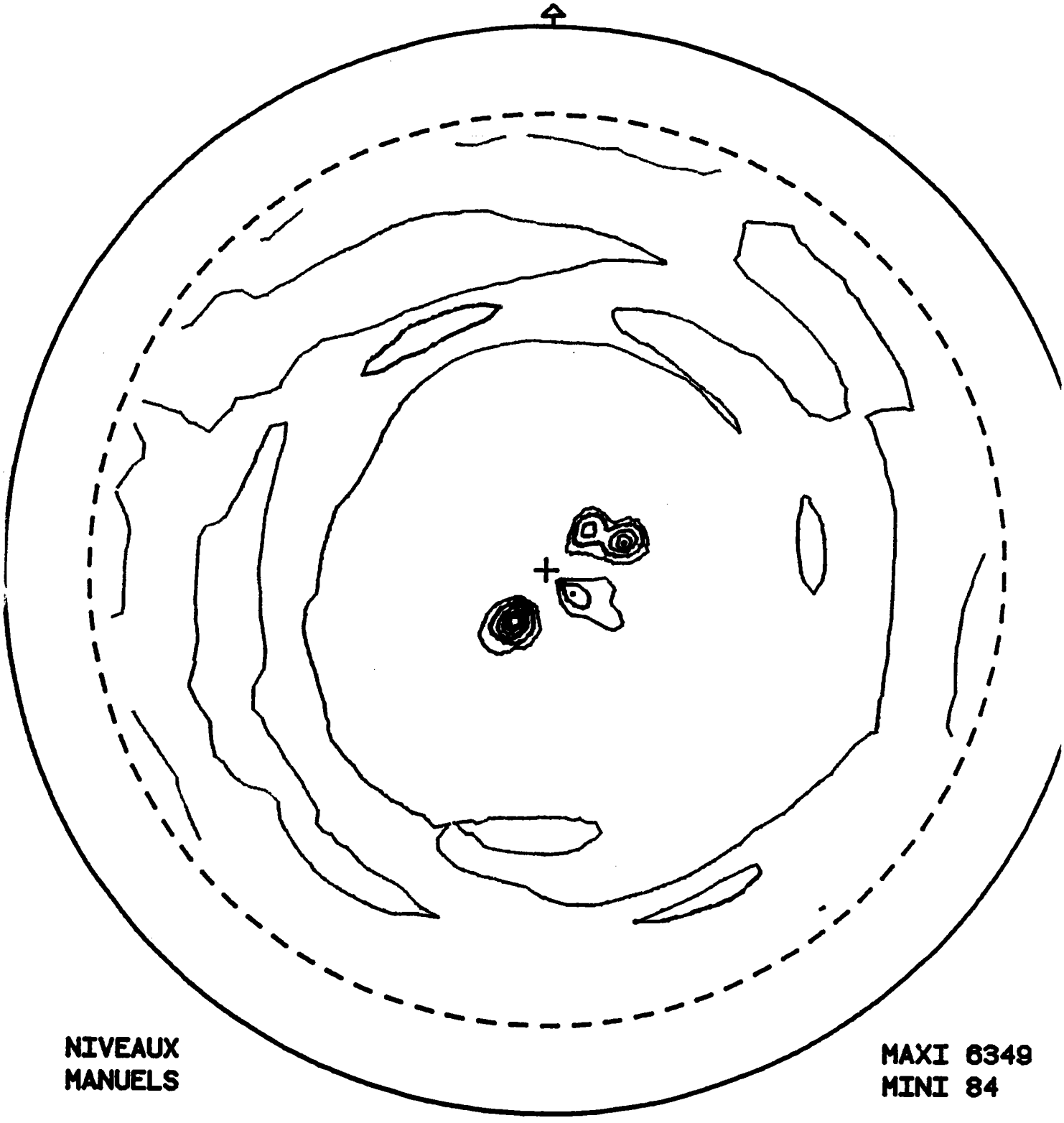
3-2-2-3 Préparation des échantillons

Tous les fils avant enrobage, ont du être décapés afin d'éliminer la couche de savon (lubrifiant) ; un décapage au trichloréthylène ne suffit pas, il faut un décapage acide.

Les fils les plus gros sont enrobés seuls ; tandis que les plus petits sont regroupés en faisceau à l'aide d'anneaux élastiques.

L'enrobage s'effectue au moyen de la résine Epofix de chez Struers. Afin d'obtenir un échantillon plan, un polissage mécanique est effectué jusqu'au papier 2400, cette opération est suivie d'une attaque micrographique au NITAL 4%.

La principale difficulté rencontrée est l'obtention d'une surface parfaitement perpendiculaire à l'axe des fils. Comme le montrent certaines figures de pôles, on observe des décentrages qui sont dus à des problèmes de polissage et/ou de positionnement des fils (de ce fait la section du fil n'est pas circulaire mais elliptique).



NIVEAU 1 = 500 NIVEAU 5 = 4000 DECLIN. MAXI. = 80

NIVEAU 2 = 1000 NIVEAU 6 = 5000 PAS EN DECL. = 5

NIVEAU 3 = 2000 PAS EN AZIM. = 5

NIVEAU 4 = 3000

Figure 322-1: FP (110) de fils de diamètre 0.5 mm

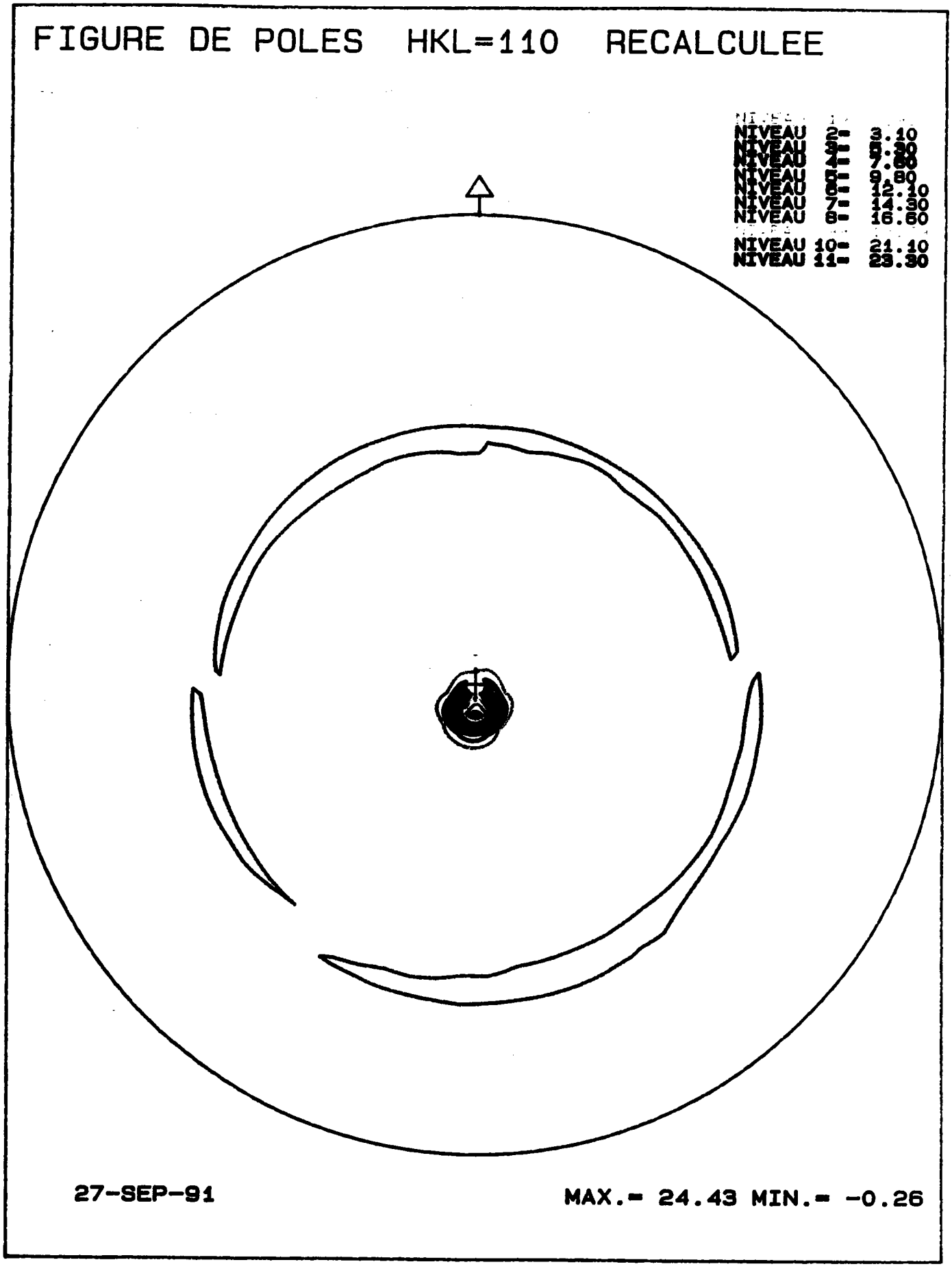
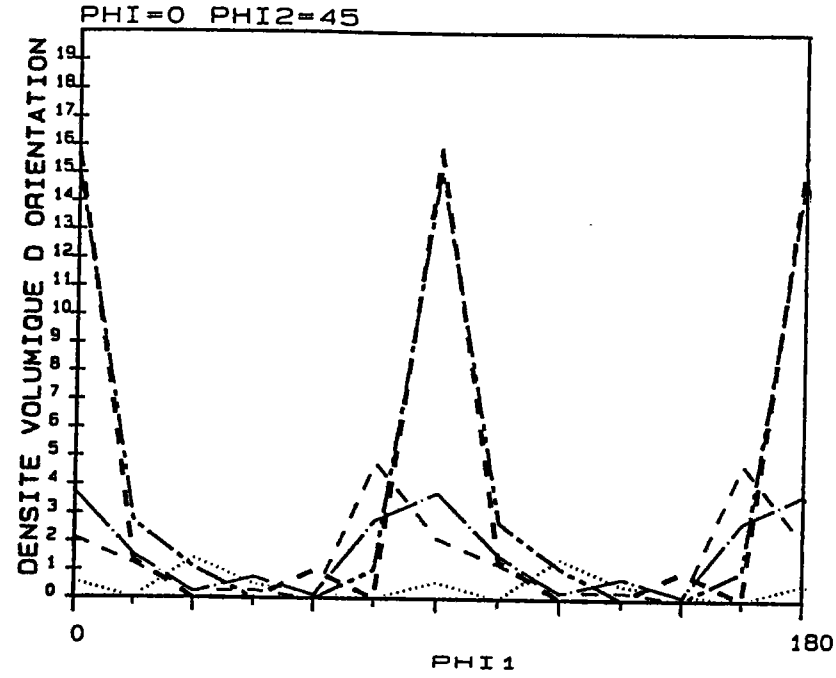
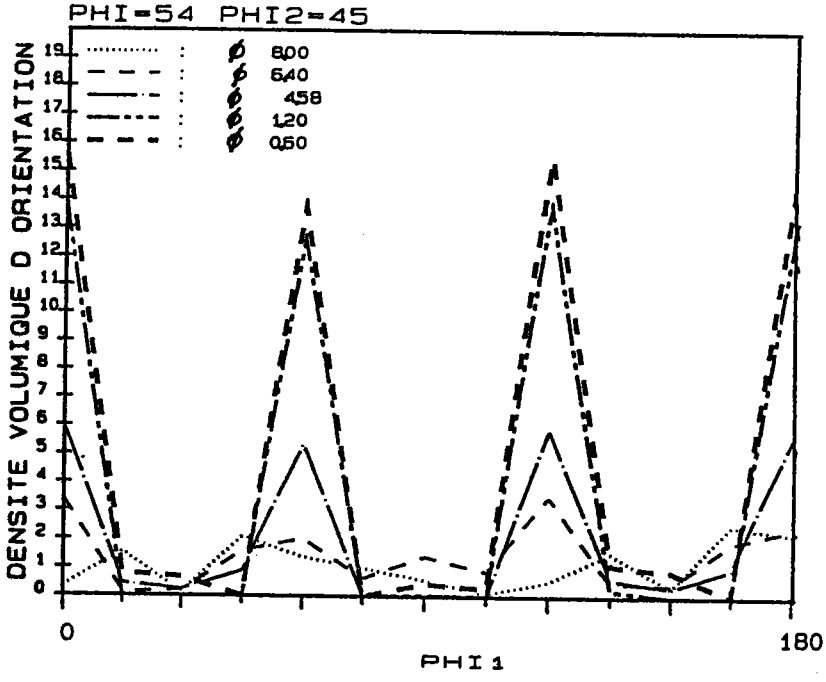


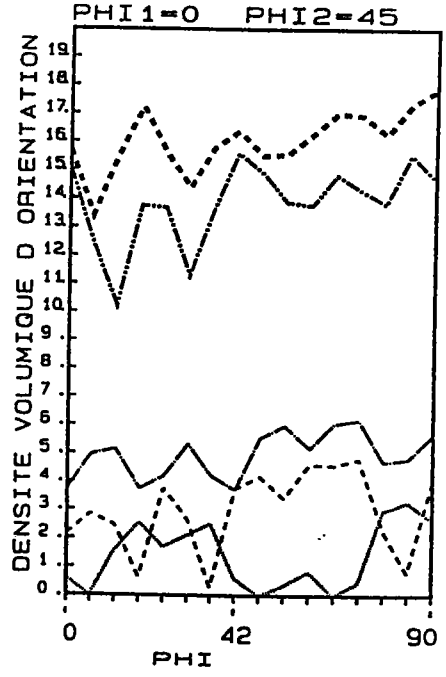
Figure 322-2 : FP (110) recalculée d'un fil avec un décentrage



fibre η



fibre γ



fibre α

Figure 323-1 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour différents diamètres pour le matériau A

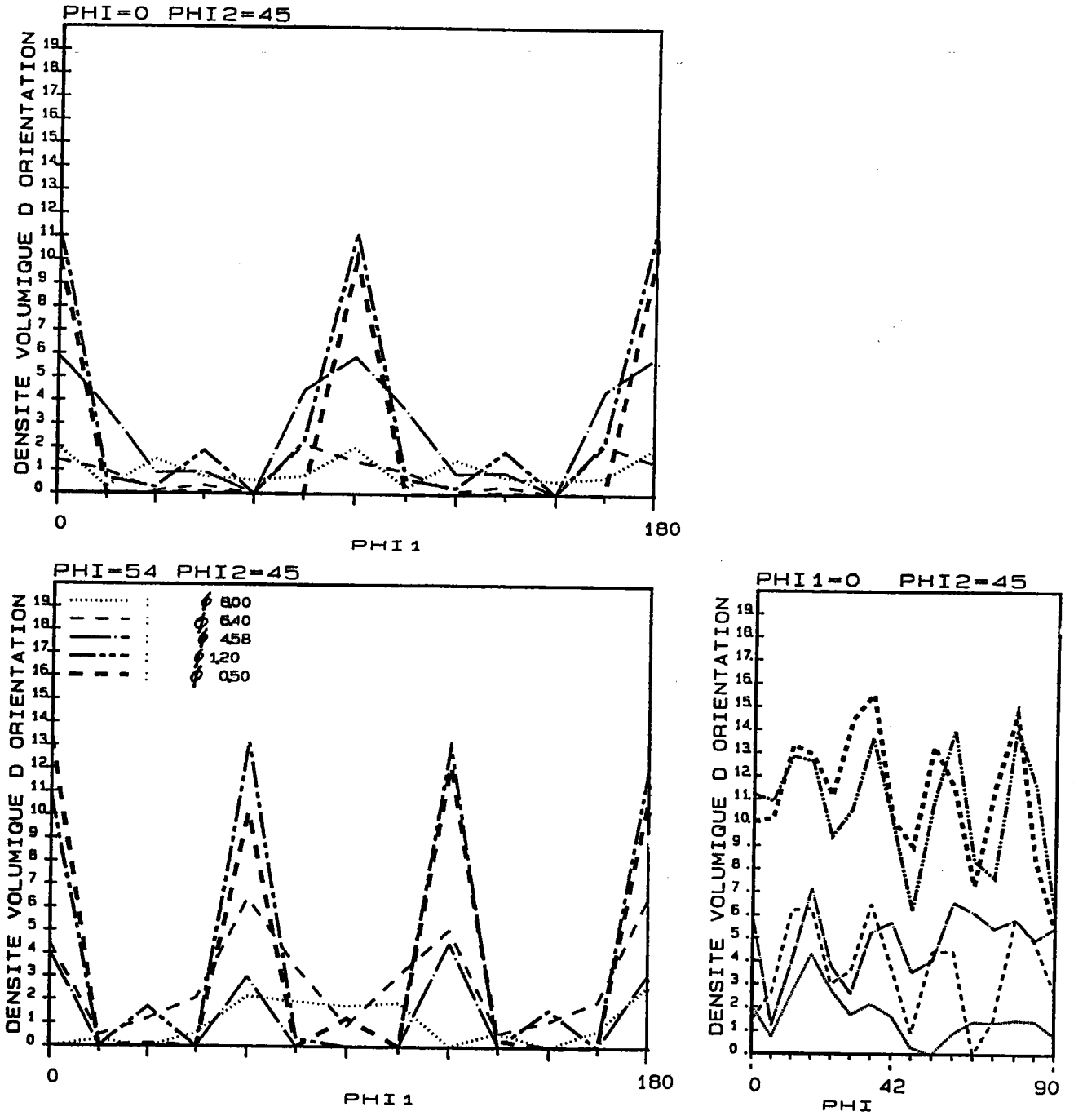


Figure 323-2 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour différents diamètres pour le matériau B

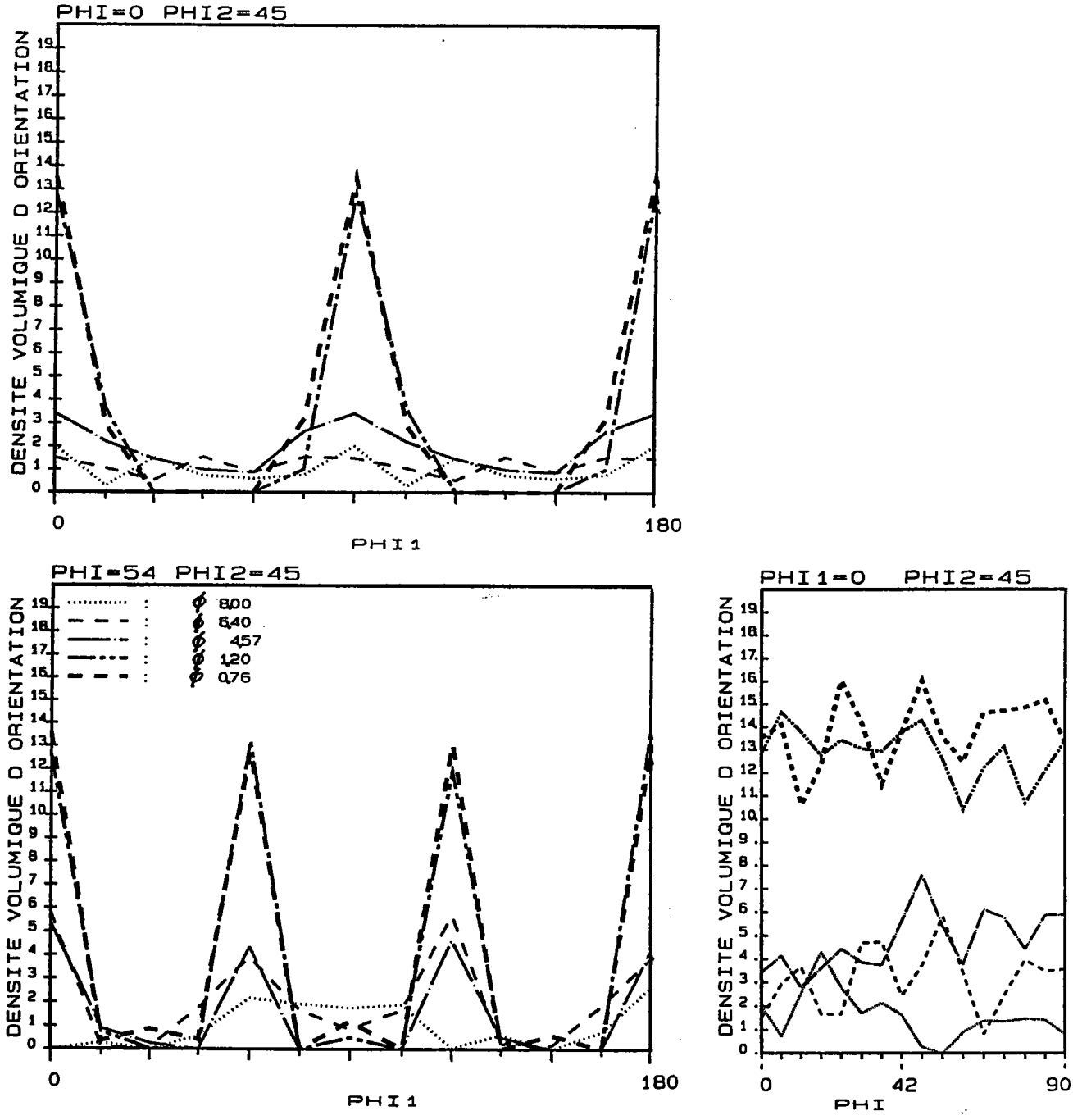


Figure 323-3 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour différents diamètres pour le matériau C

Dans certains cas ces problèmes conduisent à des résultats absurdes comme le montre la figure (fig. 322-1), on obtient trois petits spots correspondant à une déclinaison d'une dizaine de degrés au lieu d'avoir une tache centrale (fig. 322-2).
Il n'est pas nécessaire d'effectuer un repérage systématique du sens de prélévement pour les études A et B, puisque l'on a une répartition homogène des pôles du fait du tréfilage en va et vient ; par contre pour les autres études, le sens de prélèvement a été repéré.

3-2-2-4 Préparation des échantillons pour l'étude du gradient de texture

L'étude du gradient de texture nécessite un amincissement des fils. Pour ce faire, on usine par rectification les éprouvettes pour s'approcher le plus près possible de la cote souhaitée. Mais comme l'usinage introduit des contraintes résiduelles, ainsi que des changements locaux de textures, après usinage on pratique un amincissement chimique des éprouvettes (en moyenne 0.25 mm sur le rayon) à l'aide d'une solution acide (60% H_2O, 20% H_2SO_4, 10% H_2O_2, 10% HNO_3). Un dépôt noirâtre se forme à la surface de l'échantillon, ce dépôt doit être enlevé de temps en temps à l'aide de trichloréthylène car il arrête la réaction.

Le choix des épaisseurs à enlever s'est fait de la façon suivante : pour les gros fils il a fallu pratiquer trois à quatre amincissements alors que pour les fils plus fins il n'y en a eu que deux.

3-2-3 Résultats

3-2-3-1 Etude du fil A

Le fil de diamètre 8 à la sortie du laminage à chaud présente une texture peu marquée avec une composante proche de (111) [0-11]. Au diamètre 6.4 mm toutes les orientations (fibre <110>) sont présentes et ne vont cesser de croître jusqu'à la limite de tréfilabilité du matériau (fig 323-1).

3-2-3-2 Etude du fil B

Pour le fil de diamètre 8 à la sortie du laminage à chaud, la composante de texture est du type (114)[1-10]. Les mêmes remarques que précédemment peuvent être faites en ce qui concerne la croissance des orientations au cours de la déformation (fig 323-2). On remarque sur cette figure que l'ODF de matériau de diamètre 0.5mm est légérement moins pronocée que l'ODF du matériau de diamètre 1.2mm. Cet effet est sans doute lié à la difficulté de préparation de l'échantillon.

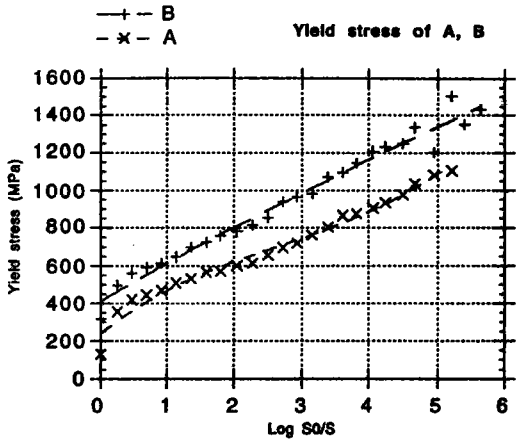


Figure 323-4 : Limite élastique pour A et B

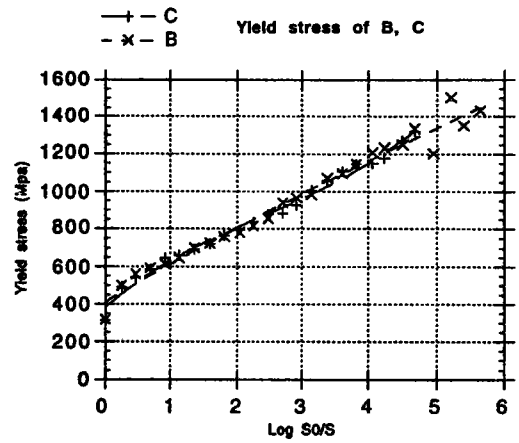


Figure 323-7 : limite élastique pour B et C

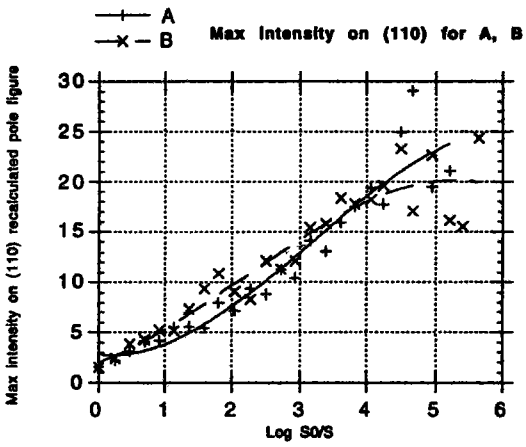


Figure 323-5 : Maximum sur FP (110) pour A et B

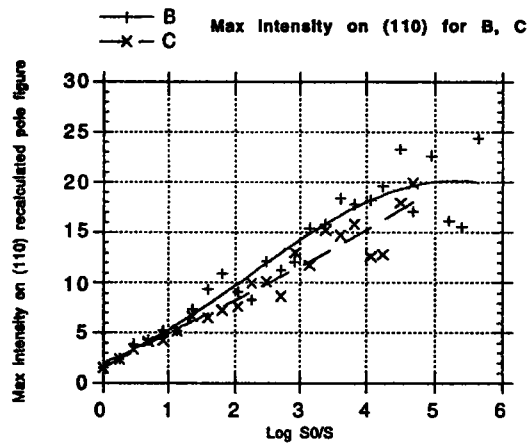


Figure 323-8 : Maximum sur FP (110) pour B et C

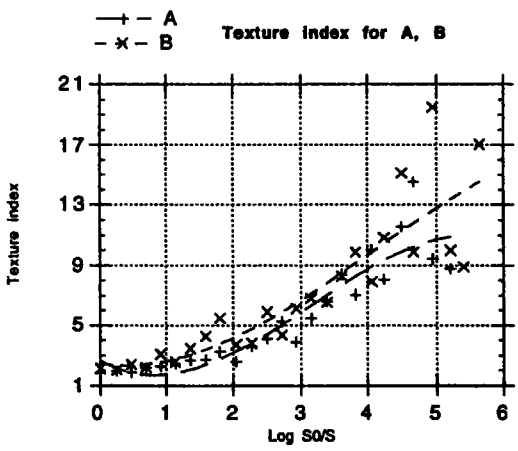


Figure 323-6 : Indice de texture pour A et B

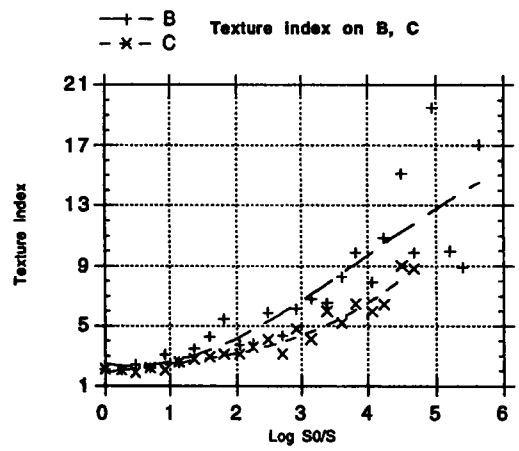


Figure 323-9 : Indice de texture pour B et C

3-2-3-3 Etude du fil C

Le fil machine est le même que pour l'étude B, seul le tréfilage est différent (tréfilage unidirectionnel).
Le tréfilage diamètres 8 et 7.15 sont identiques à ceux de l'étude B (car étant unidirectionnel). Les mêmes remarques que ci-dessus peuvent être faites (fig 323-3), à savoir que l'on a une formation d'une texture de fibre <110> au cours de la déformation.

3-2-3-4 Comparaison des résultats obtenus sur A et B

Les FP correspondantes présentent les mêmes caractéristiques mais avec des intensités plus faibles pour A. Les intensités maximales relevées sur les FP (110) (fig 323-5) ainsi que les indices de texture (fig 323-6) sont des fonctions croissantes du taux de déformation.
En ce qui concerne les propriétés mécaniques telles que limite élastique (fig 323-4) et la charge à rupture, le comportement des matériaux A et B suit la loi de Hall-Petch [5,6].

3-2-3-5 Comparaison des résultats obtenus sur B et C

Bien que les caractéristiques mécaniques de B et C(fig 323-7) soient identiques, la limite en tréfilage est atteinte pour un diamètre de 0.76 mm pour le fil C alors que pour B cette limite correspond au diamètre de 0.5 mm. On observe également une légère différence les indices de texture (fig 323-8) et des maxima relevés sur la figure de pôles (110) recalculée (fig 323-9) pour les deux études. Ces paramètres sont toujours plus élevés pour B. Pour des déformations supérieures à 4, les dispersions observées proviennent de la préparation des échantillons. En effet cette préparation est d'autant plus difficile que le diamètre des fils est faible.

3-2-3-6 Gradients de texture des fils de type A

L'étude du gradient de texture a été effectuée pour des fils de diamètre 8 jusqu'aux fils de diamètre 3.66. Pour le fil de diamètre 8, issu du laminage à chaud, il est observé un léger gradient de texture non significatif qui peut être attribué aux erreurs expérimentales et aux incertitudes de mesure.
Le gradient de texture n'a pas été mis en évidence d'une façon claire. Néanmoins on note quelques petites différences au niveau des intensités sur les figures de pôles avec en général un coeur légérement plus texturé qu'en surface (fig 323-10). Pour les plus faibles déformations, on retrouve une zone moins texturée. Cette zone est comprise entre 0.5 et 0.8 fois le rayon (fig 323-11). Par ailleurs, les essais de microdureté indiquent qu'il n'y a pas de gradient de dureté (fig 323-14 a et b). Ce qui est en accord avec le très faible gradient de texture.

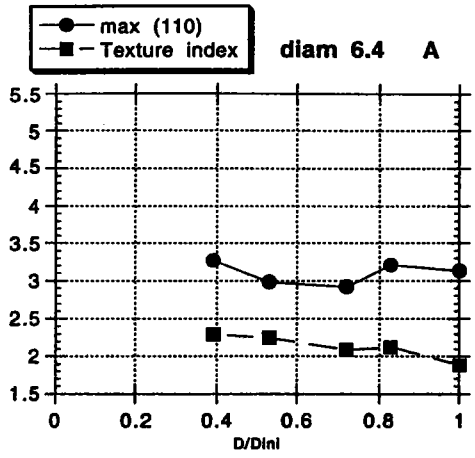


Figure 323-10 : évolution de la texture sur diamètre 6.4 pour A

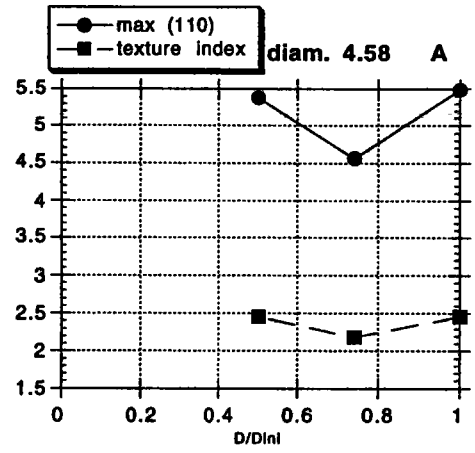


Figure 323-11 : évolution de la texture sur diamètre 4.58 pour A

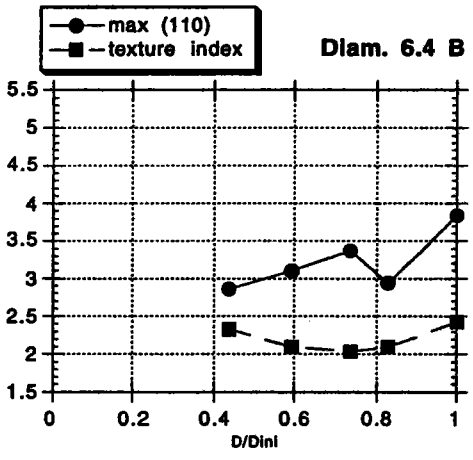


Figure 323-12 : évolution de la texture sur diamètre 6.4 pour B

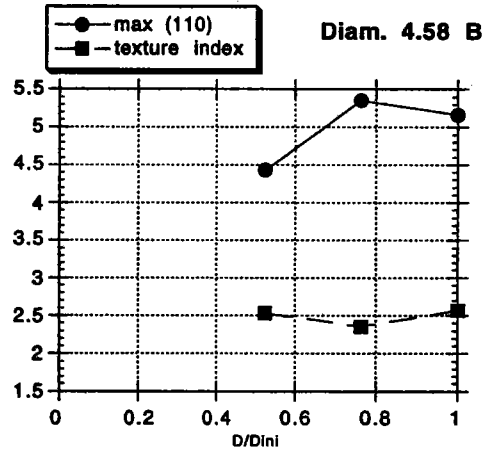
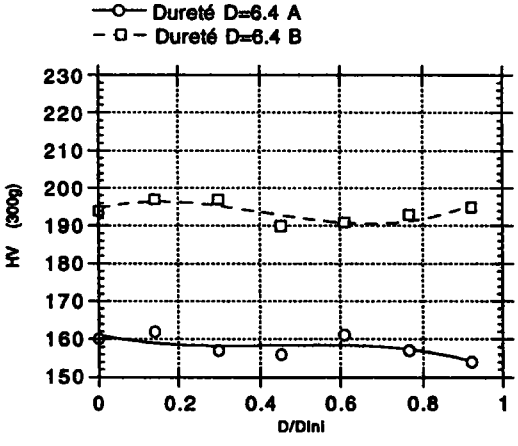
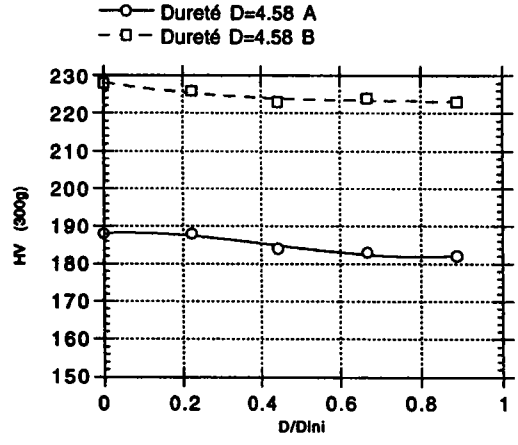


Figure 323-13 : évolution de la texture sur diamètre 4.58 pour B



(a)



(b)

Figure 323-14 : dureté Vickers (Hv 300g) sur diamètre 6.4 matériau A et B (a) et sur diamètre 4.58 matériau A et B (b)

3-2-3-7 Gradients de texture des fils de type B

Les caractéristiques diamètrales des fils sont les mêmes que pour la matériau A. Pour le fil machine (fil de diamètre 8mm obtenu par une basse température de dépose), on observe une texture moins prononcée à coeur qu'en surface (fig 323-12 et 323-13). Les essais de microdureté montrent des variations qui prouvent le changement de microstructure. Ici aussi, le gradient de texture est difficile à estimer. Il est à noter cependant que la surface des fils est toujours plus texturée que dans le rayon. Les résultats des mesures de microdureté effectuées le long du rayon ne montrent qu'un faible gradient de dureté(fig 323-14 a et b).

3-2-3-8 Gradient de texture des fils de type C

Pour chaque fil de diamètre compris entre 8 mm et 3.66 ont été pratiqués 3 à 4 amincissements chimiques à l'aide d'une solution acide. Pour chaque diamètre la texture a été déterminée (fig 323-15 et 323-16). Les résultats ne montrent généralement pas de gradient de texture si ce n'est dans certain cas où il est très faible.

3-2-3-9 Effet de la vitesse de déformation (EL : étirage lent)

Le matériau de départ est le même que celui du fil machine de l'étude B.

Les caractéristiques indice de texture (fig 323-17) et maxima sur les figures de pôles complètes (110) (fig 323-16)) ne montrent pas de différences notables pour les faibles déformations. Par contre les écarts entre les résultats de l'étude C (tréfilage unidirectionnel) et EL semblent un peu plus importants pour des déformations rationnelles supérieures à 2. Pour le matériau EL, la gamme de tréfilage est différente de celle de C, le taux moyen de réduction par passe a été de 30% avec une vitesse de tréfilage inférieure à 1 m/s.

Le fait que l'on n'ait pas pu mettre en évidence une différence de texture notable entre C et EL provient certainement du taux de déformation par passe qui est supérieur à celui du tréfilage classique ; ceci compense les effets dus à la vitesse.

Des résultats similaires obtenus par Montesin [2] montrent que la vitesse de déformation ne semble jouer aucun rôle sur la formation des textures. En ce qui concerne le gradient de texture, on voit sur la figure 323-19 qu'il y a un gradient de texture mais sur la figure 323-20, ce gradient n'existe plus.

3-2-3-10 Effet du frottement métal-outil (EF)

Le matériau EF a été gainé de cuivre par colaminage à chaud au diamètre 8.6 mm (fig 323-21) et a subi un tréfilage industriel jusqu'au

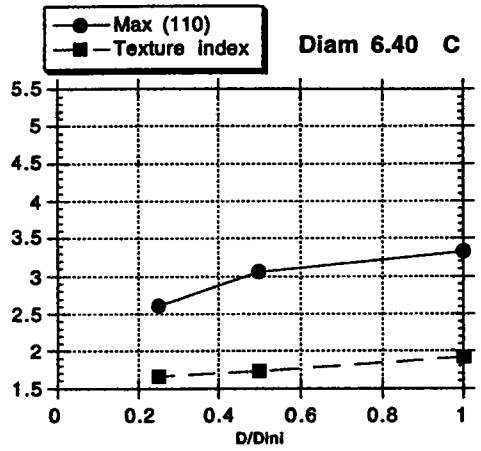


Figure 323-15 : évolution de la texture sur diamètre 6.4 pour C

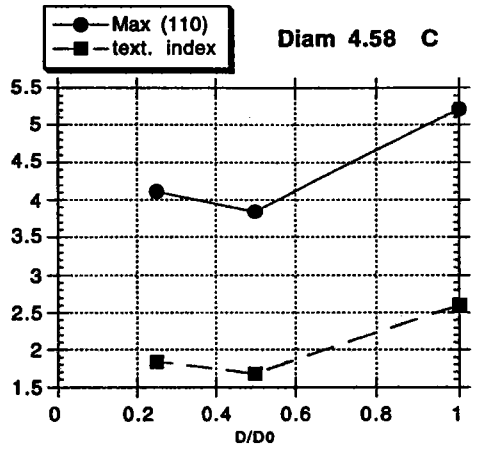


Figure 323-16 : évolution de la texture sur diamètre 4.58 pour C

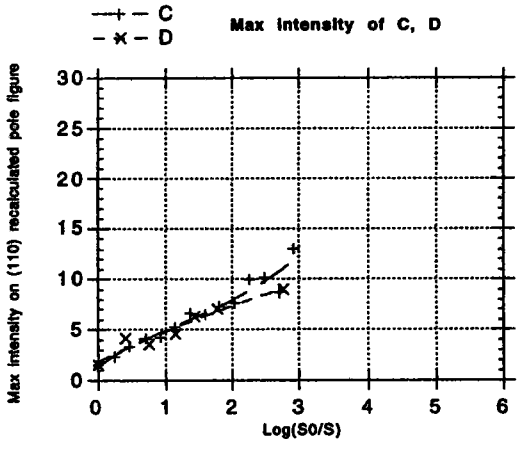


Figure 323-17 : Maximum sur FP (110) pour C et EL

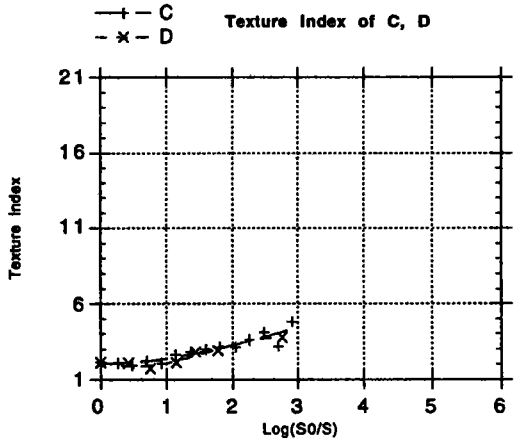


Figure 323-18 : Indice de texture pour C et EL

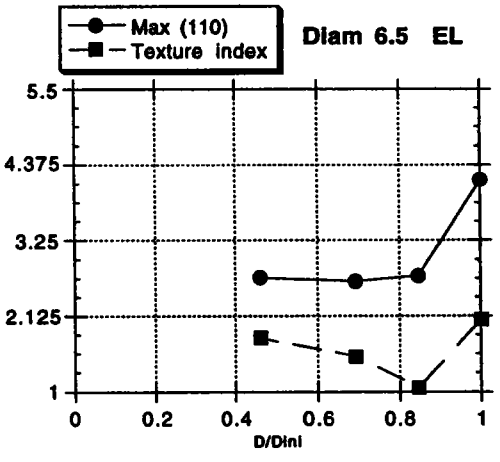


Figure 323-19 : évolution de la texture sur diamètre 6.5 pour EL

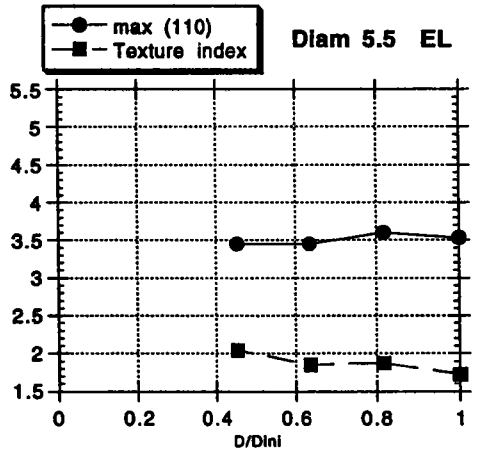


Figure 323-20 : évolution de la texture sur diamètre 5.5 pour EL

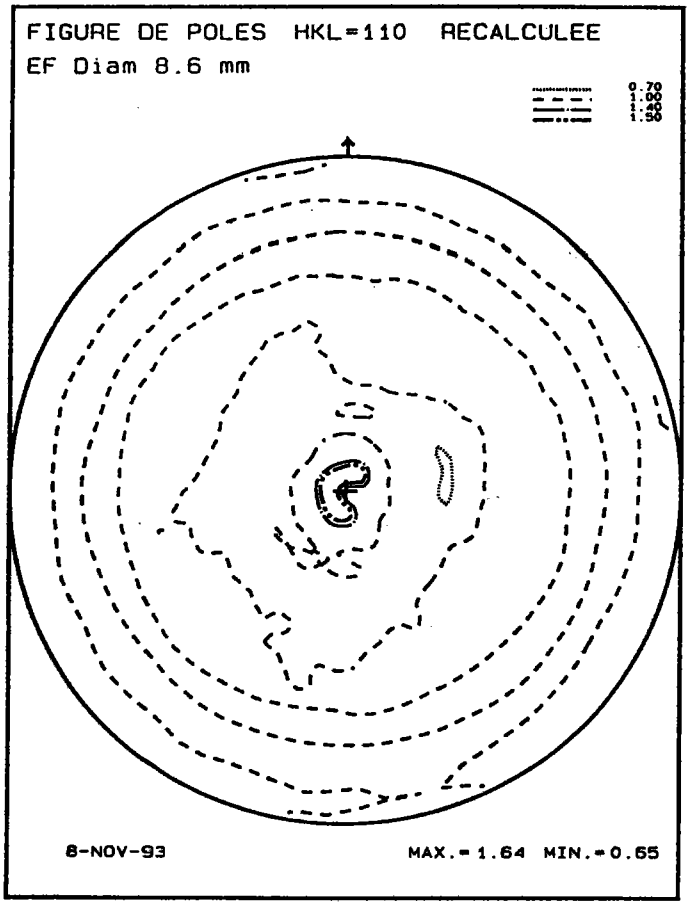


Figure 323-21 : FP (110) sur diamètre 8.6mm pour EF

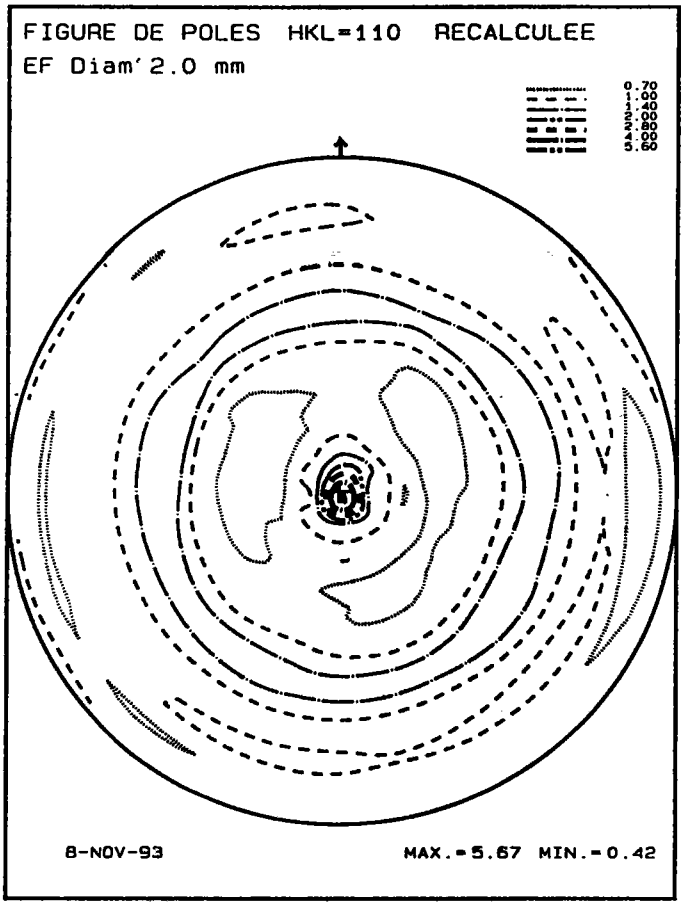


Figure 323-22 : FP (110) sur diamètre 2mm pour EF

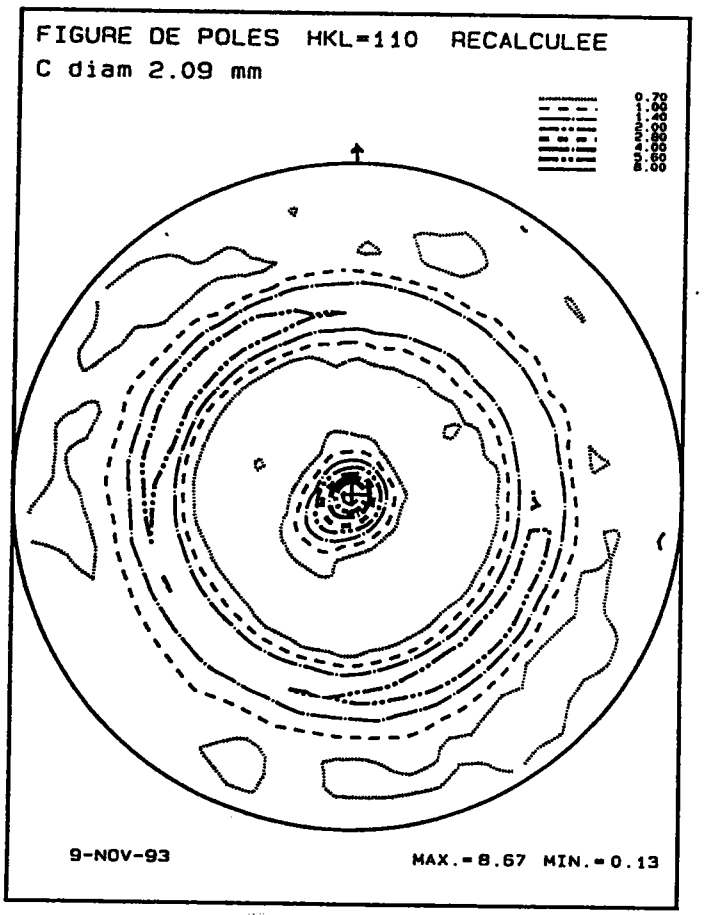


Figure 323-23 : FP (110) diamètre 2.09 pour C

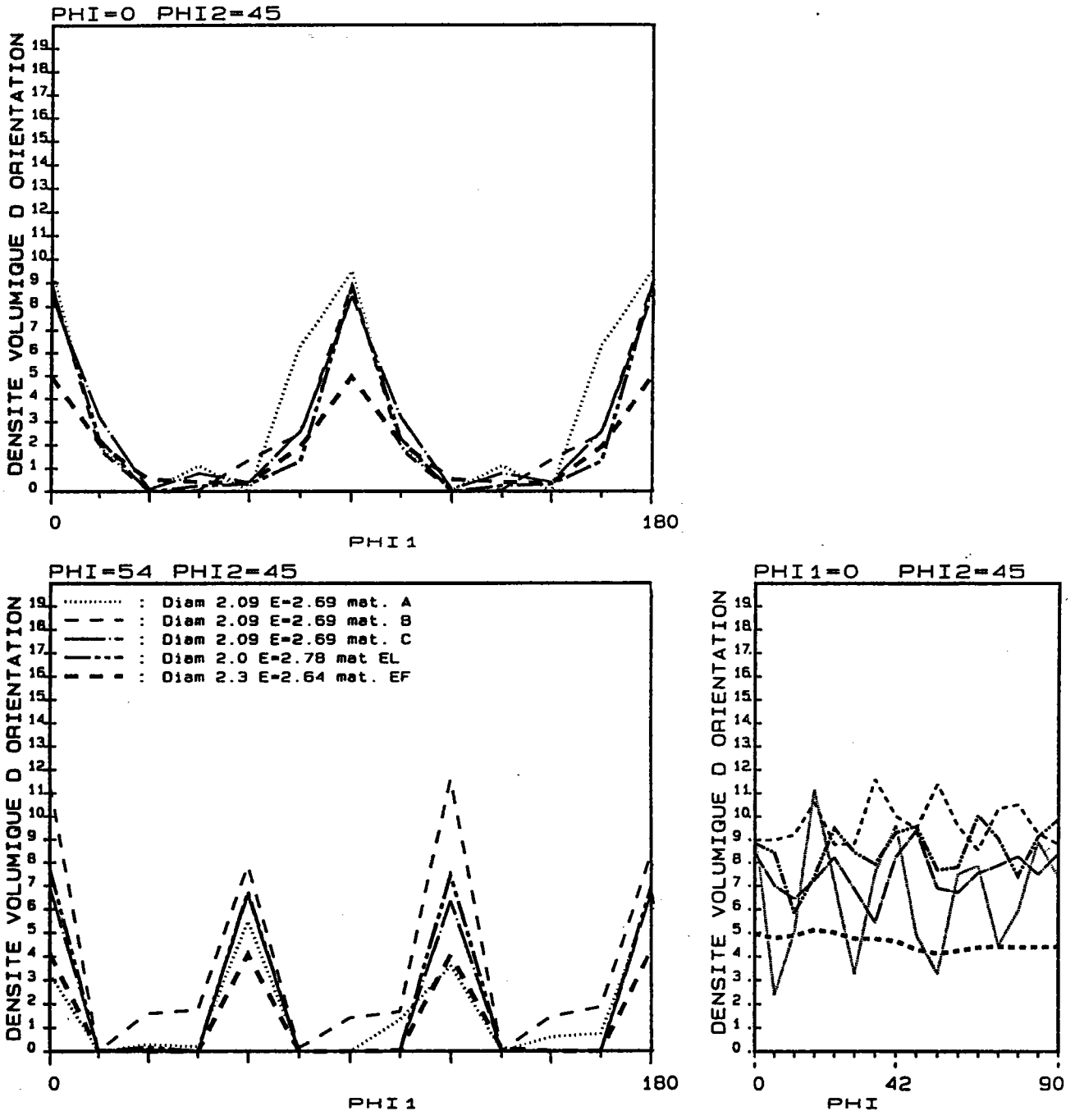


Figure 323-24 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour différents diamètres pour tous les IFS au même stade de la déformation

diamètre 2 mm. De ce fait, il n'a pas été possible d'avoir les diamètres intermédiaires. Néanmoins, les intensités relevées sur les FP (110) au diamètre 2 mm (fig 323-22) sont une fois et demi plus faibles que pour le matériau C au même stade de la déformation (fig 323-23). L'aspect des FP est toujours le même. Sur la figure 323-24, il est intéressant de noter que sur la courbe de squelette α, la fibre est homogène le long de ϕ pour EF (effet du frottement) alors que pour les autres matériaux les fibres α ne le sont pas.

3-2-3-11 Conclusion

Quelles que soient les conditions de tréfilage et les états métallurgiques (taille de grain), le matériau présentera à un stade donné de la déformation les mêmes orientations avec des intensités plus ou moins élevées suivant ces conditions (fig 323-24).
Comme nous venons de le voir les textures varient assez peu avec les conditions de tréfilage, il peut être intéressant de modéliser l'évolution de texture afin de comprendre quels sont les mécanismes qui interviennent.

3-2-4 Modèle de Taylor

3-2-4-1 Description du modèle

Le modèle de Taylor suppose que chaque grain se déforme de la même façon que l'échantillon. Il s'agit en fait de l'uniformité de la déformation plastique :
la déformation plastique microscopique ε^p est égale à la déformation plastique macroscopique E^p.

$$\varepsilon^p_{ij} = E^p_{ij}$$

Le comportement du monocristal dans le cadre de ce modèle est régi par les hypothèses suivantes :
- la déformation est homogène à l'échelle du grain
- la déformation a lieu par glissement cristallographique
- le glissement sur un système suit une loi de cission résolue critique (loi de Schmidt et Boas), c'est à dire qu'il ne peut se déclencher que si la scission résolue τ sur ce système atteint une valeur critique τ_c
- possibilité de prendre en compte le maclage.

L'hypothèse de l'uniformité des déformations ou de déformation totalement imposée (DTI) suppose implicitement que les grains ont une forme pratiquement équiaxe. Honnef et Mecking [16] ont observé, lorsque les grains sont plats (grains laminés), que certaines composantes

de cisaillement peuvent être trés différentes de celles imposées à la matrice. Les contraintes internes induites par ces différences de déformation seront négligeables. Honnef et Mecking ont modifié l'approche de Taylor en imposant des contraintes de réactions nulles correspondants à des composantes de déformation. Ce dernier type de modèle est dit "théorie de déformation partiellement imposée (DPI)" ou "Taylor relaché". Il a pour conséquence de réduire le nombre de systèmes de déformation indépendants nécessaires pour accomoder une déformation donnée en laissant une (lath) ou deux (pancake) composantes de cisaillement librement ajustables, alors que dans le modèle de Taylor original, toutes les composantes de la déformation sont fixées. Dans le cas d'une déformation totalement imposée, cinq systèmes de glissement indépendants sont nécessaires pour accomoder une déformation quelconque tout en assurant la compatibilité. Les combinaisons de ces cinq systèmes de glissement permettant de réaliser une déformation pouvant être très nombreuses, celle qui est effectivement réalisée est celle qui minimise l'énergie interne de déformation.
S'il y a plusieurs combinaisons de cinq systèmes de glissement possibles, l'application de la condition de minimisation de l'énergie de déformation nous détermine la combinaison qui est réellement active.
Malgré ses nombreuses insuffisances (négligence des relations d'équilibre), le modèle de Taylor nous permet une bonne prévision, au moins qualitative, des textures de déformation des polycristaux. Il permet d'analyser la formation des textures, il peut être utilisé pour étudier l'influence d'une texture initiale sur la texture après déformation, ou pour analyser l'importance du mode et de l'amplitude de la déformation sur la texture.

3-2-4-2 Résultats

L'évolution de la texture a été modélisée en utilisant l'hypothèse de déformation totalement imposée (DTI). Cette hypothèse est justifiée par le fait que l'on simule l'évolution de texture en ayant la direction de tréfilage suivant l'axe 3 (direction perpendiculaire à la figure de pôles), car on peut supposer que la forme des grains est équiaxe, donc dans ce cas l'interaction entre les grains est forte.
La texture de départ est celle des matériaux A et B au diamètre 8 mm ; la texture a été discrétisée en 948 orientations pour A et 999 pour B.
Les modélisations ont été effectuées avec le glissement {110}<111> seul puis combiné avec les autres modes de glissement possibles qui sont {112}<111> et {123}<111> (fig 324-1 à 324-3). Les CRSS ont été prises égales à 1 en accord avec les résultats obtenus par P. Van Houtte [29].
Dans la version RC (fig 324-4) ($\varepsilon 12$ relaxé)les résultats sont moins bons

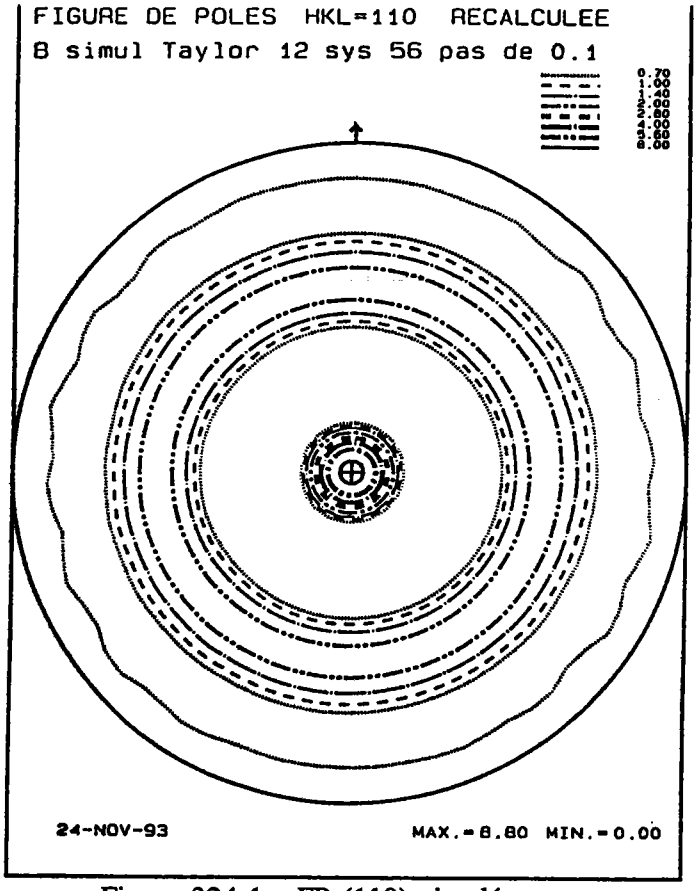


Figure 324-1 : FP (110) simulée avec famille {110}<111>

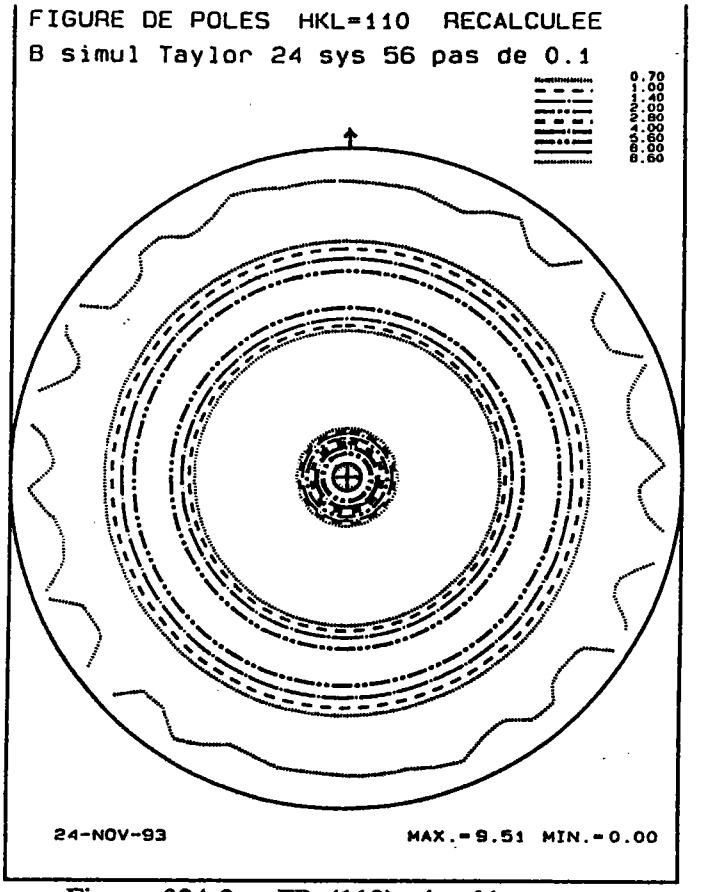


Figure 324-2 : FP (110) simulée avec famille {110}+{112}

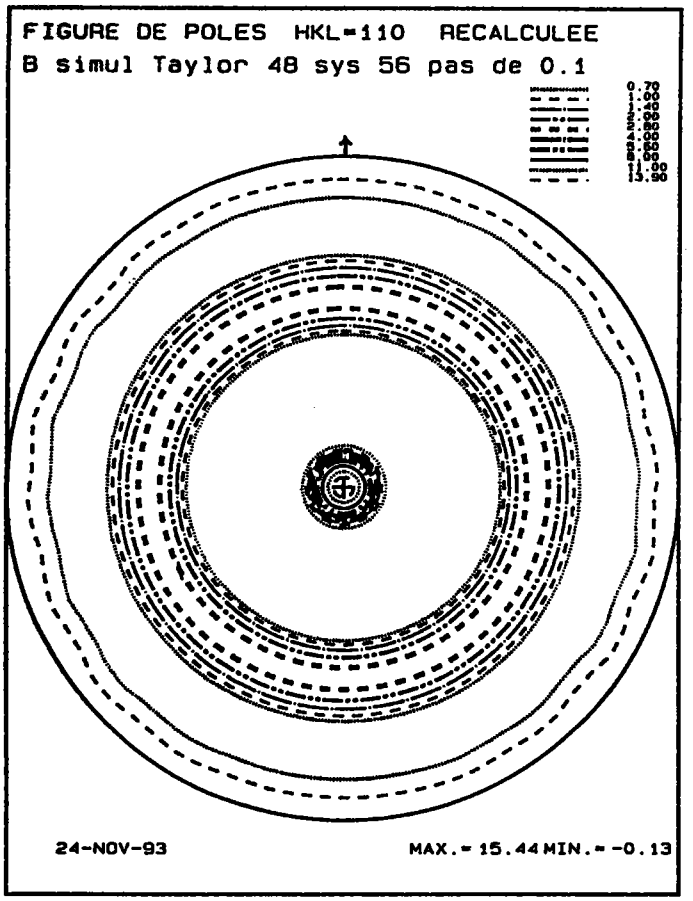


Figure 324-3 : FP (110) simulée avec famille {110}+{112}+{123}

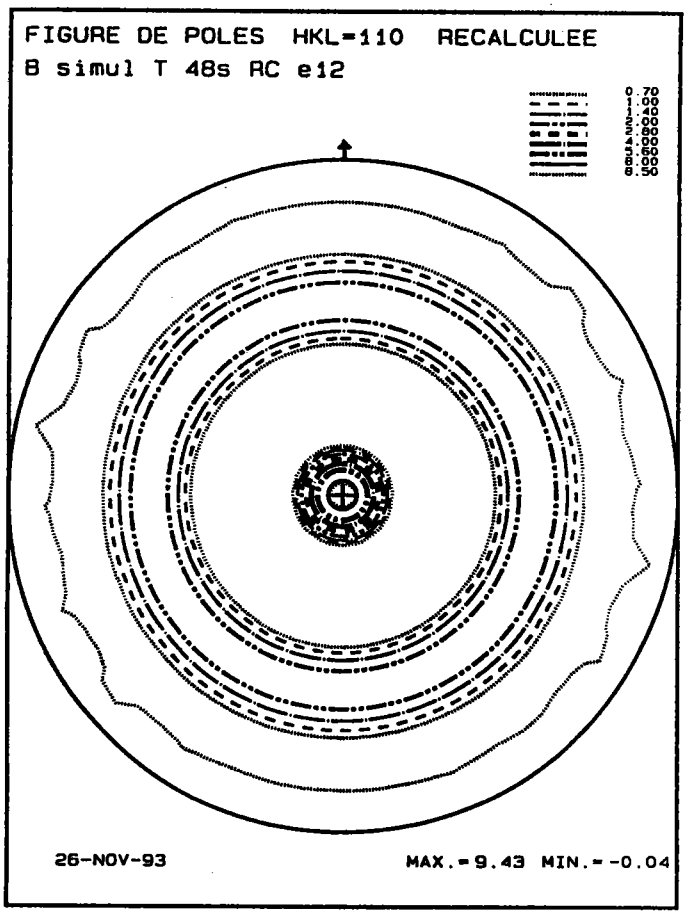


Figure 324-4 : FP (110) simulée version RC avec famille {110}+{112}+{123}

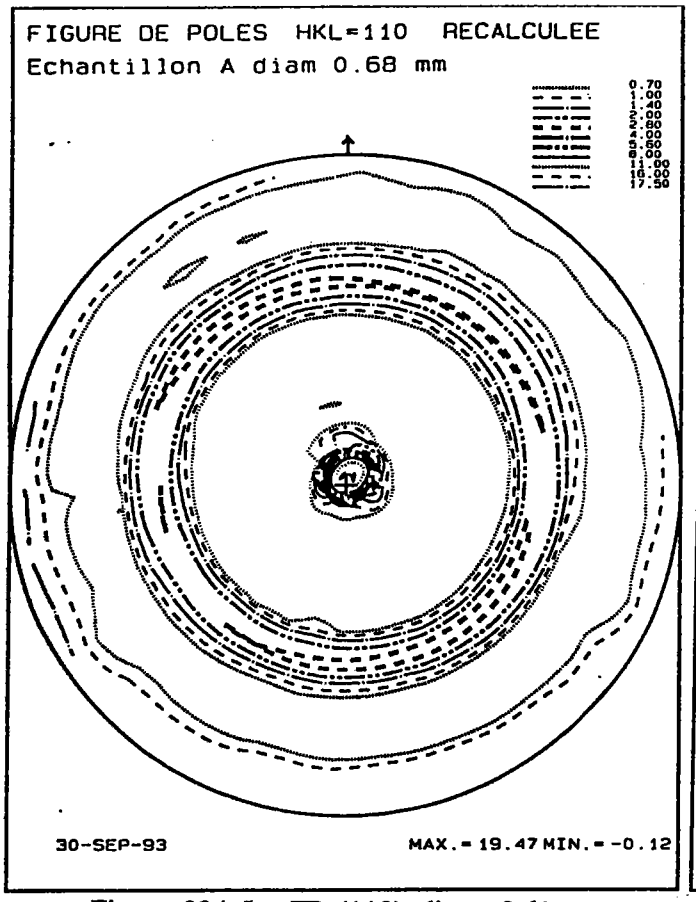


Figure 324-5 : FP (110) diam. 0.61mm matériau A

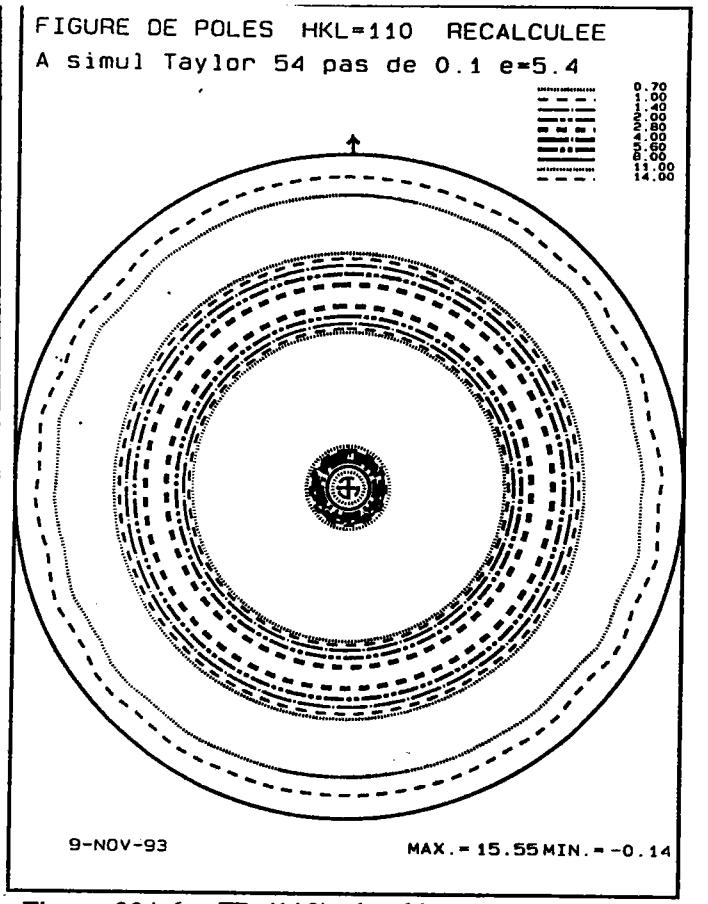


Figure 324-6 : FP (110) simulée après 54 pas de 0.1 pour A

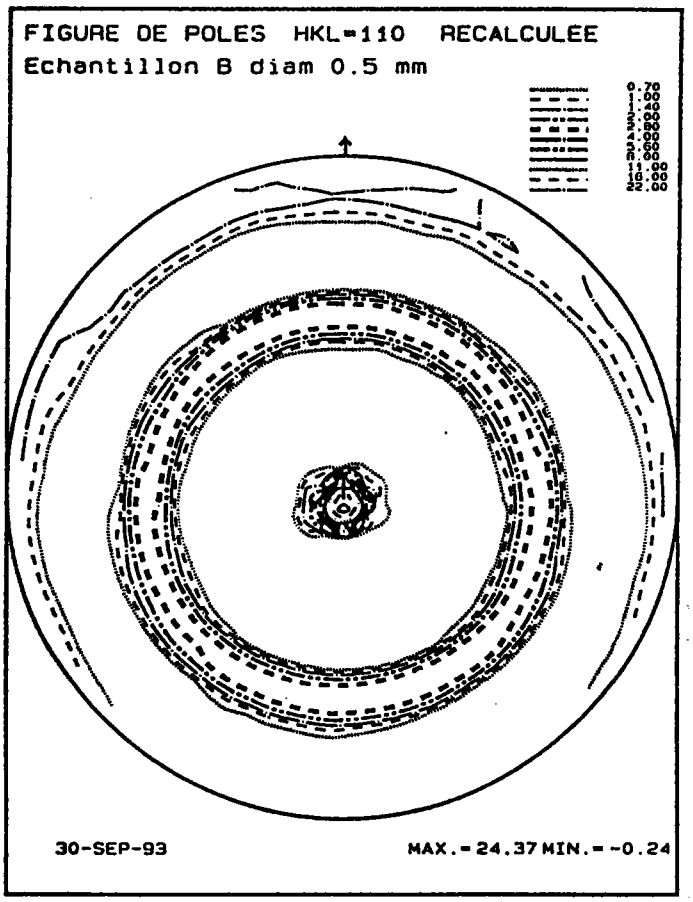


Figure 324-7 : FP (110) diam. 0.5mm matériau B

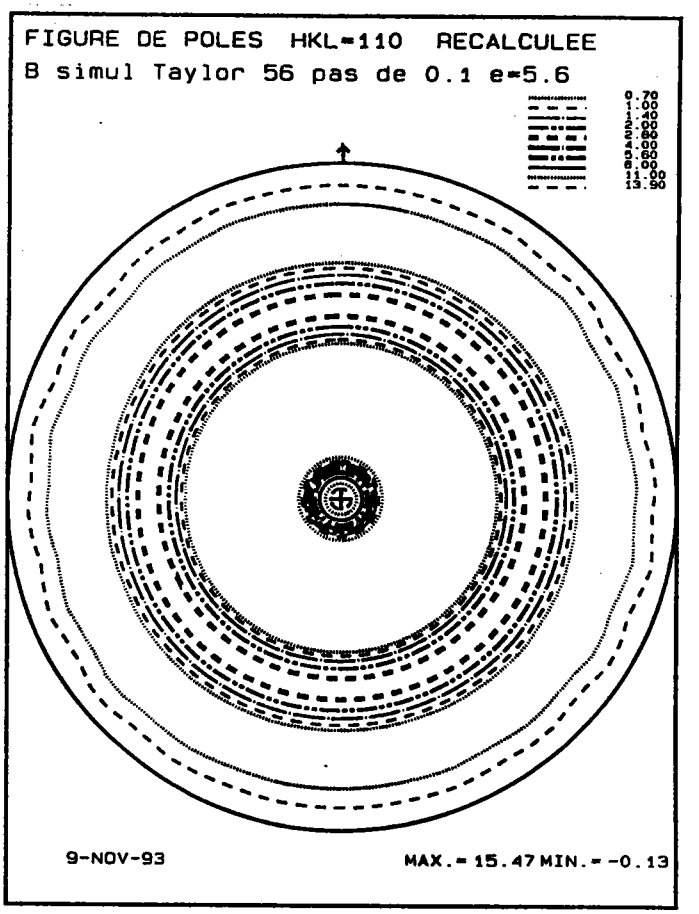


Figure 324-8 : FP (110) simulée après 56 pas de 0.1 pour B

que dans la version FC.
Les résultats les plus probants ayant été obtenus avec la combinaison des trois systèmes de glissement (fig 324-3) ; ceci tend à prouver que le mode de déformation est le Pencil Glide. En comparant les figures de pôles (110) au même stade de la déformation (fig 324-5 à 324-8), il en ressort que le modèle de Taylor dans sa version FC sous-évalue l'intensité maximale.

3-2-5 Conclusion

D'une manière générale, quelque soit la taille de grain initiale, les figures de pôles présentent toutes le même aspect.
Les caractéristiques mécaniques (limite élastique et charge à rupture) du matériau présentant de gros grain (A) initialement sont plus faibles que pour le matériau ayant des grains plus fins (B, C). Dans ce cas la loi de Hall-Petch est bien vérifiée. Ceci se traduit sur les figures de pôles par des intensités plus faibles pour le matériau ayant des gros grains.
La limite de tréfilabilité est atteinte plus vite pour le matériau à gros grains (A) que pour le matériau à grains fins (B); ceci montre que le matériau présentant des grains fins accomode plus facilement la déformation plastique. Dans le cas du tréfilage unidirectionnel (C), la limite de tréfilabilité est atteinte plus rapidement que pour B (4 passes de moins) ce qui montre que le tréfilage alterné semble avoir un effet bénéfique sur cette limite.
Une remarque supplémentaire peut-être ajoutée en ce qui concerne la limite de tréfilabilité qui est déterminée par le test de la boucle (test qui permet de savoir si le matériau a atteint la limite de tréfilabilité); on remarque que sur les figures de pôles (110), la couronne de la fibre <110> située à 60° (axe de tréfilage normal à la figure) ou à 30° (axe de tréfilage dans le plan de la figure de pôles) commence à se renforcer à environ 5 à 7 passes avant la limite de tréfilage ; ce qui pourrait laisser penser que l'on pourrait se servir de ce critère comme limite de tréfilabilité.
En ce qui concerne l'étude du gradient de texture, le fait que l'on n'ait pas pu mettre en évidence la présence d'un gradient peut être expliqué par le fait que l'on a effectué pour les deux premières études un tréfilage alterné, mais les essais de microdureté effectués montrent qu'il n'y a pas de gradient de dureté quelque soit le mode de tréfilage (alterné ou unidirectionnel), ou s'il existe il est suffisamment faible pour ne sembler jouer aucun rôle sur les propriétés. Ces propriétés étant en général influencées uniquement par l'état de surface du matériau. Cet état de surface étant quant à lui gouverné par le frottement avec la filière et le lubrifiant.

Dans cette étude la texture que nous avons pu mettre en évidence correspond à une texture de fibre <110>. Il existe en plus un pôle {100}<011> sur la FDO (pôle issu du laminage à chaud). Cette fibre apparait dès les premiers % de la déformation et est complète après quelques passes (50% de réduction). Cette fibre une fois en place ne cesse de croître et ce jusqu'à la limite de tréfilabilité du matériau.
La taille des grains joue un rôle important sur la texture obtenue et sur les propriétés mécaniques. Plus les grains sont fins plus les propriétés mécaniques sont élévées. Car la déformation maximale admissible est plus importante. Par ailleurs, l'acuité de la texture augmente avec la diminution de la taille des grains.
Néanmoins, on peut se demander dans l'étude EF (effet du frottement), les raisons pour lesquelles les intensités sont plus faibles pour le fil de diamètre 2 mm que celles obtenues dans C au même stade de la déformation. La première raison qui peut être invoquée est la différence de volume diffractant car le cuivre du matériau gainé n'a pu être enlevé. Pour le matériau C le volume diffractant est plus important. La seconde raison réside dans le fait que la déformation du matériau C est plus homogène que dans le cas de la déformation de EF. On sait en effet que lorsque la déformation est inhomogène, la texture sera souvent inhomogène et moins marquée.
Les prévisions obtenus à l'aide du modèle de Taylor décrivent assez bien l'évolution de texture mais sous-évaluent l'acuité de la texture.

3-3 Texture de tréfilage des aciers calmés Al (nuance FM6Al)

Les mesures ont été faites sur des échantillons industriels sur les diamètres suivants 5.5 (fil machine), 2., 0.9 mm, l'analyse chimique de chaque acier est donnée dans le tableau 330-1.

Lot	Nuance	C	Mn	P	S	Si	Al	N	N_{AlN}/N_{nit}	Ni	Cr	Cu	N libre
D	FM6Al électrique Al faible	38	310	4	10	54	41	102	16/ 21	69	51	115	81
E	FM6Al électrique Al fort	33	306	8	11	15	107	103	91/ 99	38	21	49	4
F	FM6Al voie fonte	49	342	15	16	27	33	75	25/ 40	34	27	20	35

Tableau 330-1 : analyse chimique des aciers calmés Al utilisés

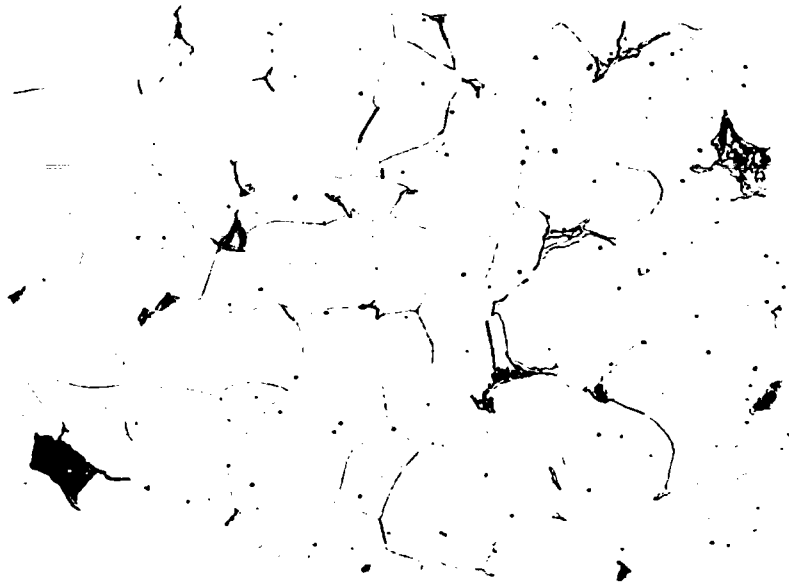


Figure 330-2 : Micrographie matériau F diamètre 5.5mm (G x 1000)

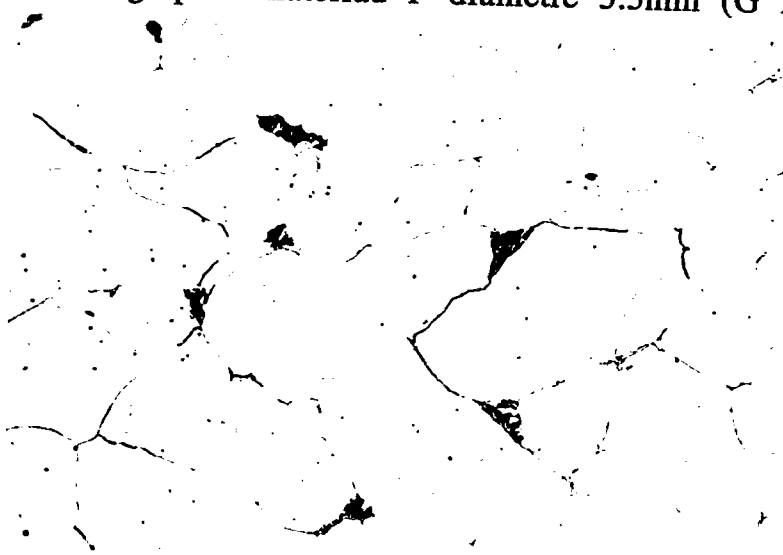


Figure 330-3 : Micrographie matériau D diamètre 5.5mm (G x 1000)

Figure 330-4 : Micrographie matériau E diamètre 5.5mm (G x 1000)

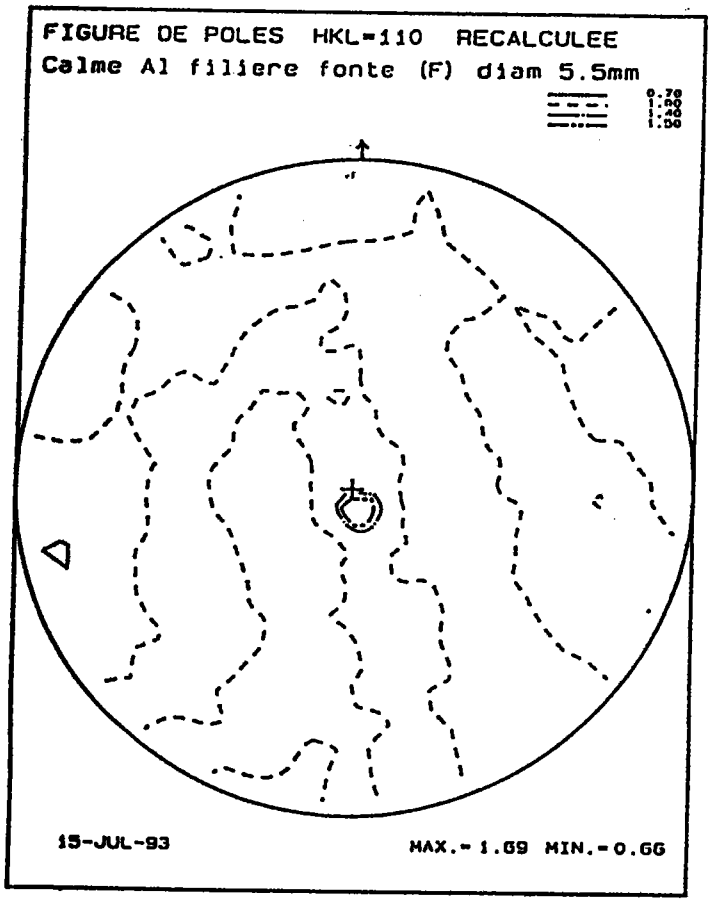


Figure 330-5 : FP (110) filière fonte (F) texture à chaud diamètre 5.5mm

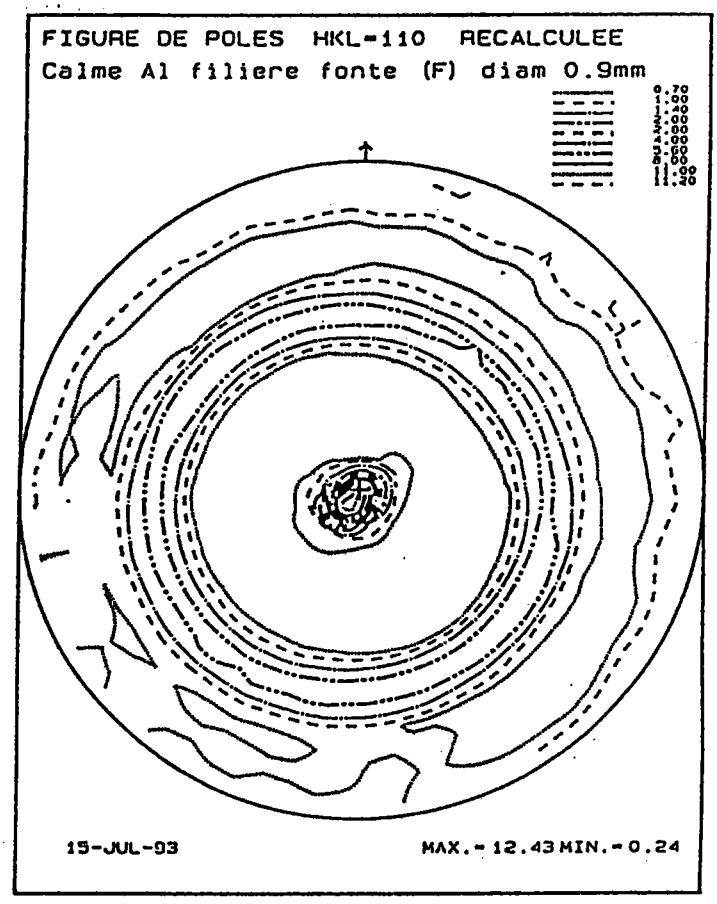


Figure 330-6 : FP (110) filière fonte (F) diamètre 0.9 mm

3-3-1 Filière fonte (F)

Les résultats montrent que sur le fil de diamètre 5.5 (Fig 330-5), la texture à chaud présente déjà une amorce de fibre <110> visible sur la FP (110). Pour le fil de diamètre 0.9mm la fibre <110> est très marquée (fig 330-6). Comme pour les IFS cette texture est une fonction croissante de la déformation (Fig 330-7 à 330-9) ; l'aspect des figures de pôles est toujours le même.

3-3-2 Filière électrique

3-3-2-1 Al fort (E)

La texture initiale est la même que celle de F. L'évolution de texture est une fonction croissante du taux de déformation. On ne note pas de différences entre le matériau F et E au niveau des maxima sur les FP (110) et les indices de texture.

3-3-2-2 Al faible (D)

La texture de départ est la même que celle de F. L'évolution de texture au cours de la déformation est la même que dans les IFS sauf pour le diamètre 0.9mm. Il n'est pas aisé de proposer une explication convaincante pour ce cas particulier. La charge à rupture est plus élevée pour ce matériau que pour les autres ; ceci provient du fait qu'il y a beaucoup d'azote libre (vieillissement après écrouissage).

3-3-3 Conclusion calmé Al

L'effet des éléments résiduels (Cu, Cr, Ni,...) ou du taux d'aluminium n'est apparamment pas décelable par la texture. L'étude des propriétés mécaniques (Re et Rm (Fig 330-7)) montrent que le matériau D a une Rm plus élevée que les matériaux E et F ; le matériau E ayant quant à lui les plus faibles propriétés. La limite élastique n'a pu être déterminée sur les fils de diamètres 0.9 mm car ceux-ci cassent dès le début de l'essai de traction.
A taux de déformation identique les propriétés mécaniques des IFS correspondent aux valeurs des matériaux calmés Al (fig 330-10). Les indices de textures sont moins élevés dans le cas des matériaux calmés Al (fig 330-12) que les indices de textures des IFS ; cette remarque est vérifiée également pour les maxima pris sur (110) (fig 330-11).

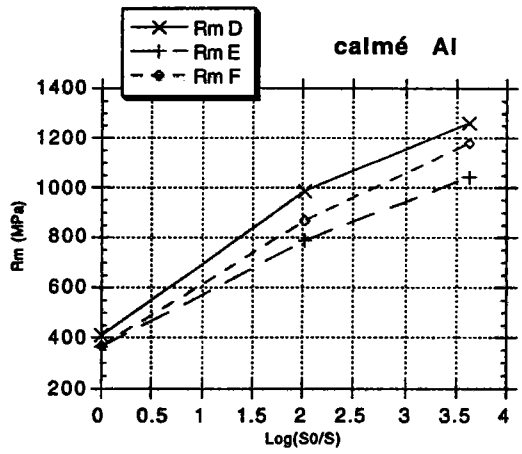


Figure 330-7 : Résistance mécanique pour D, E, F en fonction de la déformation

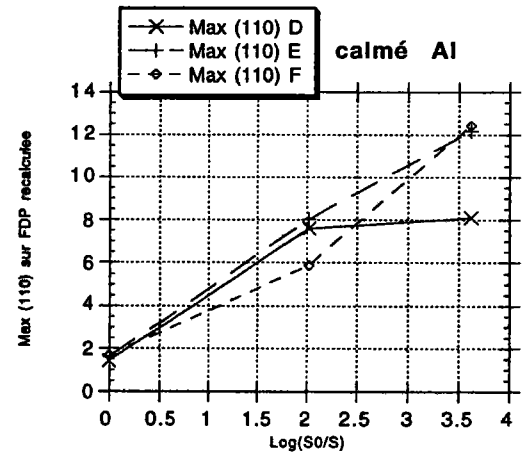


Figure 330-8 : Maximum sur (110) pour D, E, F

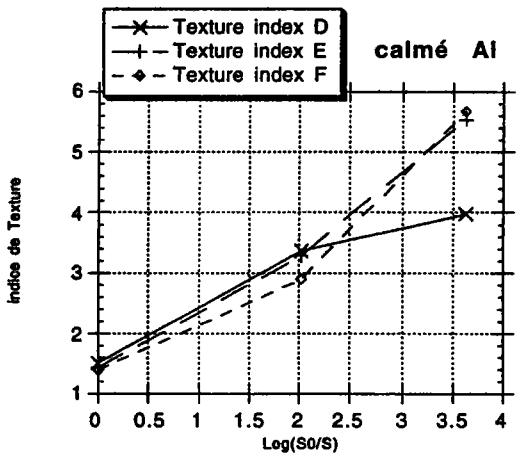


Figure 330-9 : Indice de texture pour D, E, F

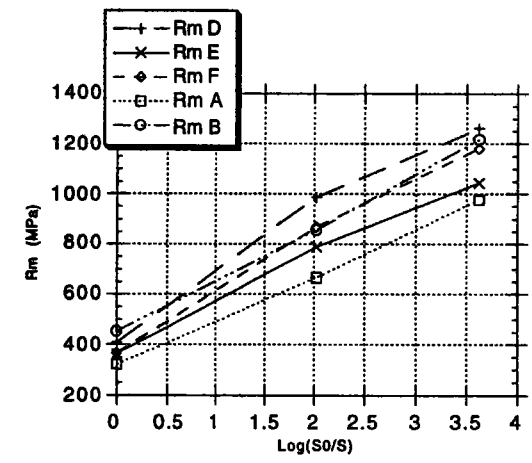


Figure 330-10 : Résistance mécanique pour A, B, D, E, F en fonction de la déformation

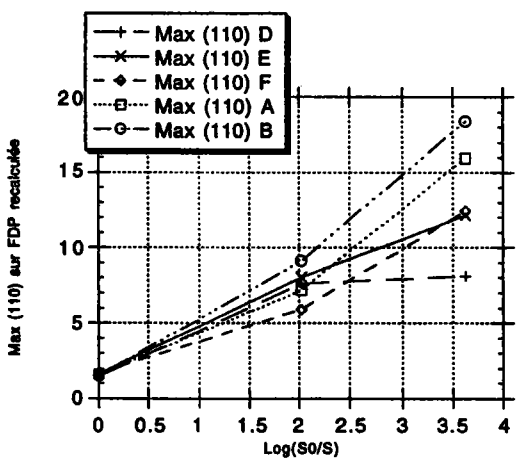


Figure 330-11 : Maximum sur (110) pour A, B, D, E, F

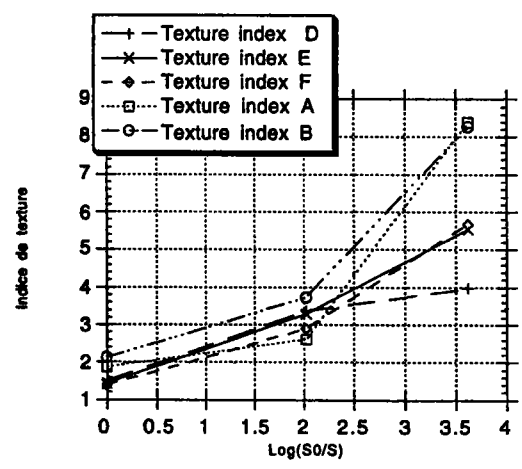


Figure 330-12 : Indice de texture pour A, B, D, E, F

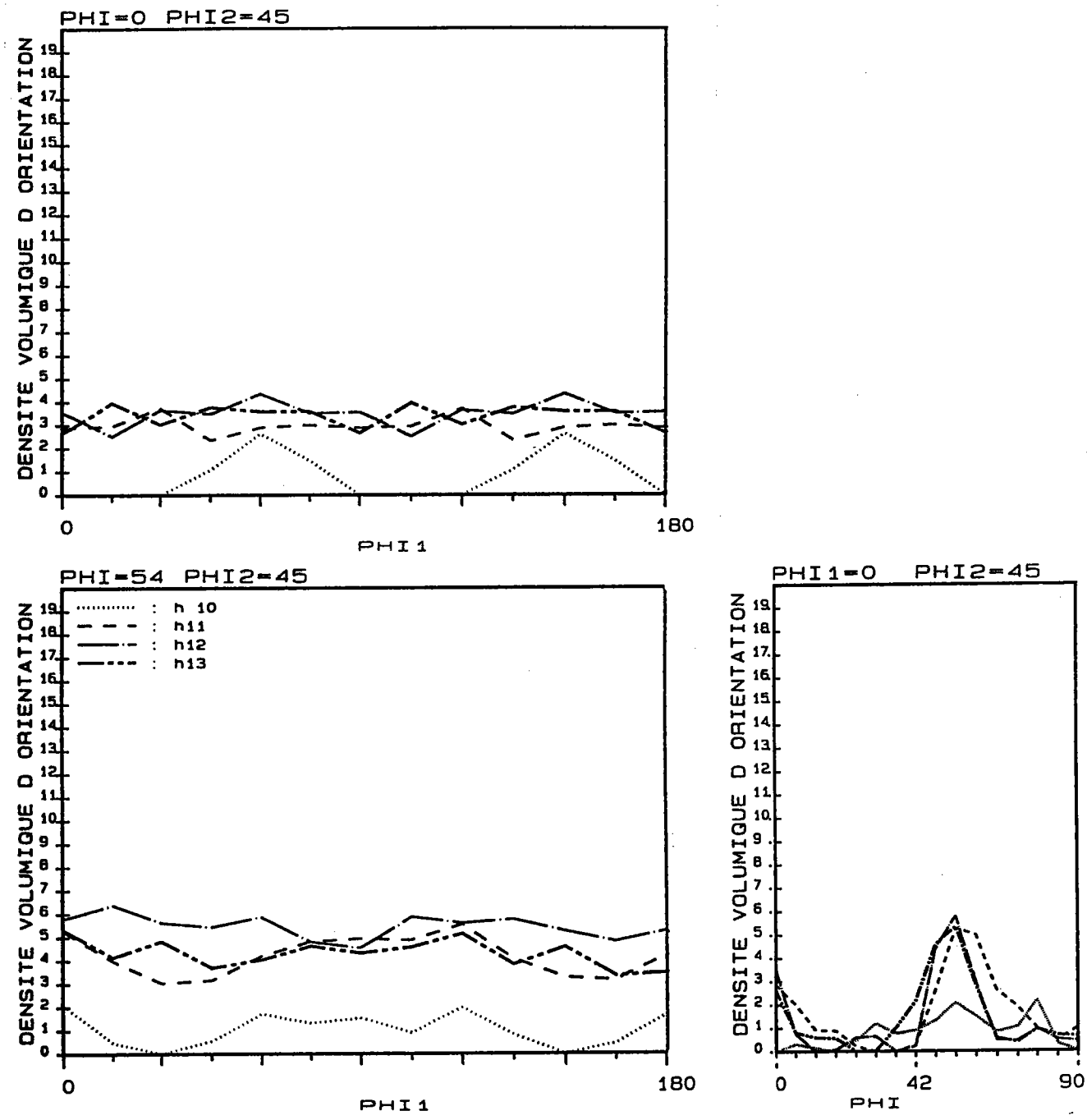


Figure 343-1 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau B cage 1 (gradient de texture)

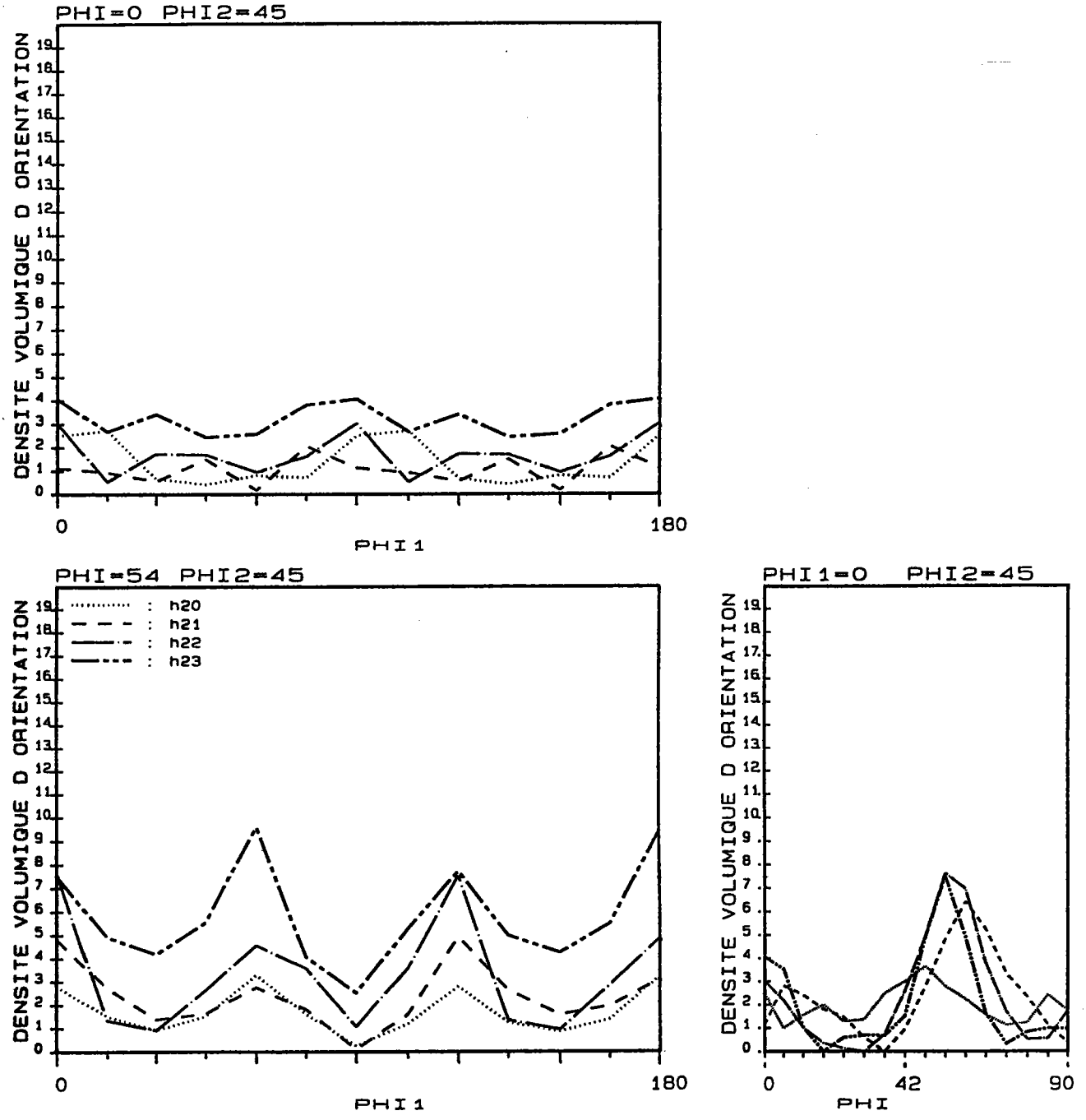


Figure 343-2 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau B calibreur 1 (gradient de texture)

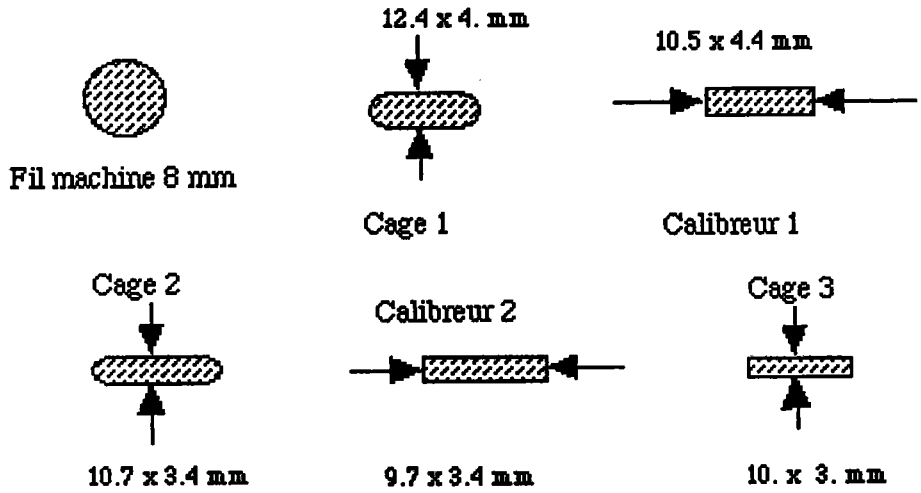
3-4 Evolution de la texture au cours du laminage à froid pour des IFS

3-4-1 Introduction

L'étude porte sur l'évolution de texture au cours du laminage d'un acier IFS (issu de la coulée 78834) ayant comme précédemment deux états métallurgiques différents. Le produit final (devant servir à fabriquer des crémones de fenêtres) est obtenu en 5 étapes. La texture a été déterminée à chaque étape du laminage. Ceci a nécessité l'arrêt complet du laminoir pour le prélèvement des échantillons.

3-4-2 Descriptif du schéma de laminage

On lamine un fil de diamètre 8 mm pour obtenir une bande de métal. Entre le produit initial et final il y a 5 étapes schématisées ci-dessous.



3-4-3 Evolution de la texture et gradient

Pour chaque étape, la texture a été déterminée en surface, à 0.5mm de la surface, à 1. mm de la surface et à 1.5 mm de la surface, ceci afin d'étudier le gradient de texture. Les conditions de préparation des échantillons et de mesures sont les mêmes que celles établies précédemment dans le cas du tréfilage (la direction de laminage est dans le plan de la figure de pôles).

Note : les échantillons sont référencés de la façon suivante :

H pour haute résistance, B pour basse résistance ; le premier chiffre correspond à l'étape de déformation (1= cage1, 2=calibreur1, 3=cage2, 4=calibreur2, 5=cage3)

le second chiffre correspond au repérage de la mesure de la texture

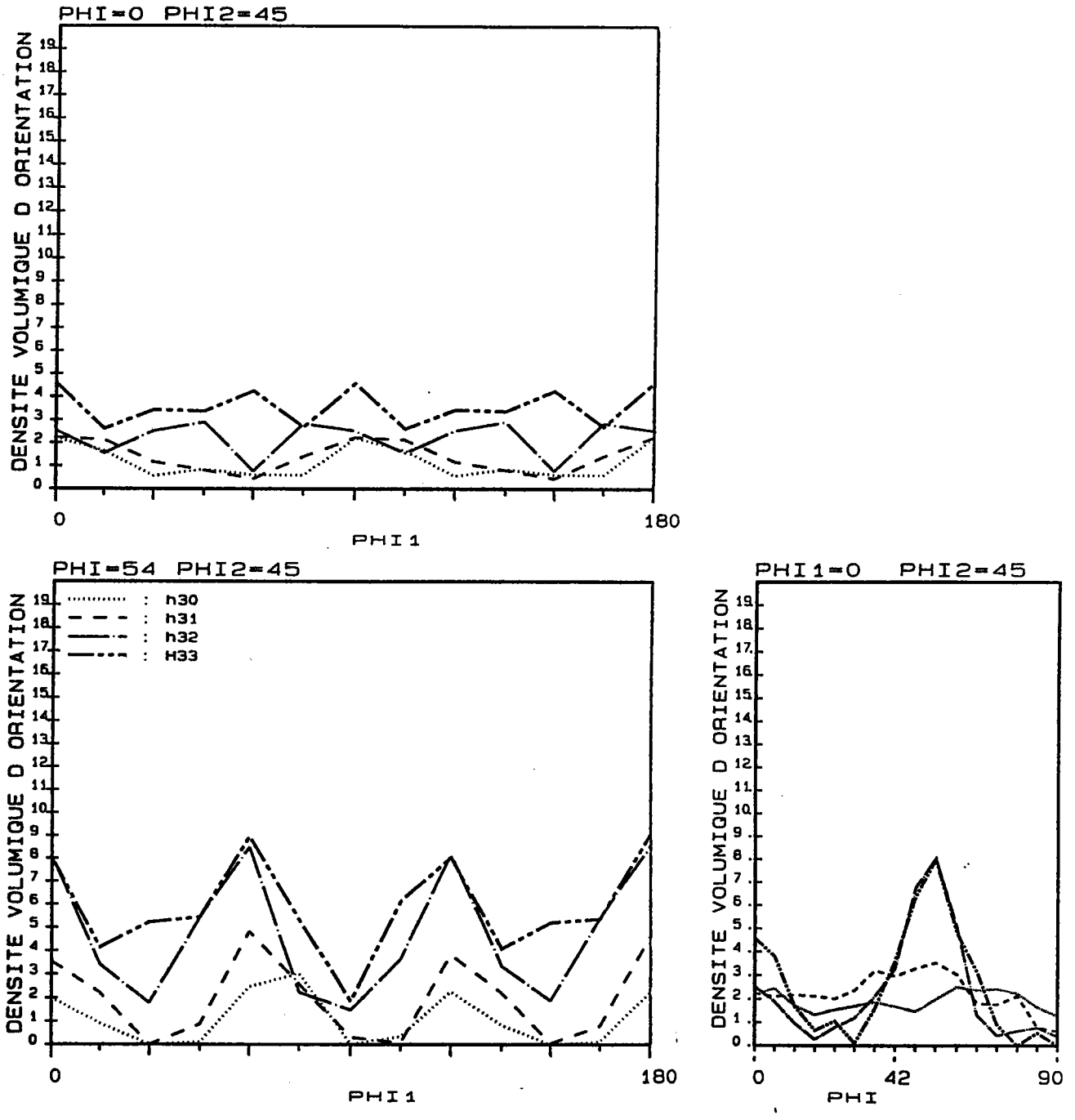


Figure 343-3 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau B cage 2 (gradient de texture)

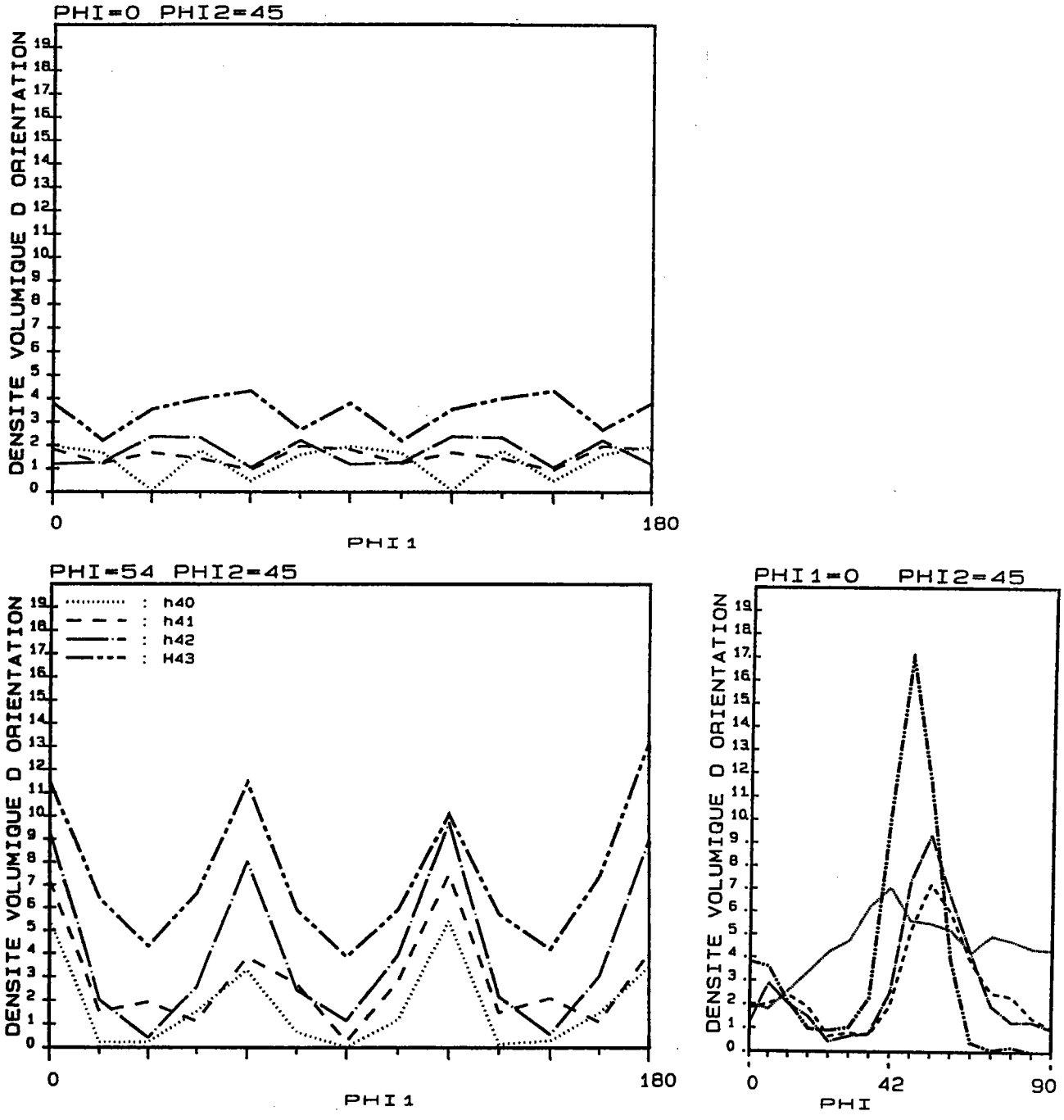


Figure 343-4 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau B calibreur 2 (gradient de texture)

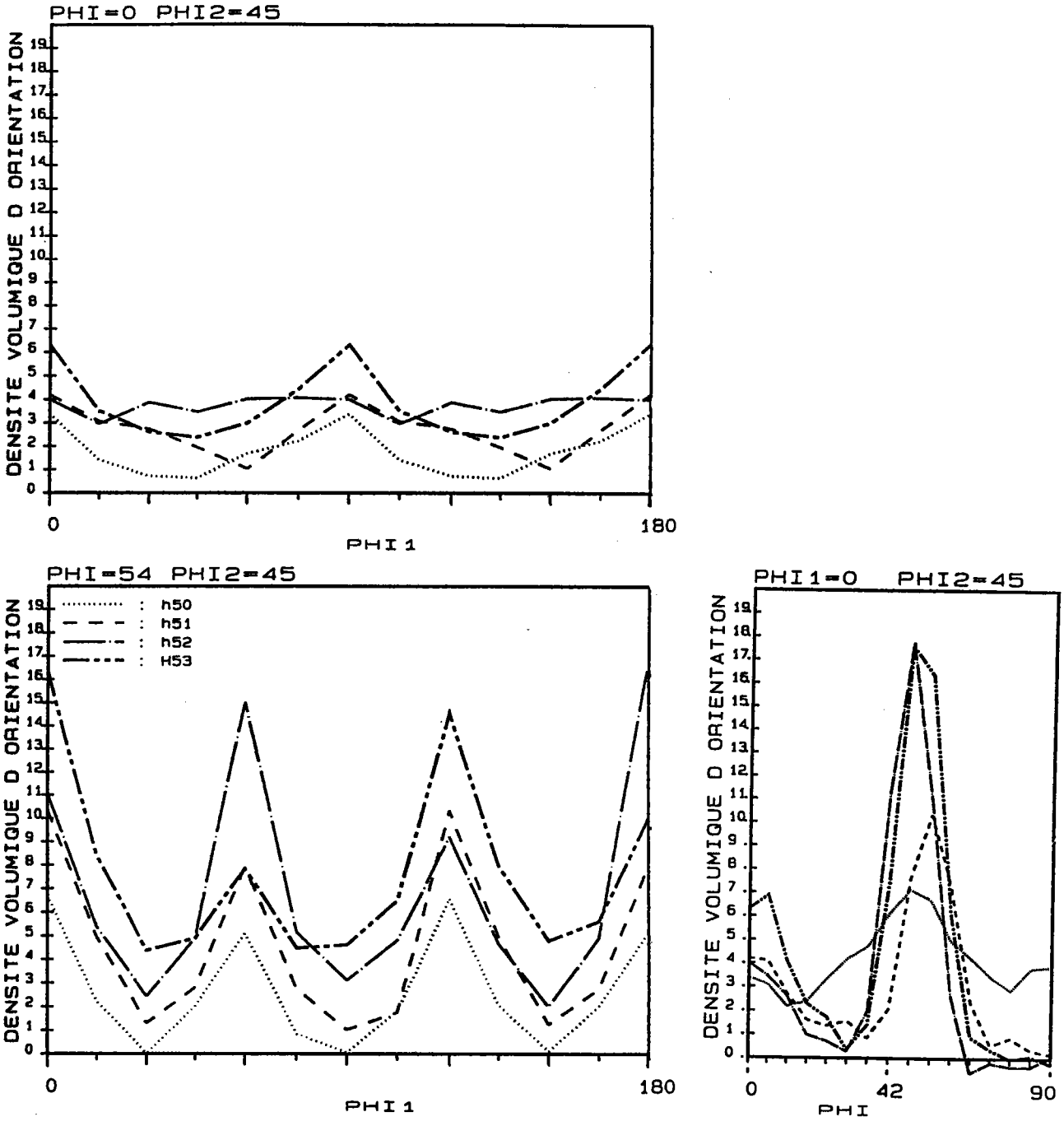


Figure 343-5 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau B cage 3 (gradient de texture)

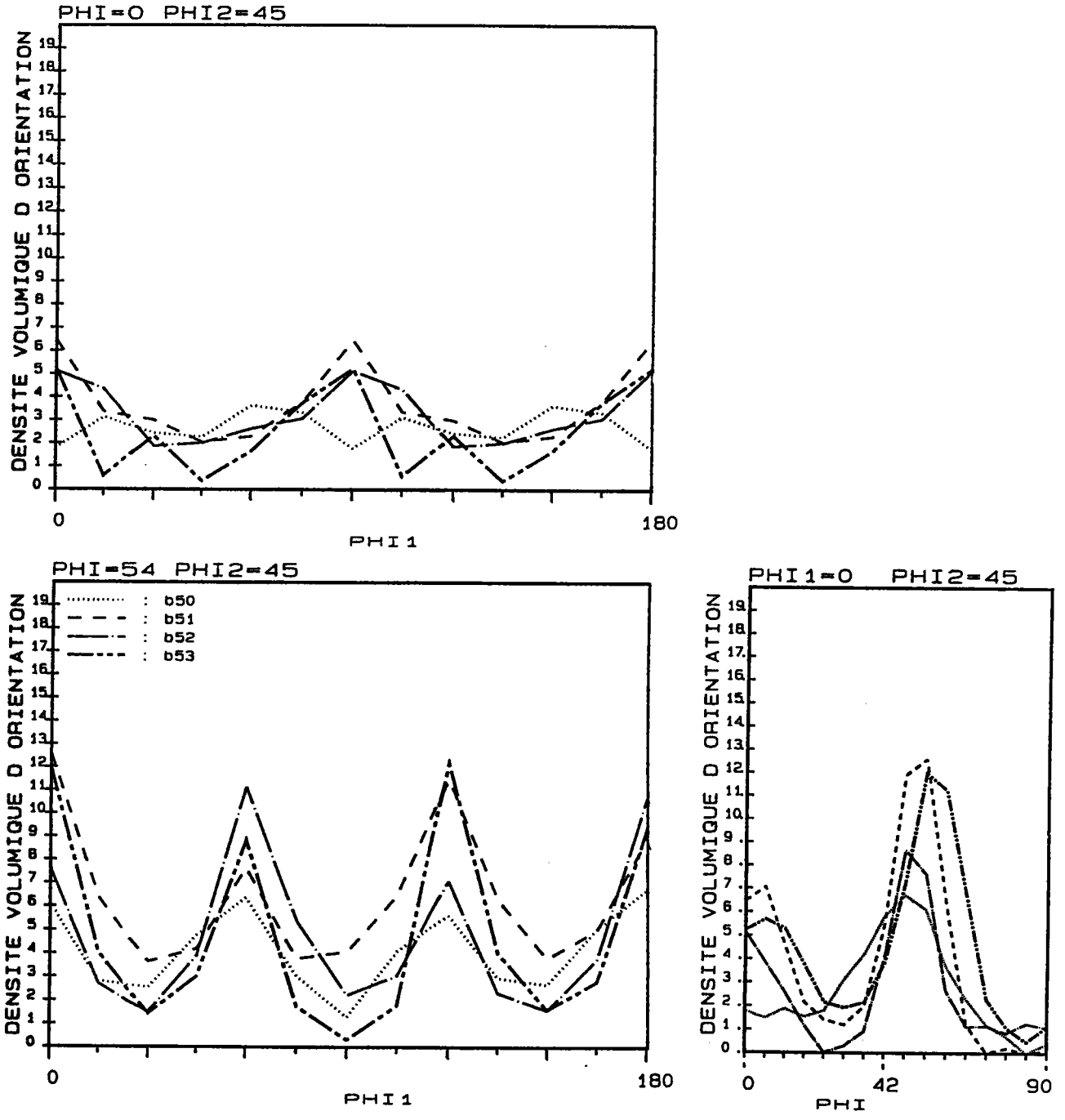


Figure 343-6 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau A cage 3 (gradient de texture)

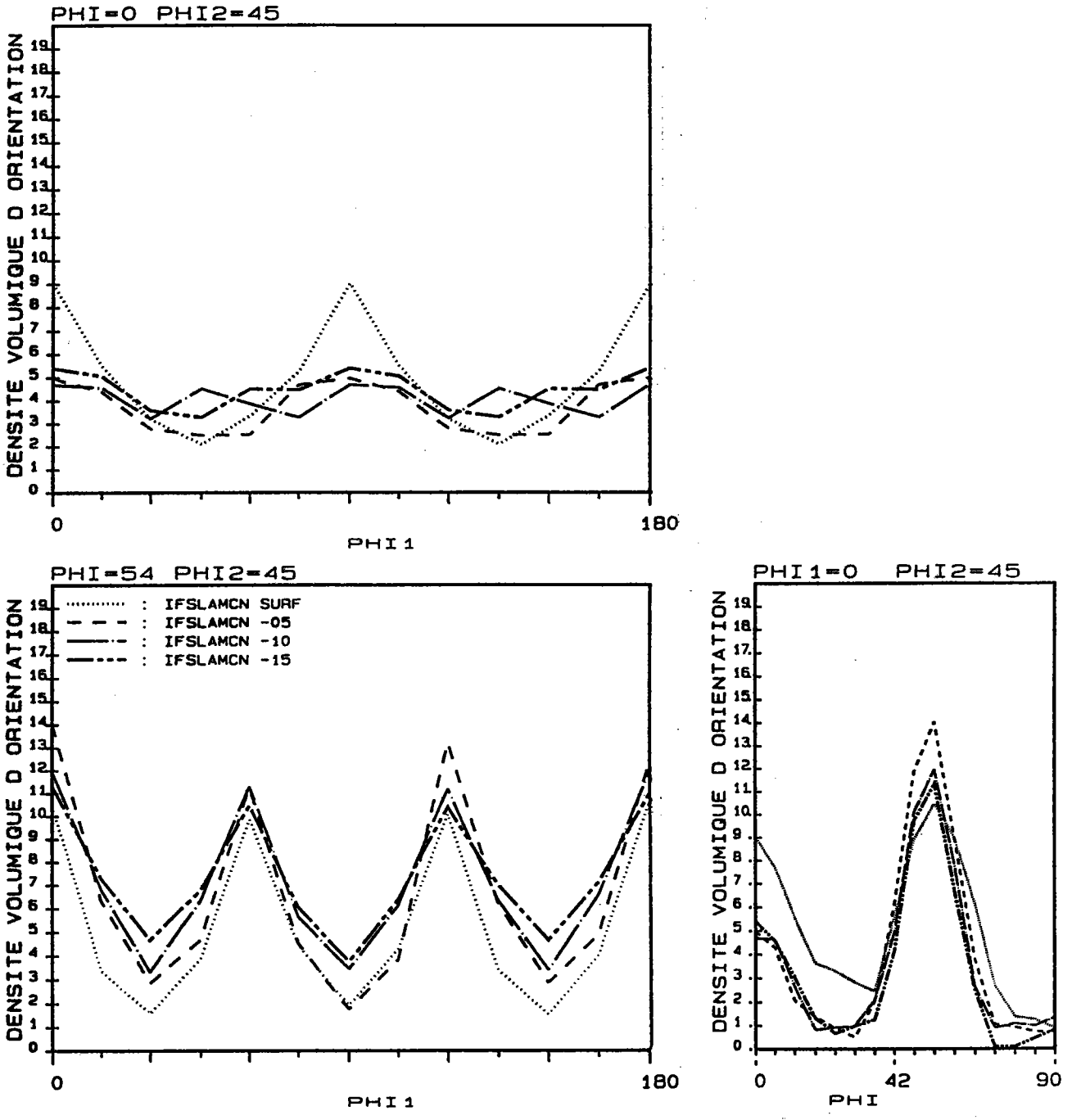


Figure 343-7 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau laminé en régime stationnaire cage 3 (gradient de texture)

(0= surface, 1= -0.5 mm, 2= -1.0 mm, 3= -1.5 mm)
Exemple : H53 --> IFS haute résistance cage 3 à -1.5mm de la surface.

3-4-3-1 IFS haute résistance (grain fin)

Pour le fil machine (diamètre 8. mm), la texture de départ est la même que pour l'étude B. Le passage dans la cage 1 fait appaître une fibre (111), la texture de surface étant moins marquée que la texture à coeur (fig 343-1). Le calibreur 1 qui produit une compression latérale détruit partiellement cette fibre (fig 343-2) pour ne laisser place qu'à quelques orientations du type (111)[1-10] et (111)[0-11]. Une fois ces orientations en place, elles ne vont cesser de croître avec la déformation (fig 343-3 à 343-5).

3-4-3-2 IFS basse résistance (gros grain)

Pour le fil machine (diamètre 8. mm), la texture initiale est la même que dans l'étude A. Les mêmes remarques que précédemment peuvent être faites. Là encore, la taille de grain initiale conduit à une texture finale moins marquée (fig 343-6).

3-4-3-3 IFS laminé condition normale (régime stationnaire)

Il n'est pas possible dans ce cas que de mesurer la texture et le gradient de texture au niveau de la cage 3 (fig 343-7).
Différents types de texture apparaissent :
En surface : on obtient une texture déjà très marquée avec des composantes (111)[0-11], (111)[1-10], (001)[1-10] et (001)[-1-10] ; les composantes (001) sont très marqués.
à 0.5 mm : la texture est identique mais avec des composantes (001) moins marqués.
à1.0 mm : Les composantes (111) ont tendance à s'étirer sur φ_1 pour donner une fibre (111) ; une constatation identique peut-être faite sur (001).
à1.5 mm : présence de deux fibres (111) et (001) avec les composantes habituelles.
L'effet que nous avons voulu mettre en évidence dans cette partie est la vitesse de déformation. Le prélèvement de l'échantillon c'est fait en sortie de cage 3 (vitesse de déformation constante) alors que dans les cas précédent pour avoir toutes les étapes nous avons du arrêter le laminoir. La seule donnée connue de ce matériau est qu'il s'agit d'un IFS (inconnues : taille des grains du matériau de départ et composition chimique). On note toutefois une grande différence au niveau des intensités ce qui pourrait laisser croire que l'on peut attribuer cette

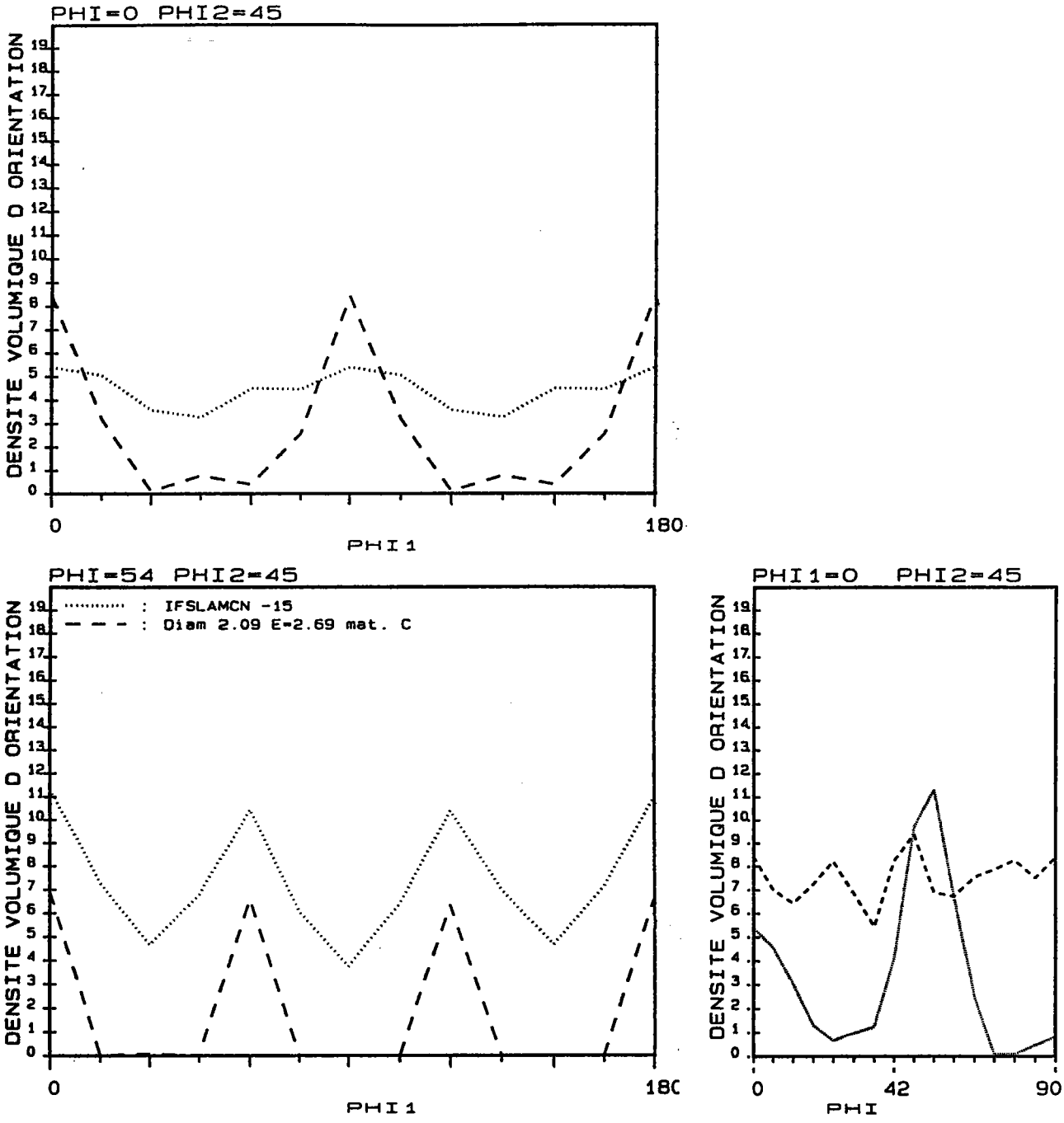


Figure 344-1 : Courbes de squelettes (fibres α, γ, η) pour le matériau tréfilé et un matériau laminé à froid

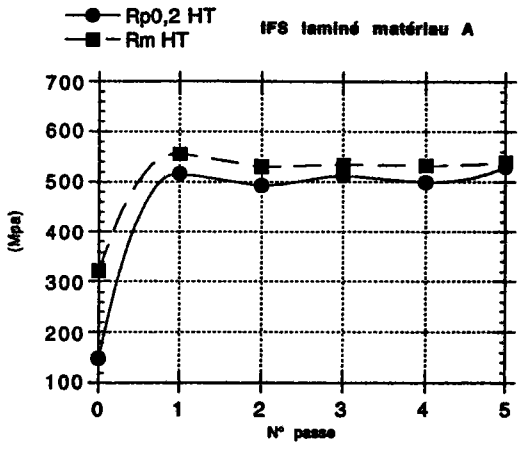


Figure 344-2 : matériau A (Re et Rm)

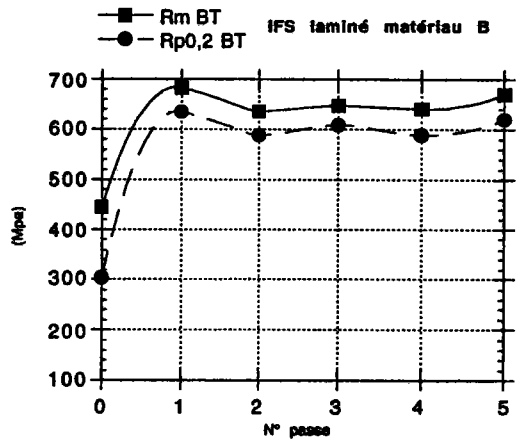


Figure 344-3 : matériau B (Re et Rm)

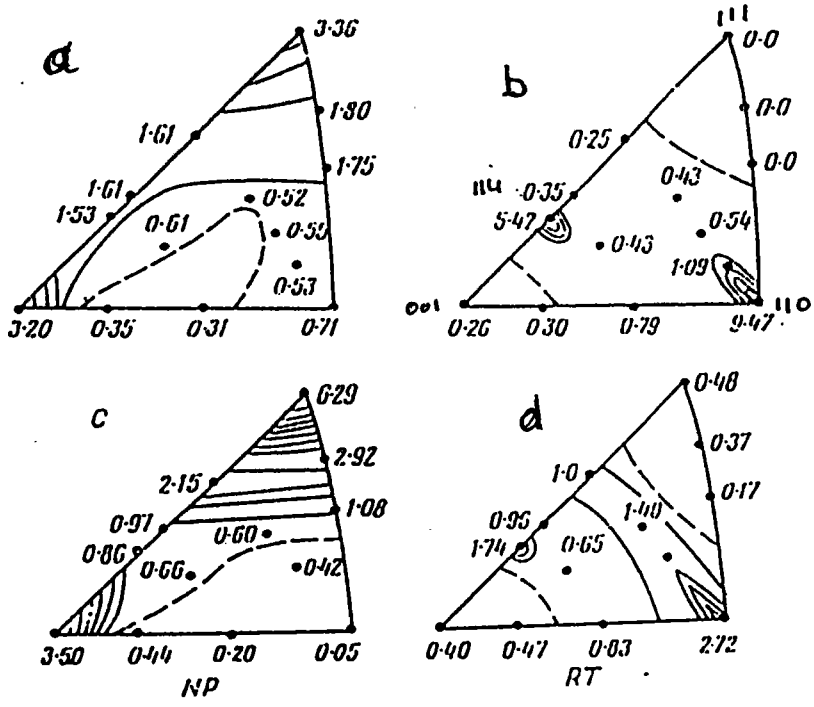


Figure 350-1 : Figures de pôles inverses d'un acier laminé et du m^me acier tréfilé

a) fil tréfilé 90%, figure suivant direction axiale

b) même fil suivant un plan perpendiculaire à la direction axiale

c) tôle laminé à 97% (suivant DL)

d) même tôle, figure suivant DT

différence au gradient de vitesse lors de l'arrêt du laminoir.

3-4-4 Conclusion

Dans toutes les étapes du laminage on note la présence d'un fort gradient de texture.
Le passage du matériau dans la cage 1 fait apparaître une fibre (111) qui est détruite dans la compression latérale (calibreur 1) pour ne laisser que quelques orientations autour des composantes (111)[1-10] et (001)[1-10] qui une fois en place ne vont cesser de croître en intensités ; la fibre (111) restant quant à elle faiblement marquée. On retrouve également les mêmes orientations dans le cas du tréfilage (fig 344-1), ce qui semble normal puisque la direction <110> tend à s'aligner avec la direction de traction, or dans le cas du laminage la direction de traction est toujours la même. Cette direction apparaît au passage dans le calibreur 1. Ces orientations sont stables et ne pourront être détruites par laminage. La vitesse de déformation joue un rôle important sur la texture de surface comme le montre l'échantillon prélevé en sortie de cage 3 dans des conditions normales de laminage comparativement à la texture de surface en sortie de cage3 après arrêt du laminoir pour les deux autres matériaux.
Les observations concernant les propriétés mécaniques (Re et Rm) faites dans le cas du tréfilage pour les matériaux A et B sont toujours valables (Figure 344-2 et 344-3) ces figures ont comme abscisse le nombre de passe dans les cages du laminoir, car après la première passe la déformation n'est plus que de quelques pourcents ce qui explique l'aspect linéaire de ces courbes pour les numéros de passes supérieurs à 1.

3-5 Conclusion

Dans le cas du tréfilage la texture que nous avons pu mettre en évidence est la texture de fibre <110>. Cette texture apparaît dès les premiers pourcentages de la déformation. La fibre est complète après quelques passes (50% de réduction). Une fois cette fibre en place, elle ne cesse de croître et ce jusqu'à la limite de tréfilabilité du matériau.
La taille des grains a des effets important sur la texture obtenue et sur les propriétés mécaniques. En effet, plus les grains sont fins, plus les propriétés mécaniques sont élévées et plus la déformation maximale admissible est importante.
Le tréfilage ne semble pas initier de gradient de texture important dans le matériau.
Les résultats prévisionnels obtenus à l'aide du modèle de Taylor

décrivent assez bien l'évolution de texture mais celui-ci sous-évalue l'intensité de la texture.
Le matériau présentant un grain fin au départ a un meilleur comportement mécanique (limite élastique et résistance à rupture plus élevées) que le matérau ayant un grain plus gros aussi bien au niveau du tréfilage que du laminage.

Dans le cas du laminage, la fibre (111) obtenue après le passage dans la cage 1 est détruite partiellement pour faire apparaître des composantes du type {111}<110>. L'opération de laminage ne génère pas de fibre complète <110> comme le tréfilage, mais fait apparaître une fibre (001) légèrement marquée en plus de la fibre (111) , comme le montre la figure 350-1 obtenue d'après des travaux de Zemlyanskov et al. [9]. Il est assez difficile de tirer des conclusions sur ces résultats car les conditions de déformation (vitesse de déformation non constante) ne sont pas celles que l'on a industriellement. En effet, lorsque la vitesse de déformation croît, celle-ci accélère le processus de formation de texture car les grains n'ont pas le temps d'accomoder la déformation par des relaxations. De plus la valeur du coefficient de frottement est une fonction de la vitesse de déformation, ce qui tend à expliquer la texture plus marquée en surface dans le cas de l'échantillon laminé dans des conditions normales.

Toute déformation plastique crée dans le matériau des contraintes internes, c'est pourquoi il est nécessaire de les déterminer afin de prévoir les limites d'utilisation du matériau ; ce sera le thème du prochain chapitre.

Références bibliographiques du chapitre 3

[1] F. Langouche, E. Aernoudt, P. Van Houtte J. Appl. Cryst. vol 22, 1989, 533-538
[2] T. Montesin, J.J. Heizmann Revue de métallurgie Avril 1990, 217-232
[3] P. Coulomb Les textures dans les métaux de réseau cubique Dunod Paris 1972
[4] S. Leber Transactions of the ASM vol 53, 1961, 687-713
[5] J.D. Embury, R.M. Fischer Acta. Met. vol 14,1966, 147
[6] G. Langford Metallurgical Transactions Vol 1, Feb. 1970, 465-477
[7] T. Montesin, J.J. Heizmann, J.B. Pelletier Wire J. int ,1991, 24-3
[8] J. Beautemps, M.O. Jacquier Métaux Corrosion-Industrie N° 607, Mars 1976
[9] V.A. Zenlyanskov, D.M. Zlatoustovskiy, E.D. Nemkina, V.P. Gubchevskiy Fiz. Metal Metalloved 44, n° 2, 1977, 365-372
[10] S. Nakajima, H. Okazaki Trans of the Met. Soc. of AIME vol 239, July 1967, 1060-1065
[11] T. Montesin, J.J. Heizmann, A. Addellaoui, J.B. Pelletier W. A. I. Joint Regional Meeting Rosemont May 1992
[12] P. Gangli, J.A. Szpunar, Sugundo ICOTOM 9, 1991, p 531-536, Textures and Microstructures
[13] H. Guojn, Z. Hongru Wire Industry, Sept. 1990, 662-664
[14] G.D. Rieck, A.S. Koster Trans of the Met. Soc. of AIME vol 233, April 1965, 770-772
[15] P. Gangli, J.A. Szpunar, Sugundo Textures and Microstructures vol 13, N° 4, 1991, 243-260
[16] Honnef and Mecking, Textures of materials, G. Gottstein and K. Lücke eds, p265, (1978)
[17] L. Chevalier, Thèse de doctorat Université de Paris 6 (soutenue le 9 mai 1988), "Etude des caractéristiques des matériaux tréfilés après l'opération de tréfilage"
[18] K. Lücke, M. Hölscher ICOTOM 9, 1991, p585-596, Textures and Microstructures
[19] U. Von Schlippenbach, K. Lücke ICOTOM 7, p 159-164
[20] P. Lacombe, B. Baroux, G. Béranger Les aciers inoxydables, Editions de Physique, 1990, p 79-80
[21] P. Parnière Les techniques de l'ingénieur M605
[22] B. Hutchinson ICOTOM 10 (à paraître)
[23] Y. Kanetsuki, Y. Hirai, R Ogawa Kobelco Technical Bulletin, 1116, Feb. 1987
[24] T. Montesin, J.J. Heizmann, A. Vadon ICOTOM 9, 1991, p 567-572, Textures and Microstructures

[25] T. Montesin, J.J. Heizmann ICOTOM 9, 1991, p 573-578, Textures and Microstructures
[26] K.Z. Troost, M.H.J. Slangen communication ICOTOM10 (à paraître)
[27] P. Van Houtte, P. Watté, E. Aernoudt, J. Gil Sevillano, I. Lefever, W. Van Raemdonck communication ICOTOM10 (à paraître)
[28] J.J. Heizmann, T. Montesin, A. Vadon Poster ICOTOM 10 (à paraître)
[29] P. Van Houtte ICOTOM 7 (1984), p 7-23
[30] J.J. Heizmann communication privée

4- CONTRAINTES RESIDUELLES

4-1 Introduction

Si un matériau mis en charge est continu et sans défauts, les déformations vérifient des équations différentielles dites de compatibilité et les contraintes doivent compenser les forces et moments extérieurs et respecter les lois d'équilibre. Cependant les matériaux ne sont jamais parfaitement continus et présentent des hétérogénéités de déformations à différentes échelles. Certaines de ces déformations ne vérifient pas les équations de compatibilité et sont compensées par des déformations élastiques irréversibles qui subsistent même en l'absence de sollicitations extérieures. Ces déformations élastiques sont reliées à des contraintes appelées contraintes résiduelles. Jusqu'à présent, le problème de détermination des contraintes internes se faisait en supposant que le matériau était isotrope ; mais dans le cas des fils, qui sont très texturés, il est nécessaire de prendre en compte cette anisotropie du matériau.
La détermination des contraintes résiduelles est un problème qui intéresse de plus en plus les industriels car leurs déterminations (quantification) permet de prévoir le comportement mécanique du matériau ou de la pièce en service (fatigue).

4-2 Définitions et nature des contraintes résiduelles

4-2-1 Définitions

Les contraintes résiduelles sont des contraintes multiaxiales statiques qui existent dans un système non soumis à des forces et moments extérieurs et qui se trouve en équilibre mécanique. Les contraintes résiduelles ont différentes origines :
-suite à un traitement thermique la surface se refroidit plus vite que le coeur ce qui provoque l'apparition de contraintes de traction en surface et de compression à coeur. En fin de refroidissement, la pièce comportera des contraintes de compression en surface et de traction à coeur. Ces contraintes peuvent être évaluées à partir de la relation :

$$\sigma_{th} = \frac{E \alpha \Delta T}{1 - \nu} \qquad 1)$$

où σ_{th} est la contrainte thermique à la surface, E est le module d'élasticité, α coefficient moyen de dilatation linéaire, ΔT est l'écart de température, ν est le coefficient de poisson.
-d'origine métallurgique: transformation de phase (austénite-martensite).

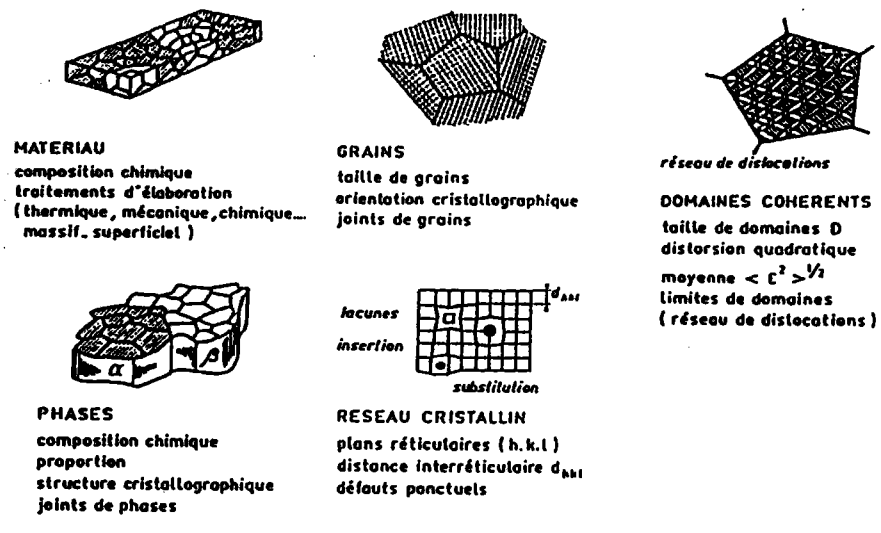


Figure 422-1 : Représentation schématique de la microstructure d'un matériau métallique à différentes échelles [1].

On observe une superposition de ces deux effets (thermique + métallurgique) lors du soudage, formage à chaud, moulage.
-déformation plastique hétérogène dans le cas d'une poutre en flexion (déformation des fibres extérieures) ou dans le cas d'un grenaillage de précontrainte (contrainte de compression en surface).

4-2-2 Les trois ordres de contraintes résiduelles

En raison du caractère polycristallin des matériaux, les sources de contraintes peuvent être générées par des déformations aux échelles macro ou micro ou submicroscopiques. Un matériau cristallin est constitué de phases, qui elles-mêmes sont constituées de grains. Chaque grain est un monocristal qui est divisé en petits domaines séparés par un réseau de dislocations. Chaque domaine est formé par un empilement régulier d'atomes, défini comme un ensemble de mailles cristallines identiques (fig. 422-1).

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, il est possible de mettre en évidence des contraintes résiduelles ayant pour origine des déformations assurant la continuité du matériau.

Une classification de ces éléments en trois ordres liés à l'échelle à laquelle on considère le matériau a été proposée par Macherauch [21] puis développée par Kloos [22], Hauk [23].

- Les contraintes résiduelles du premier ordre :

Ces contraintes sont homogènes sur un trés grand domaine du matériau (plusieurs grains : quelques dixièmes de mm). 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 dimensionnelles macroscopiques résultent toujours d'une modification de l'équilibre des forces et des moments liés à ces contraintes σ^I.

$$\sigma^I = \left(\frac{\int \sigma^R dV}{\int dV} \right)_{\text{Plusieurs cristallites}} \qquad 2)$$

- Les contraintes résiduelles du second ordre :

Ces contraintes sont homogènes sur de petits domaines du matériau (un grain ou une phase : 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.

$$\sigma^{II} = \left(\frac{\int \sigma^{R} dV}{\int dV} \right)_{\text{Un cristallite}} \qquad 3)$$

- Les contraintes résiduelles du troisième ordre :

Ces contraintes sont inhomogènes sur les petits domaines du matériau (quelques distances interatomiques : échelle de quelques dizaines de nanométres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibres dans de trés petits domaines. Les modifications d'équilibre n'entrainent aucune variation dimensionnelle macroscopique.
L'état de contraintes résiduelles résulte de la superposition des contraintes d'ordre 1, 2, 3.

$$\sigma^{RES} = \sigma^{I} + \sigma^{II} + \sigma^{III} \qquad 4)$$

$$\sigma^{III} = (\sigma^{RES} - \sigma^{I} - \sigma^{II})_{\text{un point}} \qquad 5)$$

La séparation effective des différents ordres de contraintes ne peut être réalisée actuellement par aucune méthode de calcul ou de mesure. Cette décomposition a pour intérêt de montrer que toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure, entraine l'existence de contraintes résiduelles :
-les contraintes d'ordre I macroscopiques sont atteintes facilement par l'analyse expérimentale et le calcul.
-Les contraintes résiduelles d'ordre II peuvent être mises en évidence par l'étude du comportement d'un matériau biphasé pour lequel chacune des phases présente une loi de comportement et des caractéristiques mécaniques qui leurs sont spécifiques.
-Les contraintes résiduelles d'ordre III sont induites par toutes les déformations existant au niveau du réseau cristallin.
En général, il est difficile de distinguer les effets de contraintes d'ordre II et III. On divise habituellement les échelles des contraintes suivant deux niveaux :
- les macrocontraintes σ^{I}
- les microcontraintes $\sigma^{II} + \sigma^{III}$, déformations introduites par les défauts existants dans la microstructure (joints de grains, lacunes, dislocations, précipités, ...).

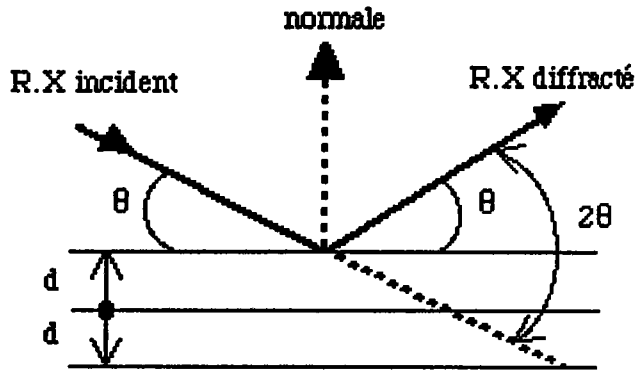


Figure 431-1 : Loi de Bragg 2d sin θ = nλ

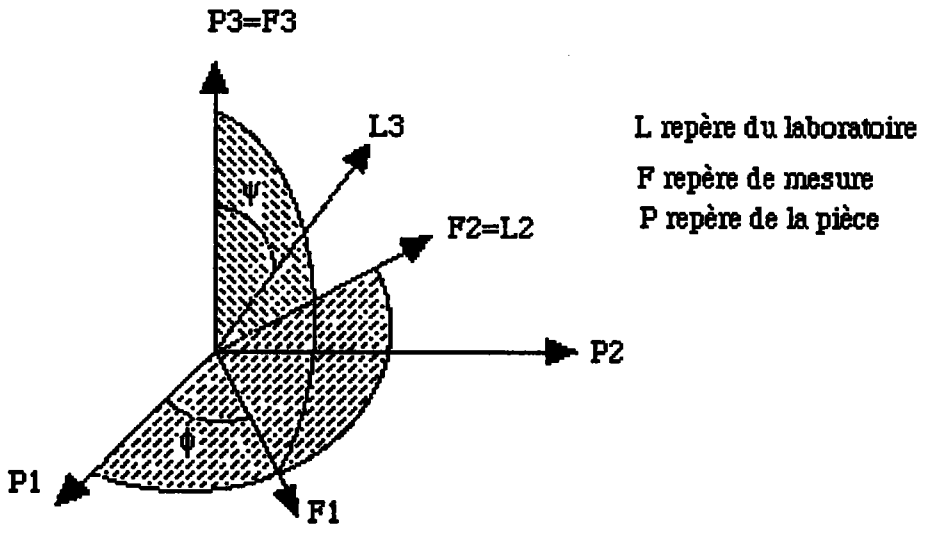


Figure 431-2 : Système de coordonnées

4-3 Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des RX

4-3-1 Diffraction des RX

Chaque grain d'un polycristal est en fait un monocristal constitué d'un empilement régulier d'atomes. Cet empilement peut être décrit par des ensembles de plans cristallins définis par une distance interréticulaire d_{hkl} en fonction des indices de Miller hkl. Cette distance d_{hkl} est facilement mesurable par diffraction des RX grâce à la loi de Bragg (fig 431-1).

4-3-2 Principe de la détermination des contraintes par les RX

Sous l'effet d'une contrainte, la distance d_0 (matériau sans contrainte) va varier d'une quantité Δd. La mesure de la déformation $\varepsilon=(\Delta d / d_0)_{hkl}$ résultante est reliée par la loi de Bragg à la mesure du déplacement $\Delta 2\theta$ d'une raie de diffraction correspondante à la famille de plans (hkl).

$$\varepsilon = -1/2 \ \mathrm{cotg}(\theta_0).(\Delta 2\theta) \qquad 6)$$

La déformation des plans cristallins peut être observée aux deux échelles macro et microscopiques :

- A l'échelle macroscopique, cette déformation peut être considérée comme uniforme et il y a effectivement dans ce cas simple déplacement du pic de diffraction.
- A l'échelle microscopique, cette déformation ne peut pas être uniforme et il y a dans ce cas élargissement du pic qui peut être caractérisé simplement par la mesure de la largeur à mi-hauteur. Ces deux effets sont en général superposés.

4-3-3 Détermination des contraintes résiduelles

Pour un matériau sans contraintes, la valeur de d_{hkl} est indépendante de l'orientation des plans (hkl) par rapport à la surface, cette orientation étant définie par les angles ψ (fig 433-1). Si le matériau est soumis à une contrainte, la valeur de d_{hkl} et donc de ε devient une fonction de ψ. Les lois de la mécanique des milieux continus, en supposant que le matériau soit élastique, homogène et isotrope, permettent de relier la déformation ε dans une direction définie par l'angle ψ et la contrainte σ.

D'une façon générale, on peut relier la déformation $\varepsilon_{\phi\psi}$ suivant la

direction $X3^L$ définie par les angles ϕ et ψ aux contraintes σ_{ij} dans le repére ϕ par la relation :

$$\varepsilon_{\phi\psi}=((1+\nu)/E)\{(\sigma_{11}\cos^2\phi+\sigma_{22}\sin^2\phi+\sigma_{12}\sin 2\phi-\sigma_{33})\sin^2\psi+\sigma_{33}+(\sigma_{13}\cos\phi+\sigma_{23}\sin\phi)\sin 2\psi\}-(\nu/E)(\sigma_{11}+\sigma_{22}+\sigma_{33}) \quad 7)$$

-la faible pénétration des R.X impose que les axes X1 et X2 soient sur la surface de l'échantillon.

- la sensibilité de la diffraction des R.X à la division en cristallites ayant des propriétés anisotropes impose des hypothèses supplémentaires :
  + les cristallites doivent avoir un comportement linéaire élastique.
  + les cristallites diffractants doivent être de taille suffisamment petite et sans orientation préférentielle, pour que le matériau soit considéré comme isotrope.
  + l'état de déformations et de contraintes doit être homogène (hypothèses de Reuss) dans le volume irradié par les R.X (pas de gradient de contraintes).

En utilisant ces hypothèses, il est possible d'écrire par combinaison linéaire des relations 6 et 7, l'équation reliant les angles $2\theta_{\phi\psi}$ et les valeurs moyennes sur la pénétration des R.X des contraintes $<\sigma>$ dans le repére ϕ.

$$2\theta_{\phi\psi}=2\theta_0+K_1^{-1}\{(<\sigma_{11}>\cos^2\phi+<\sigma_{22}>\sin^2\phi+<\sigma_{12}>\sin 2\phi-<\sigma_{33}>)\sin^2\psi+<\sigma_{33}>+(<\sigma_{13}>\cos\phi+<\sigma_{23}>\sin\phi)\sin 2\psi\}+K_2^{-1}(<\sigma_{11}>+<\sigma_{22}>+<\sigma_{33}>) \quad 8)$$

$$(1/K_1)_{hkl}=-(360/\pi)\ tg\theta_0\,(S_2/2)_{hkl} \qquad (1/K_2)_{hkl}=-(360/\pi)\ tg\theta_0\,(S_1)_{hkl} \quad 9)$$

où 2θ est exprimé en degrés, $<\sigma_{ij}>$ en MPa, $(1/K_1)$ et $(1/K_2)$ en MPa^{-1}

Dans les expressions de $1/K_1$ et $1/K_2$ on peut prendre comme valeur de θ_0 la valeur de θ pour $\psi=0$.

Remarques :

- on remplace les constantes élastiques macroscopiques par les constantes élastiques radiocristallographiques dans les valeurs des constantes K_1 et K_2. Les constantes $(S_2/2)_{hkl}$ et $(S_1)_{hkl}$ sont déterminées expérimentalement ou calculées à partir des constantes du monocristal.

Lorque l'on a un matériau isotrope, les constantes du materiau sont $1+\nu/E$ et $-\nu/E$, ν étant le coefficient de Poisson et E le module d'Young macroscopique. Dans un polycristal, la zone explorée n'est que de quelques cristallites d'orientation définie, il n'est donc plus possible de prendre les valeurs des constantes élastiques macroscopiques. On introduit $S_2/2=1+\nu/E$ et $S_1=-\nu/E$ qui sont les constantes élastiques radiocristallographiques. Ces constantes peuvent être calculées à partir

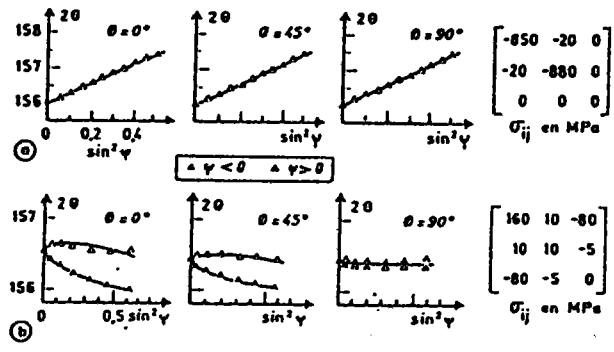


Figure 433-1 : Détermination des contraintes par diffraction X
a) état biaxial
b) état triaxial [1]

des constantes du monocristal de la façon suivante :

$$S_1(hkl)= S_{1122} + S_0\,\Gamma(hkl) \qquad 10)$$

$$S_2(hkl)= 2S_{1111} - 2S_1(hkl) - 4S_0\,\Gamma(hkl) \qquad 11)$$

$$\Gamma(hkl)= (h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2)/(h^2 + k^2 + l^2)^2 \qquad 12)$$

$$S_0= S_{1111} - S_{1122} - 2S_{1212} \qquad 13)$$

où les S_{ijkl} sont les compliances élastiques du monocristal ; h, k, l les indices de Miller du plan diffractant.

- la valeur de $< \sigma_{33} >$ est trés faible et la précision expérimentale conduit le plus souvent à prendre $< \sigma_{33} >=0$, ceci est vrai en surface.

Dans la pratique, la position des pics de diffraction d'une même famille de plans cristallographiques doit être reportée pour différents angles ψ afin d'obtenir les contraintes dans la direction θ. En effet, en portant les valeurs de $2\theta_{\phi\psi}$ en fonction de $\sin^2\psi$ on doit obtenir :

-soit une droite dans le cas d'un état biaxial de contraintes ($< \sigma_{i3} >=0$).

-soit une ellipse dans le cas d'un état triaxial, avec deux branches séparées pour les valeurs $\psi>0$ et $\psi<0$.

La pente étant reliée à la composante $< \sigma_{11} >$ et l'ouverture des branches de l'ellipse à la composante $< \sigma_{13} >$. Pour des mesures de $2\theta_{\phi\psi}$ dans trois directions de ϕ (ϕ=0, 45 et 90°) on peut obtenir le tenseur complet des contraintes dans le repère de la pièce (fig 433-1).

4-3-4 Limites de la méthode

les limites de la méthode sont directement liées aux hypothèses de la mécanique des milieux continus :

- isotropie du matériau : les problèmes rencontrés proviennent de la présence d'une texture cristallographique (orientations préférentielles, gros grains).
- homogénéité des contraintes sur la pénétration des rayons X (présence d'un gradient de contraintes).

Les équations écrites précédemment ne sont valables que pour des échantillons plans. Dans le cas de fils, l'intensité diffractée doit être corrigée en tenant compte de la géomètrie de l'échantillon.

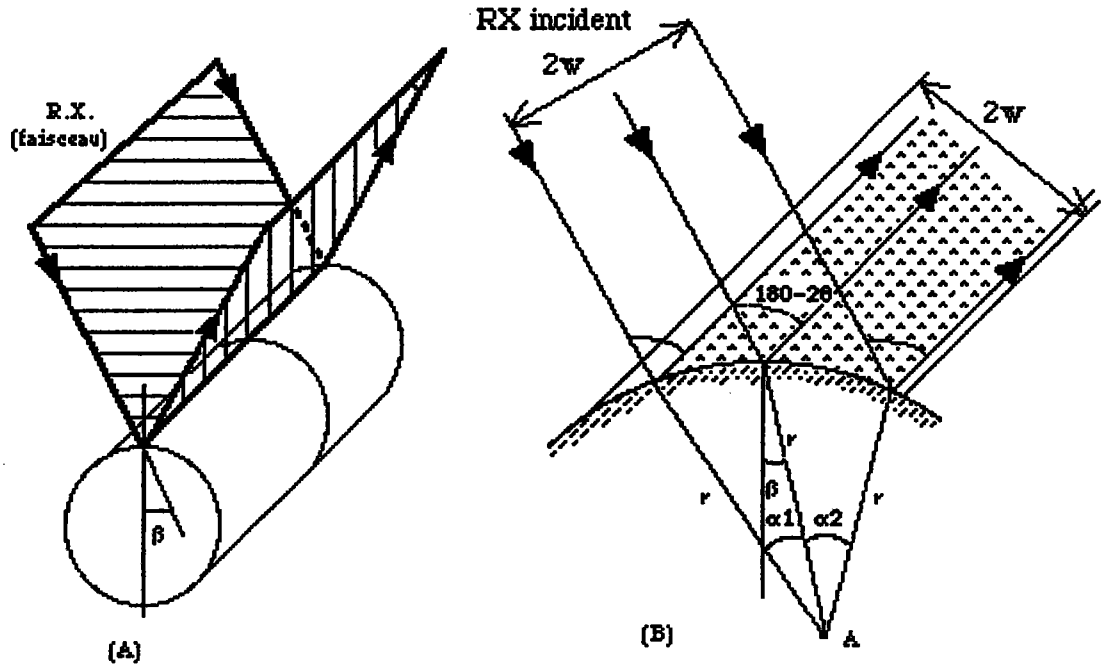


Figure 435-1 : figures schématiques montrant la géomètrie (A) de la pièce et la zone irradiée (B) [15].

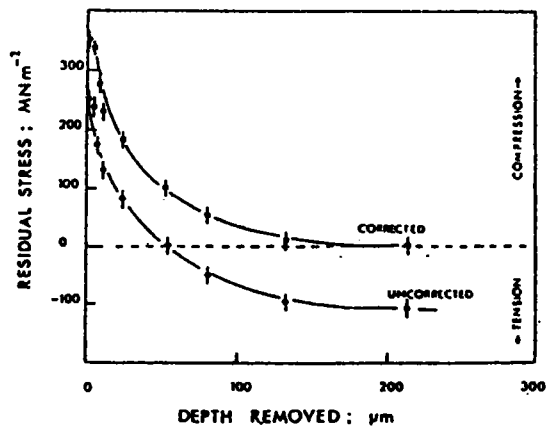


Figure 435-2 : Exemple de contraintes résiduelles en fonction de la profondeur (corrigées et non corrigées) [16].

4-3-5 Détermination des contraintes dans les fils (cas isotrope)

Une méthode a été proposée par Doig et Flewitt. Cette méthode permet d'accéder à la contrainte tangentielle et radiale. La contrainte est reliée au décalage en 2θ par rapport à un $2\theta_0$ du même matériau sans contrainte par la relation (14) :

$$\sigma = \frac{E}{(1+\nu)} \cdot \frac{1}{\sin^2\psi} \cdot \frac{\Delta 2\theta}{2\tan\theta} \qquad 14)$$

Pour une géométrie cylindrique, un décalage du pic de diffraction est observé ce qui se traduit si on ne prend pas en compte la géométrie par des erreurs au moment du calcul de la contrainte.
La prise en compte de ce déplacement conduit à des relations légérement plus compliquées, mais qui peuvent être progammées très facilement.
Pour le calcul de la contrainte tangentielle :

$$\alpha_1 = \arccos(\cos(\theta+\beta) - w/r1) - (\theta+\beta) \qquad 15)$$

$$\alpha_2 = (\theta+\beta) - \arccos(\cos(\theta+\beta) + w/r1) \qquad 16)$$

avec comme restriction :

$$|\alpha_1| \leq |\theta - \beta| \quad 17) \qquad |\alpha_2| \leq |\theta + \beta| \quad 18) \qquad \cos(\theta+\beta) \leq \left|1 - \frac{w}{r1}\right| \quad 19)$$

$$\sigma = \frac{3E}{2(1+\nu)\tan\theta}\left(\frac{Dt(\sin\alpha_1+\sin\alpha_2)\sin(\theta+\beta)+\frac{r1}{r2}\sin 2\theta(\sin(\alpha_2-\beta)+\sin(\alpha_1+\beta)-\cos\beta(\alpha_1+\alpha_2))}{\sin\theta(\sin^3(\alpha_2-\beta)+\sin^3(\alpha_1+\beta))+\cos\theta(\cos(\alpha_2-\beta)(2+\sin^2(\alpha_2-\beta))+\cos(\alpha_1+\beta)(2+\sin^2(\alpha_1+\beta)))}\right) \qquad 20)$$

Pour le calcul de la contrainte axiale :

$$\delta = \frac{r1}{4\,r2}\,\frac{\sin 2\theta\,(2\alpha - \sin 2\alpha)}{\sin(\theta-\psi)\,\sin\alpha} \quad \text{avec } \alpha = \frac{\alpha_1 + \alpha_2}{2} \qquad 21)$$

en utilisant 21 sur 14 on obtient :

$$\sigma = \frac{E}{(1+\nu)} \cdot \frac{1}{\sin^2\psi} \cdot \frac{(2\theta_0 - (2\theta - \delta))}{2\tan\theta_0} \qquad 22)$$

Pour calculer ces contraintes, on a besoin de quelques données qui sont :
E : module d'Young (MPa), ν : coefficient de Poisson
$2\theta_0$: 2théta du matériau sans contraintes (en radians)
2θ : 2théta du matériau mesuré dans la direction ψ (en radians)
r1 : rayon de courbure (ou rayon du fil) (en mm)
r2 : rayon du mouvement de déclinaison (en mm)
$\beta = \psi$: angle de déclinaison (en radians)
Dt : $Dt = 2\theta_0 - 2\theta$
w : demi largeur du collimateur ou demi largeur des fentes placées devant le compteur (en mm).

4-3-6 Détermination des contraintes par diffraction de neutrons

Le principe de la détermination des contraintes résiduelles par diffraction de neutrons est le même que pour la diffraction de rayons X. Comme les neutrons interagissent plus faiblement avec la matière que les photons X, le volume diffractant est plus important, dans les relations de calcul des contraintes il faudra tenir compte du gradient de contraintes dans la pièce. Dans le cas des fils, cette technique peut être intéressante car elle permet de travailler en transmission et donc de s'affranchir des problèmes de corrections liés à la géomètrie des fils.

4-3-7 Conclusion

Les premiers modèles (le modèle de Reuss étant le plus utilisé (contrainte homogène dans tout le matériau)) qui permettent la détermination des contraintes internes à partir des décalages de pics de diffraction, dans le cas de matériaux faiblement anisotropes fournissent de bonnes évaluations, mais les résultats sont souvent entachés d'erreurs qui peuvent être minimisées en prenant diverses précautions lors des mesures :

- Faire des mesures sur des grands angles de 2θ.
- La détermination de $2\theta_0$ (correspondant à un matériau sans contraintes) est très difficille, il faut se placer sous certains angles pour que le matériau apparaisse comme étant sans contraintes, ou posséder une poudre ou un échantillon recuit du matériau (réputé sans contraintes).
- Il faut positinner l'échantillon parfaitement pour éviter un décalage ou une distorsion du pic de diffraction.

En présence d'un gradient de contrainte, du fait de la faible pénétration des rayons X, pour une pièce massive il sera nécessaire de faire des mesures successives après élimination progressive de couches de matière par dissolution chimique. Il sera alors possible de remonter au champ de contrainte présent dans la pièce.

Les limites de ces modèles sont directement liées aux hypothèses simplificatrices utilisées (isotropie, taille des grains, ...).

Il est cependant nécessaire d'adapter les modèles aux cas où les textures sont marquées et les matériaux fortement anisotropes. De ce fait, de plus en plus les personnes étudiant les contraintes résiduelles sont amenées à prendre en compte la texture ou à développer des méthodes qui permettent de mesurer les déformations suivant des plans ou des directions où la texture n'intervient pas.

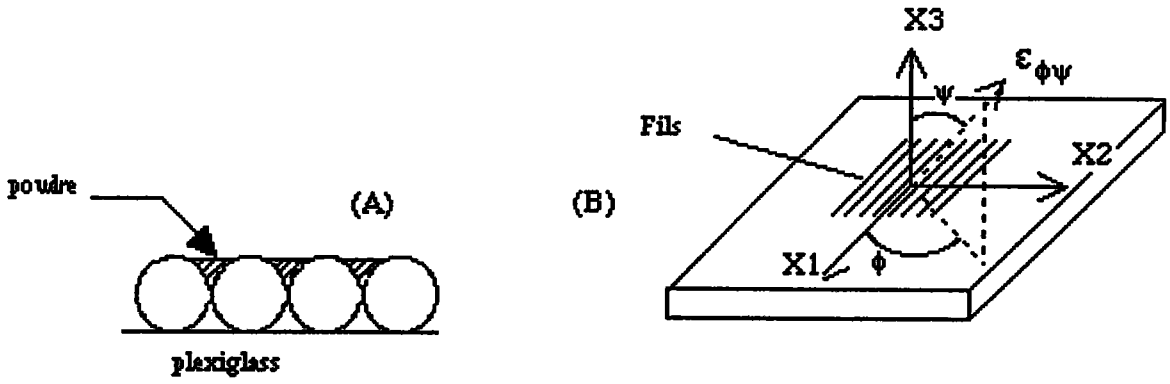


Figure 441-1 : schéma du positionnement des fils

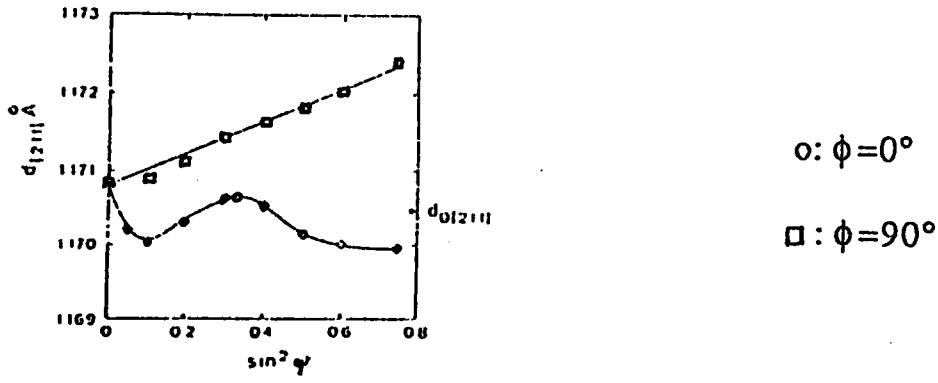


Figure 441-2 : d{211} en fonction de $\sin^2\psi$ pour des fils tréfilés (0.7% de C) de 1.16 à 0.25mm en 16 passes avec un angle de filière de 12° [4]

4-4 Cas de matériau texturé

Le calcul des contraintes à partir des déformations observées dans les matériaux polycristallins par diffraction des R X est une procédure depuis longtemps utilisée. La plupart des modèles considérent les matériaux comme élastiquement isotropes du point de vue macroscopique, en supposant que les grains ont des orientations statistiquement aléatoires. Mais lors de leur élaboration, les matériaux sont souvent soumis à des déformations plastiques qui leur conférent une texture. La texture ainsi induite ainsi que le comportement anisotrope intrinsèque des matériaux sont en grandes parties responsables du comportement anisotrope de ces matériaux.
L'anisotropie élastique se traduit par le fait que les courbes de déformation (mesurées par diffraction des R.X) en fonction de la direction de mesure ($\varepsilon=f(\sin^2\psi)$) peuvent être compliquées et s'écarter de manière notable des modèles théoriques classiques. Pour déterminer les contraintes à partir des déformations, on est réduit à évaluer, par des hypothèses simplificatrices, le comportement élastique local des grains qui participent à la diffraction dans une direction donnée. Cette évaluation passant par des modèles qui pour les plus simples ne tiennent pas compte de la texture.

4-4-1 Détermination des contraintes dans les fils (cas anisotrope)

Willemse et al. [4,5] ont proposé une méthode pour la détermination des contraintes résiduelles dans les fils. L'échantillon est formé de fils mis en nappe (fig 441-1 b) et pour éviter des corrections de géométrie, les espaces libres entre deux fils sont comblés avec un matériau (poudre) (fig.441-1 a) absorbant les R. X ; le choix de la poudre est fonction de la radiation choisie et du plan diffractant.
Les équations utilisées sont celles données par Dölle [10], où l'on pondère les constantes élastiques par un effet de texture (f^a).
On utilise les hypothèses de Reuss (contrainte homogène dans tout le matériau). Le tenseur des compliances élastiques dans le repère de mesure s'exprime à partir des composantes du tenseur des compliances élastiques du monocristal par la relation suivante :

$$S'_{33ij} = a_{3m} a_{3n} a_{io} a_{jp} S_{mnop} \qquad 23)$$

où les S_{mnop} sont les composantes du tenseur des compliances élastiques du monocristal
σ'_{ij} est le tenseur de contraintes exprimé dans le repère de mesure, σ_{kl} est le tenseur des contraintes dans le repère échantillon.

$$\sigma'_{ij} = b_{ik} b_{jl} \sigma_{kl} \qquad 24)$$

les matrices de rotation sont identiques à celles données au paragraphe 4-4-3.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon'_{33} = R'_{ij}\sigma'_{ij} \qquad 25)$$

Le tenseur R'_{ij} permet d'exprimer la proprotionnalité entre la contrainte macroscopique et la grandeur $\varepsilon_{\phi\psi}$ (ce tenseur est encore appelé par extension constantes d'élasticité radiocristallographiques)

$$R'_{ij}(hkl,\phi_i,\psi_i) = \frac{f^i r_{ij}(hkl) + f^a S'_{33ij}}{f^a + f^i} \qquad 26)$$

$$r_{11} = r_{22} = S_1 \; ; \; r_{12} = r_{13} = r_{23} = 0 \; ; \; r_{33} = S_1 + S_2/2 \qquad 27)$$

S1 et S2/2 ont été défini au paragraphe 4-2-2

où f^a est la fraction anisotrope correspondant à une texture idéale de fibre <110> ; f^a est éstimée à partir de l'intensité diffractée des courbes I=f(2θ).

$$f^a = \frac{I_{max} - I_{min}}{I_{max}} \qquad 28)$$

f^i est la fraction ne possédant pas l'orientation <110>.

La figure 441-2 donne des résultats déterminés à partir de cette méthode.

4-4-2 Méthode de détermination des contraintes dans les fils fins

M. François s'est intéressé à la détermination des contraintes internes dans le cas de fils d'acier eutectoide de faibles diamètres avec prise en compte de la texture.

La détermination des contraintes résiduelles dans les fils est un problème complexe ceci est lié à la géomètrie de l'échantillon qui impose des corrections d'intensité. Comme l'ENSAM n'a pas accès aux logiciels de détermination de la fonction de distribution des orientations, ceux-ci ont résolu le problème en utilisant un pseudomatériau (discrétisation en orientations individuelles pour le modèle de Voigt) qui représente la texture du matériau. La façon dont la texture est prise en compte n'est pas décrite précisemment. La non détermination de la FDO oblige à déterminer les constantes élastiques de façon radiocristallographique (selon la méthode développée par Dölle [10] et décrite dans le paragraphe précédent) pour faire coincider l'expérience avec le calcul. Pour des fils de faible section le décentrement est négligeable.

Dans le cas des fils fortements texturés, les figures de pôles doivent être corrigées. Les différences de texture (passage d'une texture cylindrique {100}<001> à une texture de fibre <110>) a un effet de 20 à 30% sur la

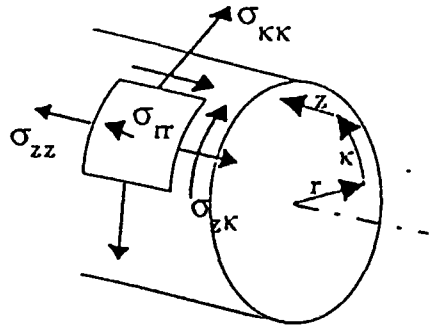


Figure 442-1 : Définition du tenseur des contraintes sur la surface du fil

Stress values for different wire samples. Δσ is the standard deviation on σ.

			σ_{zz} (Mpa)	$\Delta\sigma_{zz}$ (Mpa)	σ_{KK} (Mpa)	$\Delta\sigma_{KK}$ (Mpa)	σ_{zK} (Mpa)	$\Delta\sigma_{zK}$ (Mpa)	σ_{zr} (Mpa)	$\Delta\sigma_{zr}$ (Mpa)	σ_{Kr} (Mpa)	$\Delta\sigma_{Kr}$ (Mpa)
Powder Ø2mm	no texture	Reuss	-8	6	-11	22	20	14	10	1	9	4
	correction	Voigt	-8	7	-11	23	20	14	11	1	9	4
Steel Wire Ø1.65mm	no texture	Reuss	54	18	-44	30	-28	24	6	2	22	6
(eps = 1, die 3°)	correction	Voigt	56	19	-45	31	-29	25	6	2	23	6
Steel Wire Ø1.65mm	(fibre) texture	Reuss	39	9	-73	30	-76	25	5	2	24	7
(eps = 1, die 3°)	correction	Voigt	59	21	-42	46	-58	50	13	5	45	12
Steel Wire Ø1.65mm	no texture	Reuss	8	3	29	11	32	8	6	1	11	2
(eps = 1, die 3°),annealed	correction	Voigt	8	3	30	11	33	8	6	1	11	2
Steel Wire Ø0.25mm	no texture	Reuss	-339	31	-282	93	-204	132	18	9	80	20
(eps = 3.6, die 4.5°)	correction	Voigt	-353	32	-293	97	-212	138	19	9	83	21
Steel Wire Ø0.25mm	(fibre) texture	Reuss	-307	19	-23	63	-164	66	11	5	76	15
(eps = 3.6, die 4.5°)	correction	Voigt	-606	64	-539	139	-410	266	37	18	166	42
Steel Wire Ø0.25mm	(cyclic) texture	Reuss	-334	24	-216	81	-37	64	25	9	53	10
(eps = 3.6, die 4.5°)	correction	Voigt	-605	64	-538	139	-410	266	37	18	165	42
Steel Wire Ø0.25mm	(cyclic) texture	Reuss	-425	15	-337	47	-106	38	3	6	50	6
(eps = 3.6, die 4.5°), treated	correction	Voigt	-887	46	-919	97	-873	211	5	13	175	28

Figure 442-2 : Résulats de contraintes pour différents diamètres

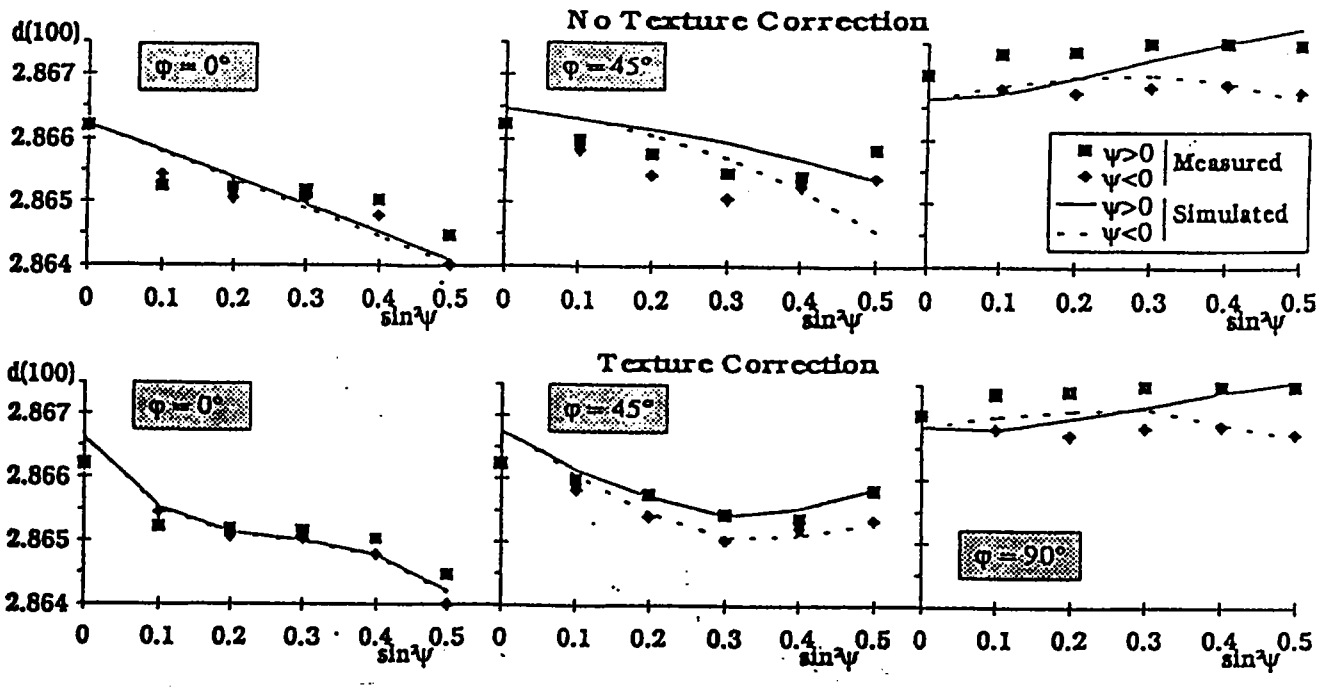


Figure 442-3 : Courbes d=f(sin²ψ) pour un diamètre de 0.25mm

valeur de la contrainte.
Influence des différents effets :

-Choix du modèle :	10 à 30%
-Prise en compte de la texture :	10 à 30%
-Constantes radiocristallographiques :	2 à8%
-Détermination de la FDO :	5 à 10%
-Morphologie des cristallites :	60%
-Déplacement du repère local :	1 à 30 MPa
-Absorption :	10 à 15% sur σ_{11} et σ_{22}
	30% sur σ_{23}

Si l'on fait la somme de tous ces effets, il est possible de faire jusqu'à 150% d'erreur.
Cette technique n'a été utilisé que sur des fils fins.

Une autre méthode vient d'être proposée par Van Acker (ICOTOM 10) dans laquelle il prend en compte la texture. Ce modèle a été appliqué à des fils de diamètres compris entre 1.65 et 0.25 mm.
Dans ce modèle, les compliances élastiques sont pondérées par la relation suivante :

$$A_{ij}(\varphi,\psi) = \frac{1}{I_{tot}} \int_{\kappa} A'_{ij}(\varphi,\psi,\kappa)\, I(\kappa)\, d\kappa \qquad 29) \qquad \text{avec } I_{tot} = \int_{\kappa} I(\kappa)\, d\kappa \qquad 30)$$

$$\varepsilon_{33}^{L} = A_{ij}(\varphi,\psi)\, \sigma_{ij}^{L_0} \qquad 31)$$

L repère de mesure et L_0 repère local attaché au fil (figure 442-4).

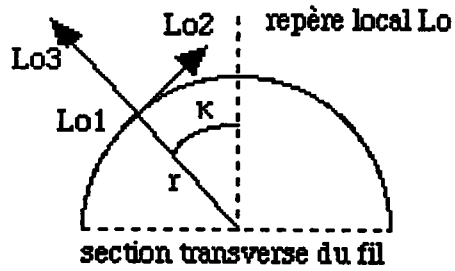
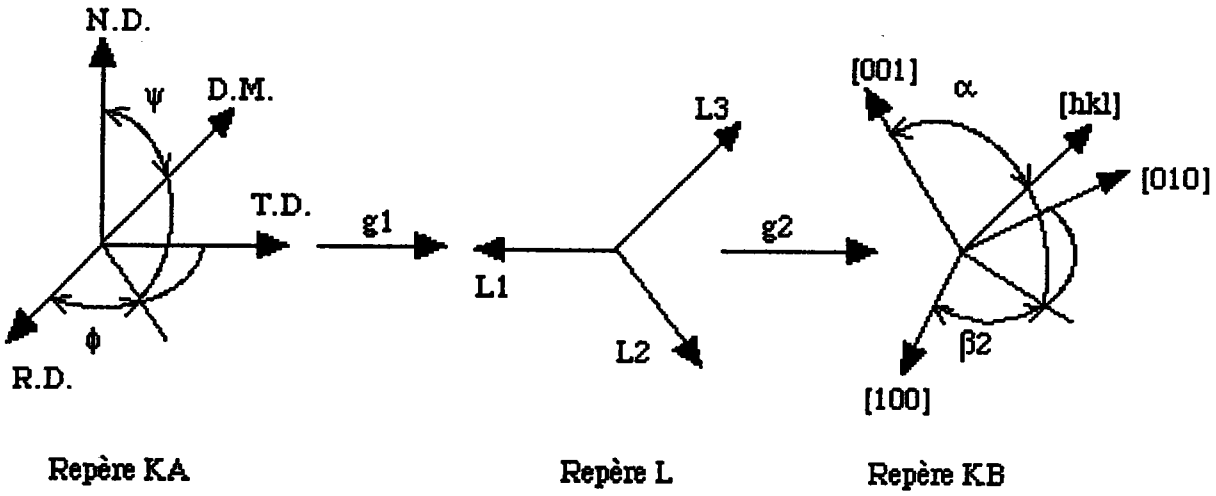


Figure 442-4 : repère local Lo attaché au fil

La relation 30 n'est autre que celle utilisée dans les relations de corrections des intensités diffractées [11] dans la mesure des figures de pôles. κ étant le secteur angulaire qui participe effectivement à la diffraction. Les termes $A_{ij}(\phi,\psi)$ peuvent être pondérés de la même façon que la décrite Brakman (voir paragraphe suivant) si le matériau est texturé en choissisant le modèle (Reuss ou Voigt).
Le repère de contrainte choisi est donné dans la figure 442-1, avec comme hypothèses lors des calculs que :
- σ_{rr} est perpendiculaire à la surface de mesure (donc pris égal à 0)



K_A ---- g -----> K_B

K_A ---- g1 -----> L ---- g2 -----> K_B $\qquad$ g = g2g1

Figure 443-1: Définition des repères utilisés (D.M.//L3//[hkl])

- il n'y a pas de gradient de contrainte sur la profondeur de pénétration des R. X

Les résultats obtenus sur des fils d'acier bas carbone au diamètre 1.65 et 0.25mm sont donnés dans le tableau 442-2.

Les résultats sont satisfaisants, mais le modèle développé n'explique pas complètement les non-linéarités observées sur les courbes $\varepsilon=f(\sin^2\psi)$, comme le montre les courbes $d(100)= f(\sin^2\psi)$ figure 443-3.

Les méthodes de détermination des contraintes que nous venons de voir ne s'appliquent pour l'instant qu'à des fils de faibles diamètres. Il n'existe pas de méthode valable pour une large gamme de diamètre.

4-4-3 Méthode développée par Brakman

Cette méthode est applicable directement à des échantillons plans.

4-4-3-1 Déscription de la méthode

Le décalage de pic de diffraction observé dans la direction $y=(\phi,\psi)$ macroscopique est relié à la déformation moyenne des réseaux cristallins en position de Bragg par la relation suivante :

$$\langle \varepsilon'_{zz} \rangle = \left\langle \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \right\rangle = \left\langle \frac{2\theta_0 - 2\theta_{\phi\psi}}{2\tan(\theta_0)} \right\rangle \qquad 32)$$

où $d_{\phi\psi}$ est le paramètre de maille du matériau sous contrainte dans la direction (ϕ,ψ) et $2\theta_{\phi\psi}$ est l'angle de Bragg mesuré correspondant. d_0 est le paramètre de maille d'un échantillon sans contrainte et $2\theta_0$ est l'angle associé.

4-4-3-2 Définitions des angles, des repères

Dans le repère échantillon (K_A), la direction L3 est déterminée par les angles ψ et ϕ (fig 443-1). La rotation autour de l'axe L3 du repère (L) est donné par l'angle ϕ_2. Le système d'angle d'Euler est défini suivant la notation donnée par Bunge [1]. g_1 est la rotation qui permet de passer du repère échantillon (K_A) au repère de mesure (L) et est définie comme suit : $g_1=(\phi+\pi/2, \psi, \phi_2)$.

La rotation g_2 permet d'amener le repère (L) en coincidence avec le repère cristallite (K_B). g_2 est défini comme suit : $g_2=(\pi-\lambda_2, \alpha, \pi/2-\beta_2)$

Seulement ϕ_2 peut être choisi librement. Dans notre cas, nous avons pris ϕ_2 égal à 0. Dans ce cas la rotation devient : $g_1=(\phi+\pi/2, \psi, 0)$.

Il est possible d'écrire la déformation du cristal dans la direction L3

$$\varepsilon'_{zz} = S'_{zzij}\,\sigma'_{ij} \qquad 33)$$

où S'_{zzij} est le tenseur des compliances élastiques dans le repère de mesure (L) et σ'_{ij} le tenseur des contraintes dans ce même repère
On connait les compliances élastiques dans le repère (K_B).

$$S'_{zztp} = a_{zi}\, a_{zj}\, a_{tk}\, a_{pl}\, S_{ijkl} \qquad 34)$$

où les a_{ij} sont les éléments de la matrice inverse de g_2. Dans ce cas, la matrice inverse est trouvée simplement en transposant la matrice g_2 (matrice de rotation => déterminant est +1)
Il est possible d'écrire l'équation ci dessus d'une autre façon :

$$S'_{zztp} = T_{zztpijkl}(g_2^{-1})\, S_{ijkl} \qquad 35)$$

Pour la déformation obtenue à partir de tous les cristallites diffractants dans la direction de mesure et ayants la direction <hkl> parallèle à L3, cette déformation peut être exprimée à partir de la relation 33 :
En fait la véritable relation est la suivante :

$$\langle \varepsilon'_{zz} \rangle = \langle S'_{zzij}\, \sigma'_{ij} \rangle \qquad 36)$$

En utilisant l'hypothèse de Reuss (contrainte homogène dans tout le matériau), l'équation 36 devient :

$$\langle \varepsilon'_{zz} \rangle = \overline{S'_{zzij}}\, \sigma'_{ij} \qquad 37)$$

Cette équation se developpe de la façon suivante :

$$\langle \varepsilon'_{zz} \rangle = \overline{S'_{zzxx}}\sigma'_{xx} + \overline{S'_{zzyy}}\sigma'_{yy} + \overline{S'_{zzzz}}\sigma'_{zz} + 2\overline{S'_{zzxy}}\sigma'_{xy} + 2\overline{S'_{zzxz}}\sigma'_{xz} + 2\overline{S'_{zzyz}}\sigma'_{yz} \qquad 38)$$

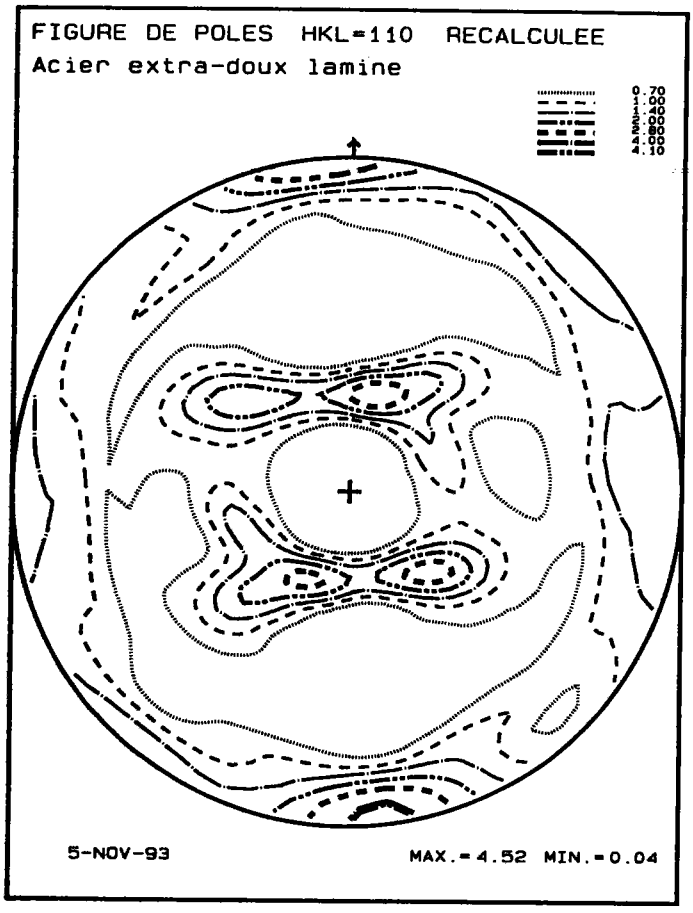
$$\text{avec} \qquad \overline{S'_{zztp}} = \frac{\int_0^{2\pi} S'_{zzij}(g_2)\, f(g_2 g_1)\, d\lambda_2}{\int_0^{2\pi} f(g_2 g_1)\, d\lambda_2} \qquad 39)$$

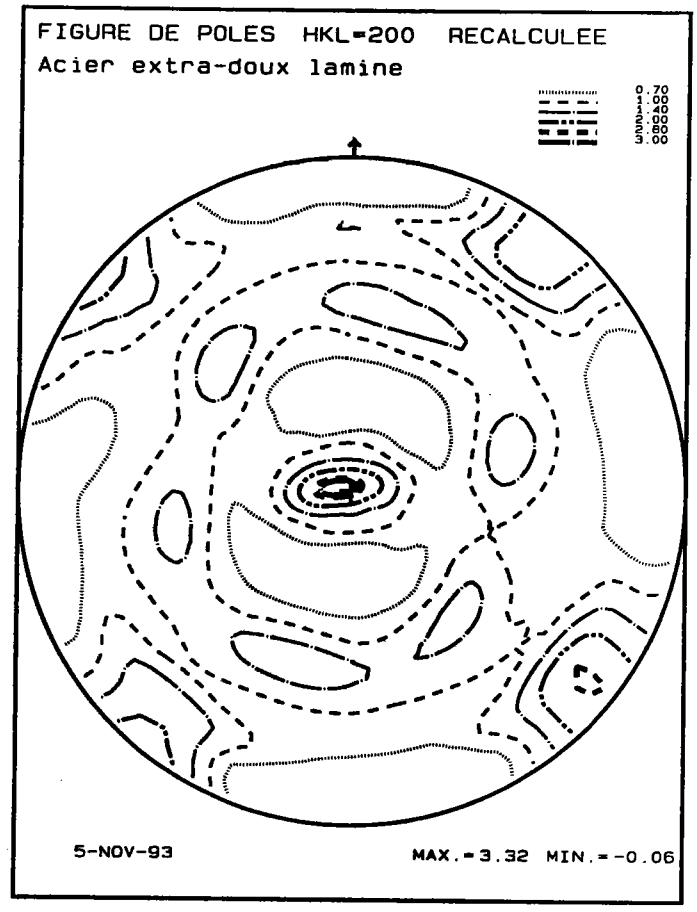
en appliquant (35) sur (39) on obtient :

$$\overline{S'_{zztp}} = \frac{\int_0^{2\pi} T_{zztpijkl}(g_2^{-1})\, f(g_2 g_1)\, d\lambda_2}{\int_0^{2\pi} f(g_2 g_1)\, d\lambda_2}\, S_{ijkl} \qquad 40)$$

En toute généralité la moyenne doit être effectuée en tenant compte de toutes les directions ($\vec{h}$ et $-\vec{h}$) équivalentes par symétrie ; dans ces conditions l'équation (40) devient :

$$\overline{S'_{zztp}} = \frac{\int_0^{2\pi} \left[\frac{1}{N}\sum_{Si} T_{zztpijkl}(g_2^{-1}S_i^{-1})\dot{f}(g_2 g_1)d\lambda_2 + \frac{1}{N}\sum_{Si} T_{zztpijkl}(g_3^{-1}S_i^{-1})\dot{f}(g_3 g_1)d\lambda_2\right]}{\int_0^{2\pi} [\,\dot{f}(S_i g_2 g_1) + \dot{f}(S_i g_3 g_1)\,]d\lambda_2}\, S_{ijkl} \qquad 41)$$





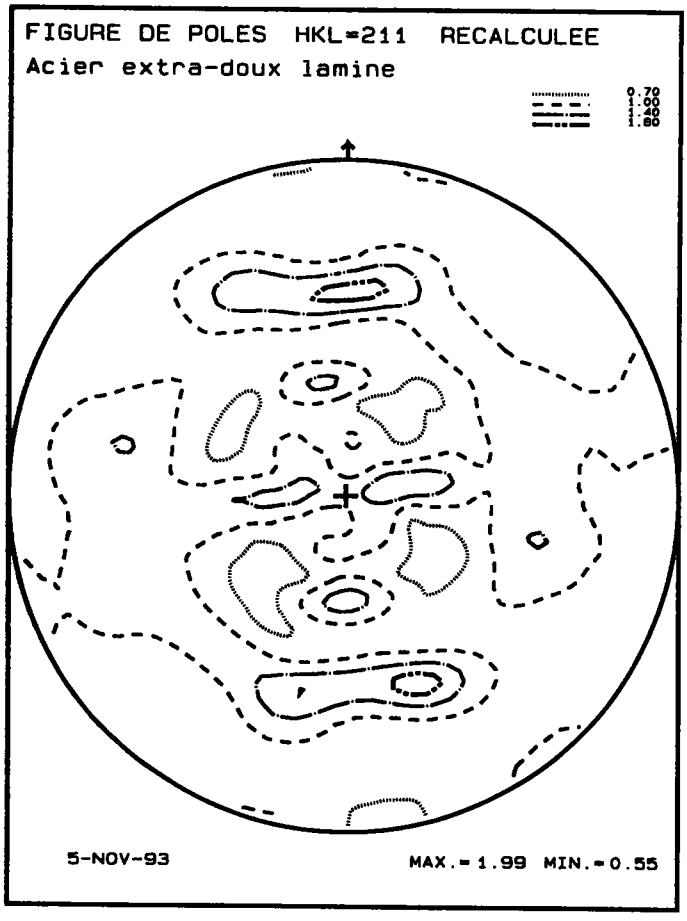


Figure 443-2 : FDP complètes de la tôles considérée

où $g_3=(\pi-\lambda_2, \pi-\alpha, -\pi/2-\beta_2)$ est la rotation qui permet de passer du repère L' (tel que L'3= -h) au repère K_B. La relation 41 se simplifie dans le cas où -h peut se déduire de h par une rotation de symètrie cristalline.

$$\text{avec} \quad \dot{f}(g_2g_1)=\frac{1}{N}\sum_{S} f(Sg_2g_1)=\sum_{l2}^{lmaxM(l2)}\sum_{\mu2=1}^{l2}\sum_{n2=-l2} C_{l2}^{\mu2n2}\,\dot{T}_{l2}^{\mu2n2}(g_2g_1) \qquad 42)$$

$$\text{et} \quad \frac{1}{N}\sum_{Si} T_{zztpijkl}(g_2^{-1}S_i^{-1})=\sum_{l1=0,2}^{4}\sum_{\mu1=1}^{M(l1)}\sum_{n1=-l1}^{l1} \dot{a}_{l1}^{n1\mu1}(zztpijkl)\,\dot{T}_{l1}^{\mu1n1*}(g_2) \qquad 43)$$

où $a_{l1}^{n1\mu1}$(zztpijkl) représente les coefficients du développement en série des cosinus directeurs sur la base des fonctions T (Bunge [20]).

Dans ce cas le dénominateur de l'équation (41) n'est autre que la figure de pôles.

$$\int_0^{2\pi}[\dot{f}(S_ig_2g_1)+\dot{f}(S_ig_3g_1)]d\lambda_2=4\pi\,\widetilde{P}_{hi}(\alpha_1,\beta_1) \qquad 44)$$

Après quelques calculs, on arrive finalement au résultat suivant :

$$\widetilde{P}_{hi}(\alpha,\beta)\overline{S_{zztp}}=\left[\begin{array}{l}\sum_{l1,l2,\mu1,\mu2} a_{l1}^{0\mu1*}H_{l1l2}^{\mu1\mu20}(\alpha_2,\beta_2)\left[C_{l2}^{\mu20}T_{l2}^{00}(g1)+\sum_{n2=1}^{l2}\left(C_{l2}^{\mu2n2}T_{l2}^{0n2}(g1)+(-1)^{l2}C_{l2}^{\mu2n2*}T_{l2}^{0n2*}(g1)\right)\right]\\ +\sum_{n1>1}2Re\left[a_{l1}^{n1\mu1*}H_{l1l2}^{\mu1\mu2n1}(-1)^{l2+n1}\left[C_{l2}^{\mu20}T_{l2}^{n10}+\sum_{n2=1}^{l2}(C_{l2}^{\mu2n2}T_{l2}^{n1n2}(g1)+C_{l2}^{\mu2-n2}T_{l2}^{n1-n2}(g1)\right]\right]\end{array}\right]S_{ijkl} \qquad 45)$$

où * désigne le complexe conjugué,

$$H_{l1l2}^{\mu1\mu2n1}=\dot{T}_{l1}^{\mu1n1}(o,\alpha2,\pi/2-\beta2)\dot{T}_{l1}^{\mu2-n1}(o,\alpha2,\pi/2-\beta2)+\dot{T}_{l1}^{\mu1n1}(o,\pi-\alpha2,-\pi/2-\beta2)\dot{T}_{l1}^{\mu2-n1}(o,\pi-\alpha2,-\pi/2-\beta2) \qquad 46)$$

Pour les plans du type (h00) et (hhh), comme la montré Brakman [2], la texture n'a aucun effet sur les contantes d'élasticité dans ce modèle. La relation (45) a été progammée et utilisée dans le cas d'un matériau mesuré suivant le plan (211).

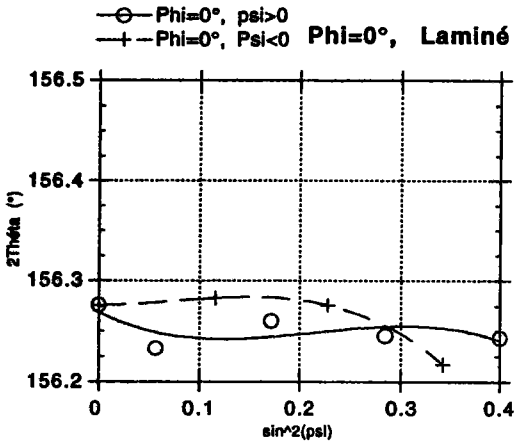


Fig 443-3: $2\theta=f(\sin^2\psi)$ at $\phi=0°$

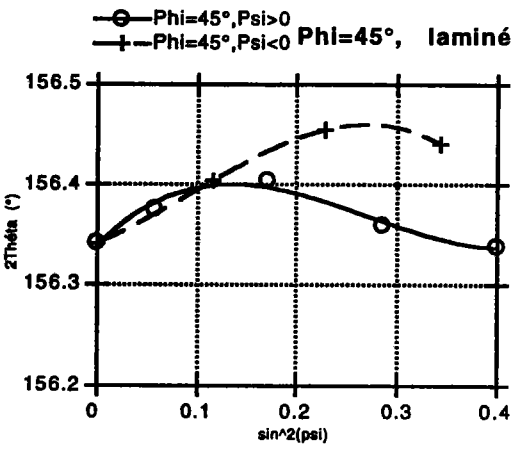


Fig 443-4: $2\theta=f(\sin^2\psi)$ at $\phi=45°$

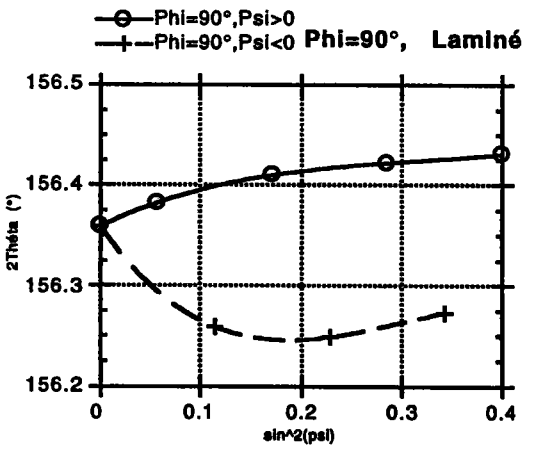


Fig 443- 5: $2\theta=f(\sin^2\psi)$ at $\phi=90°$

Des travaux importants ont été faits par Brakman et montrent qu'il est nécessaire de prendre en compte la texture dans les matériaux fortement texturés ; les écarts observés pouvant être importants.
En présence de texture, la méthode consiste à mesurer en premier lieu la texture cristallographique de l'échantillon (3 figures de pôles dans le cas d'un matériau cubique, 4 pour un hexagonal) et à procéder ensuite à la détermination de la fonction de distribution des orientations complète (partie paire + partie impaire).

4-4-3-3 Résultats

Sur une tôle d'acier extra-doux laminé à froid (le dernier laminage a été croisé) nous avons déterminé la texture à l'aide 3 figures de pôles {(110), (200), (112)} mesurées en réflexion.
Les logiciels d'analyse des textures permettent de recalculer la partie manquante de chaque figure de pôles (fig 443-2) ainsi que les coefficients du développement en série (partie paire et partie impaire).
Les mesures de contraintes ont été faites sur un SET X (appareil développé par l'ENSAM Paris) à ϕ=0, 45, 90° ; pour chaque direction ϕ, 8 angles ψ ont été mesurés (fig 443-3 à 443-5) avec la radiation Kα du Cr sur le plan (211). Dans ce cas, le $2\theta_0$ de ce plan est égal à 156.33°, les constantes d'élasticité pour ce matériau sont les suivantes :

S_{11}= 0.4672*10^{-5} MPa

S_{12}= -0.1381*10^{-5} MPa

S_{44}= 1.2286*10^{-5} MPa

Ces constantes correspondent à un module d'Young égal à 210000 MPa et à un coefficient de Poisson de 0.29.
Les résultats en considérant le matériau comme isotrope sont les suivants :

$$\begin{pmatrix} 125 & -97 & 12 \\ -97 & 27 & -16 \\ 12 & -16 & 44 \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{pmatrix} 132 & -106 & 13 \\ -106 & 27 & -18 \\ 13 & -18 & 45 \end{pmatrix}$$

selon Reuss selon Voigt

Dans cette étude, nous nous sommes intéressés à l'influence de la texture sur l'évolution des contraintes. pour ce faire, nous avons détermié l'ODF par un développement en série jusqu'au rang L_{MAX}=34, puis mous avons évalué les contraintes en simulant différentes estimations de la texture en limitant le rang maximum du développement. Les résultats présentés sur les figures 443-6 à 443-11 montrent une asymptote à partir du rang l=22 (l=0 représente le cas isotrope).
Par ailleurs, nous avons montré que dans ce cas particulier, la partie

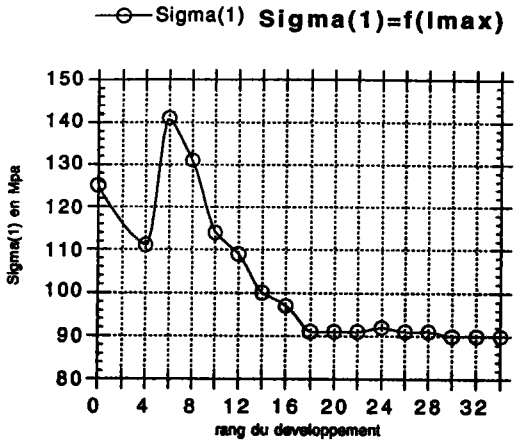


Fig443-6: σ_{11}=f(lmax)

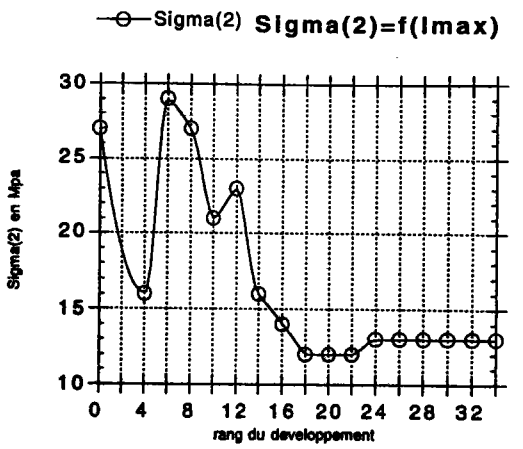


Fig443-7: σ_{22}=f(lmax)

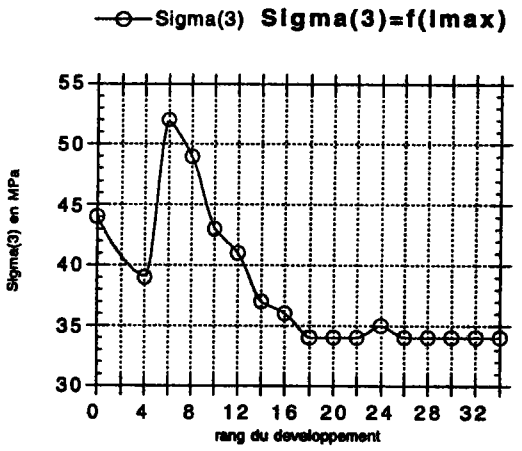


Fig 443-8: σ_{33}=f(lmax)

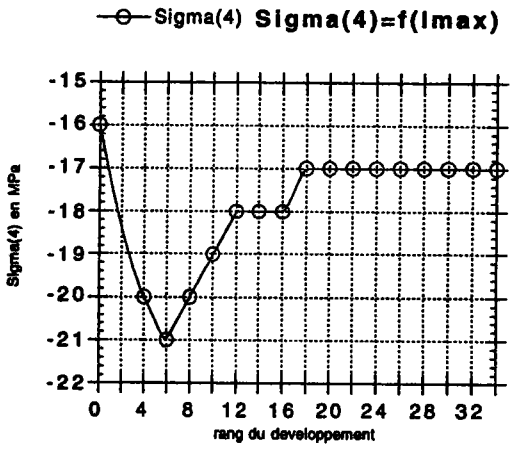


Fig 443-9: σ_{23}=f(lmax)

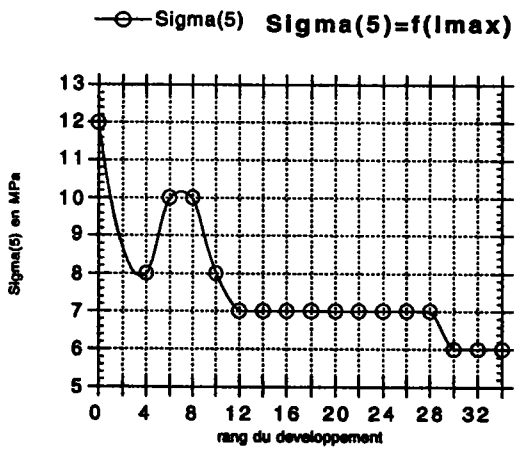


Fig 443-10: σ_{13}=f(lmax)

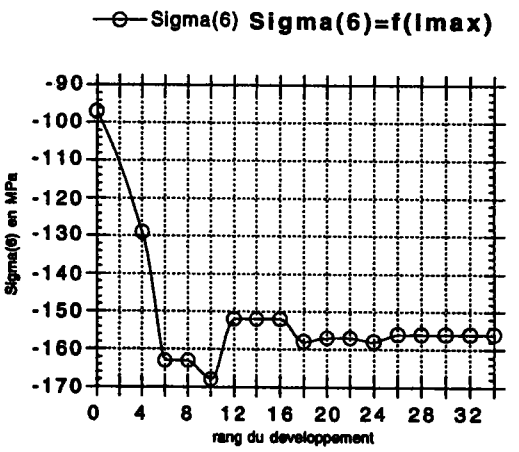


Fig 443-11: σ_{12}=f(lmax)

impaire de l'ODF non directement déterminable à partir des figures de pôles, n'a pas d'influence sur le résultat final.
Ce résultat se différencie de celui de l'estimation de la moyenne volumique du tenseur d'élasticité où seuls les coefficients de rang l inférieur ou égal à 4 sont impliqués (Bunge [1]).
Ce rang 4 suffit généralement dans le cas du modèle de Voigt pour déterminer les constantes de rigidité du matériau ; ce modèle donne comme résultats dans le cas isotrope et texturé :

Pour le rang l=22 les résultats des déterminations des contraintes sont :

$$\begin{pmatrix} 91 & -157 & 7 \\ -157 & 12 & -17 \\ 7 & -17 & 34 \end{pmatrix} \text{ selon Reuss}$$

En utilisant les hypothèses de Voigt et la texture au rang 4 on trouve comme tenseur des contraintes :

$$\begin{pmatrix} 133 & -99 & 13 \\ -99 & 26 & -18 \\ 13 & -18 & 46 \end{pmatrix} \text{ selon Voigt}$$

A partir des résultats obtenus dans le cas isotrope et texturé, nous avons recalculé les 2θ pour chaque en angles ψ à ϕ=90° afin de vérifier si la prise en compte de la texture rend compte des courbes $2\theta=f(\sin^2\psi)$ par rapport aux résultats expérimentaux.

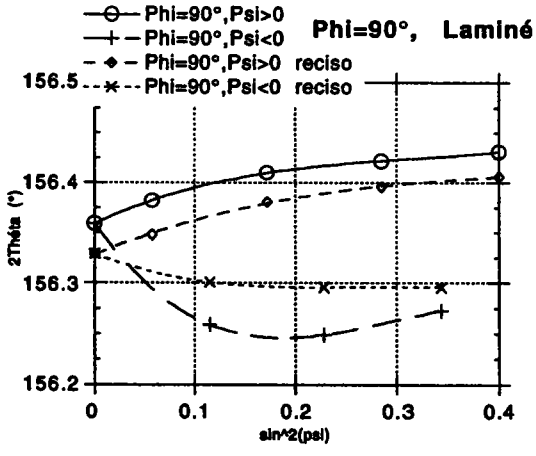


Fig 443-12: Comparaison entre le 2θ experimental et le 2θ recaculé cas isotrope

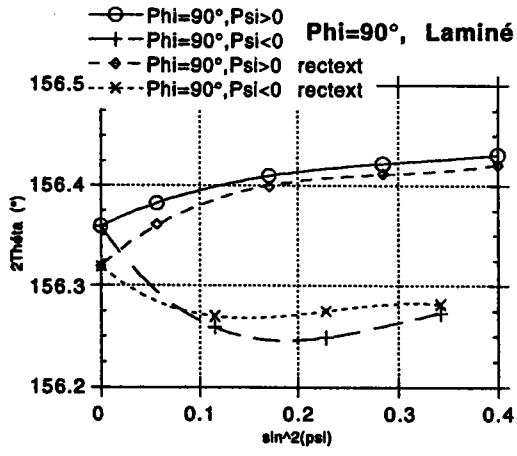


Fig 443-13: Comparaison entre le 2θ expérimental et le 2θ recaculé cas texturé

Comme le montre les figures 443-12 et 443-13, l'effet de la texture améliore sensiblement les résultats.

4-4-3-4 Conclusion

Nous venons de voir que la prise en compte de la texture améliore sensiblement les résultats de contraintes, mais il est nécessaire d'effectuer le développement en série jusqu'au rang l=22 pour avoir une stabilisation des valeurs. Dans le cas du plan (211) la prise en compte de la partie impaire de la fonction de texture n'a pas d'influence sur les résultats.
Il faut noter que la prise en compte de la texture améliore les résultats, mais ne permet pas de rendre complètement compte des non-linéarités des courbes $2\theta=f(\sin^2\psi)$.

4-5 Résultats

Après avoir essayé de déterminer les contraintes internes sur le D5000 (Siemens) du LM2P, nous avons utilisé l'appareil SET X de Unimetal Recherche car les temps de mesures sur le goniomètre étaient très longs (de l'ordre de 24 heures de mesures pour obtenir un tenseur complet des contraintes) et en raison des problèmes rencontrés lors de l'analyse des pics de diffraction comme l'absence de monochromateur qui permet en particulier pour une meilleure estimation du décalage des pics d'éliminer la raie $K\alpha 2$ du rayonnement.
La mesure des contraintes est un problème très délicat car ces mesures sont influencées par de nombreux paramètres (état de surface, géomètrie,....). Dans la suite, toutes les mesures ont été effectuées sur les SET X d'Unimetal.

4-5-1 Détermination des contraintes sur la section des fils

Les mesures de diffraction aussi bien sur le SET X que sur le D5000 ont été faites sur la section du fil, ce choix expérimental permet de nous affranchir des problèmes de corrections spécifiques des intensités.
Le fait d'effectuer les mesures de diffraction sur la section des fils permet d'adopter les hypothèses suivantes lors du calcul des contraintes : $\sigma 11= \sigma 22$, $\sigma 33$ correspondant à la contrainte parallèle à la direction de tréfilage (hypothèse appelée par la suite hypothèse fil). Les essais ont été fais sur les matériaux de l'étude B et C. Les résultats obtenus lors de cette campagne de mesure ne sont malheureusement que qualitatifs, car nous nous sommes aperçu après mesure que le detecteur linéaire et son électronique devaient être révisés et étalonnés. Cependant, il est possible de dégager les tendances suivantes en examinant les différentes courbes des figures 451-1 à 451-6 :
Les données expérimentales ont été exploitées selon 4 hypothèses :

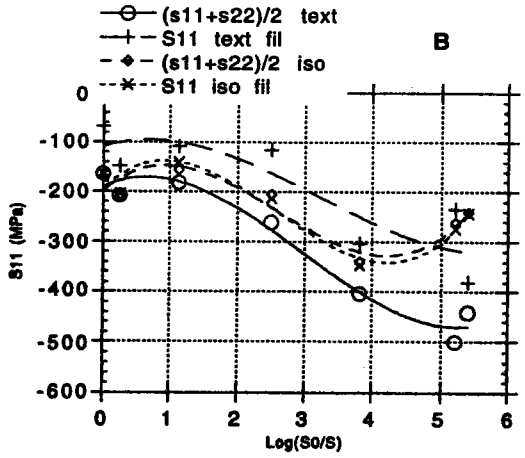


Figure 451-1 : σ_{11} pour le matériau B à différent stade de la déformation

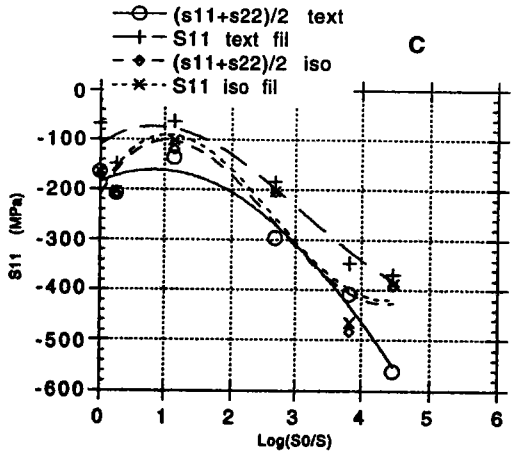


Figure 451-4 : σ_{11} pour la matériau C à différent stade de la déformation

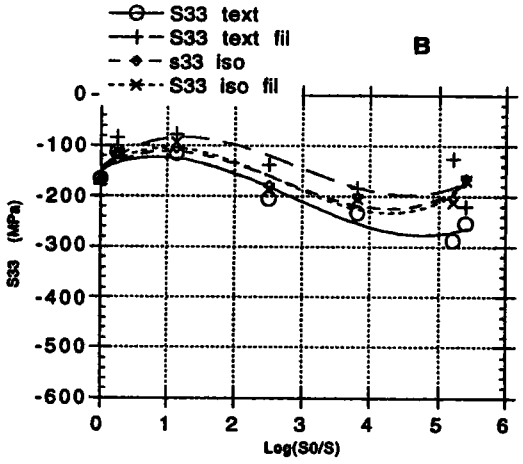


Figure 451-2 : σ_{33} pour le matériau B à différent stade de la déformation

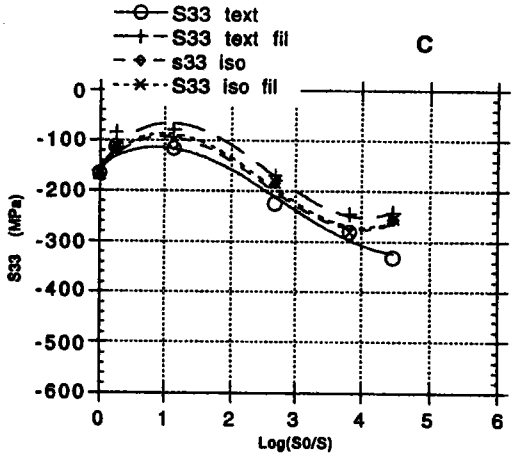


Figure 451-5 : σ_{33} pour la matériau C à différent stade de la déformation

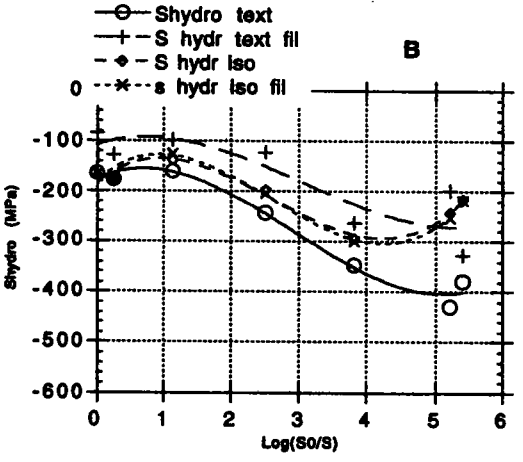


Figure 451-3 : σ_{hyd} pour le matériau B à différent stade de la déformation

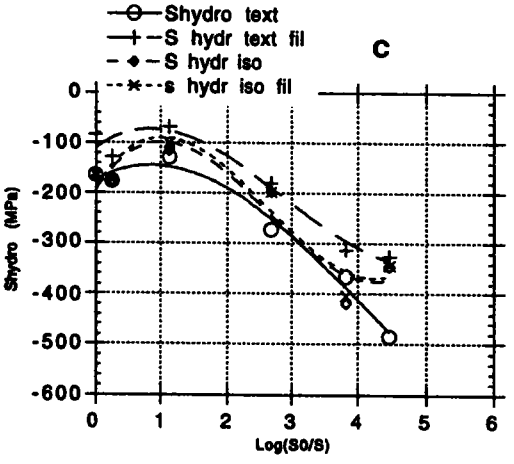


Figure 451-6 : σ_{hyd} pour la matériau C à différent stade de la déformation

le matériau est supposé isotrope (symbole <>) et l'hypothèse de symètrie axiale est ajoutée (symbole x). Le matériau est anisotrope et la texture est prise en compte dans le modèle de Reuss (symbole o) comme nous l'avons vu précédemment. L'hypothèse de symètrie axiale (hypothèse fil) a aussi été adoptée (symbole +).
Nous avons réalisé un échantillon de poudre du matériau C (poudre obtenue à partir du fil de diamètre 8mm). La détermination des contraintes sur cet échantillon en utilisant comme $2\theta_0$=156.33 donne un tenseur des contraintes dans ces axes principaux avec des valeurs inférieures à 20 MPa ; ce qui est dans l'intervalle des erreurs de mesures. De ce fait, par la suite pour tous ces calculs, le $2\theta_0$ adopté est celui correspondant à la radiation $K\alpha$ du Cr sur le plan (211) du fer et est égal à 156.33°.
On remarque que sur ces courbes (figure 451-1 et 451-4) dans le cas isotrope, il n'y a pas de différence entre l'hypothèse fil et le calcul normal. Les résultats obtenus en tenant compte de la texture encadrent les résultats de l'hypothèse d'isotropie ; les résultats du calcul classique ont des valeurs toujours plus faibles.
Comme nous l'avons vu précédemment en choisissant le $2\theta_0$ il n'y plus de raison à prendre le σ_{33} nul. Sur les graphes 451-2 et 451-5 sont tracés les résultats des contraintes des déterminations du σ_{33} en fonction de la déformation ; ici aussi il est possible de faire les mêmes remarques que ci-dessus, à savoir que les résultats obtenus avec la prise en compte de la texture encadrent les résultats de l'isotropie. On aurait pu s'attendre à ce que σ_{33} soit une contrainte de traction, mais comme les mesures se sont faites en général au centre du fil, les contraintes sont de compression.
Il n'existe pas de différences marquées entre les résultats concernant les deux matériaux étudiés.
Cette méthode est attrayante car elle a l'avantage de na pas avoir de correction a effectuer ; ceci est intéressant surtout lorque l'on peut intervenir sur le logiciel de calcul des contraintes. Par contre on ne peut acceder au gradient de contrainte.

4-5-2 Détermination des contraintes sur la surface cylindrique

Les mesures ont été effectuées sur la matériau C pour différents diamètres (diamètre 8 au diamètre 3.66 mm) obtenus par tréfilages successifs.
Sur chaque fil a été placé un masque avec une fente de largeur 1mm afin de limiter les effets de géomètrie. Les mesures ont été faites uniquement à ϕ=0° (suivant l'axe du fil) avec différentes déclinaisons.
Les résultats de détermination de la contrainte axiale obtenus grâce au

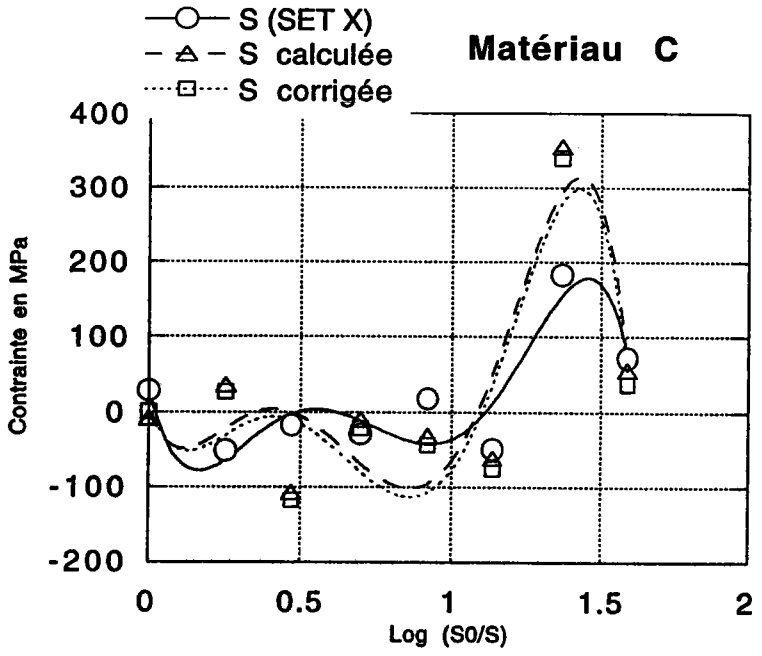


Figure 452-1 : Contrainte axiale en fonction du taux de réduction

programme du SET X ne tiennent pas compte de la géomètrie des échantillons (symbole o sur la figure 452-1). A l'aide des décalages de pics la contrainte axiale a été recalculée (symbole triangle sur la figure 452-1) sans corrections et avec les corrections de géomètrie données par Doig et Flewitt (symbole carré sur la figure 452-1). Entre les contraintes calculées par nos soins avec ou sans corrections, les différences sont faibles ; par contre les écarts sont plus importants entre les résultats du SET X et les nôtres. Cette figure montre la difficulté de mesure des contraintes car la contrainte axiale devrait augmenter, en valeur absolue, avec le taux d'écrouissage. Ces différences peuvent être attribuées à un mauvais positionnement du fil.

Le fait de mesurer les contraintes en passant par la surface permet d'avoir accés au gradient de contrainte. Une mesure de gradient de contrainte a été faite sur le diamètre 5.1 de l'étude C ; ce fil a été aminci chimiquement du diamètre 5.1 au diamètre 1.8mm a l'aide d'une solution acide. Les résultats des déterminations sont matérialisés par les courbes $2\theta=f(\sin^2\psi)$ pour les différents diamètres (fig 452-2 à 452-7).

Ces courbes montrent qu'à partir du diamètre 3.60 mm les résultats ne sont plus linéaires et donc, la détermination de la contrainte axiale, qui est reliée à la pente de ces courbes, est possible mais avec beaucoup d'incertitude sur le résultat. Les résultats des calculs sont donnés sur la figure 452-8.

Sur cette figure 4 courbes sont représentées :

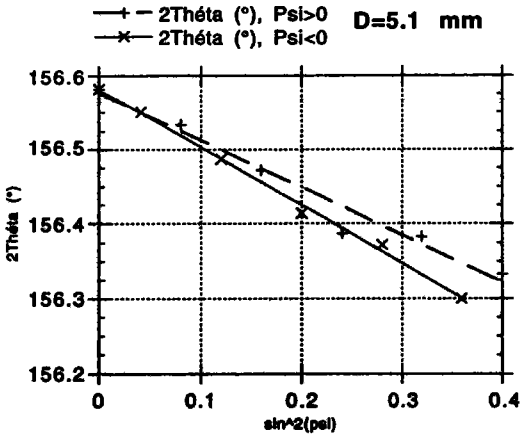


Figure 452-2 : $2\theta=f(\sin^2\psi)$ au diamètre 5.1

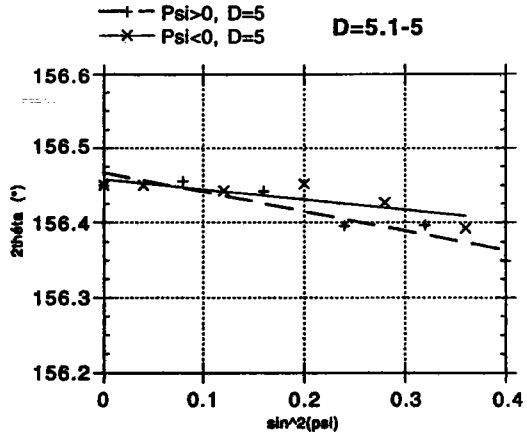


Figure 452-3 : $2\theta=f(\sin^2\psi)$ au diamètre 5.1 aminci à 5.

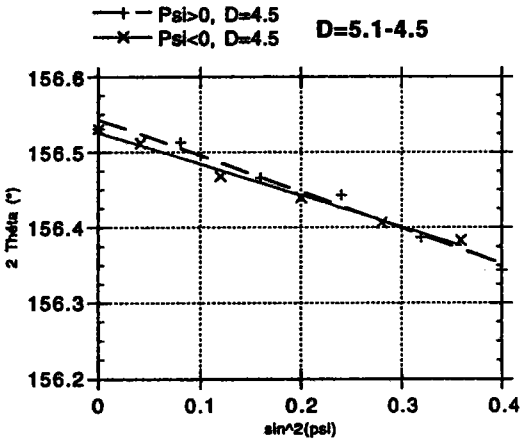


Figure 452-4 : $2\theta=f(\sin^2\psi)$ au diamètre 5.1 aminci à 4.5

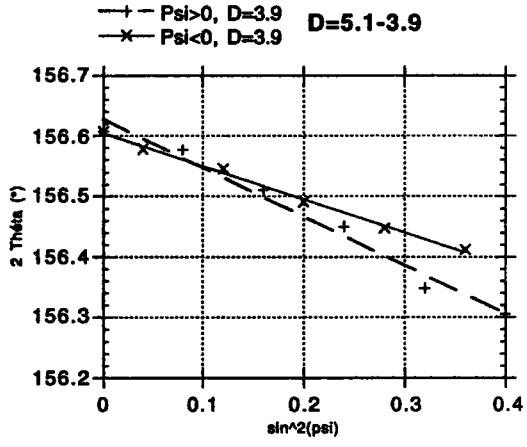


Figure 452-5 : $2\theta=f(\sin^2\psi)$ au diamètre 5.1 aminci à 3.9

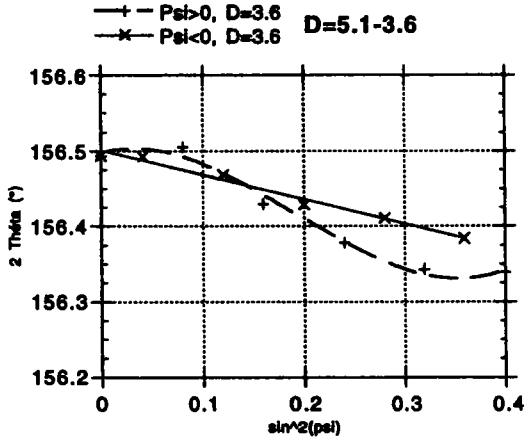


Figure 452-6 : $2\theta=f(\sin^2\psi)$ au diamètre 5.1 aminci à 3.6

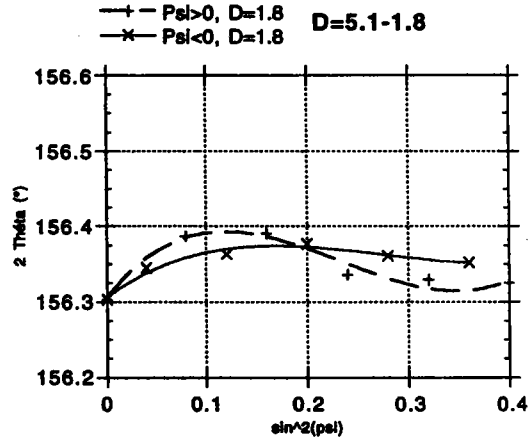


Figure 452-7 : $2\theta=f(\sin^2\psi)$ au diamètre 5.1 aminci à 1.8

-les contraintes déterminées par le programme de calcul du SET X (symbole o)
-les contraintes recalulées par nos soins sans corrections (symbole +) d'une part et avec corrections de géomètrie (symbole <>) d'autre part
-les contraintes recalculées en tenant compte des relaxations dues à l'enlèvement de matière (symbole x), calculs effectués par l'ENSAM sur la base des contraintes déterminées par le programme du SET X.

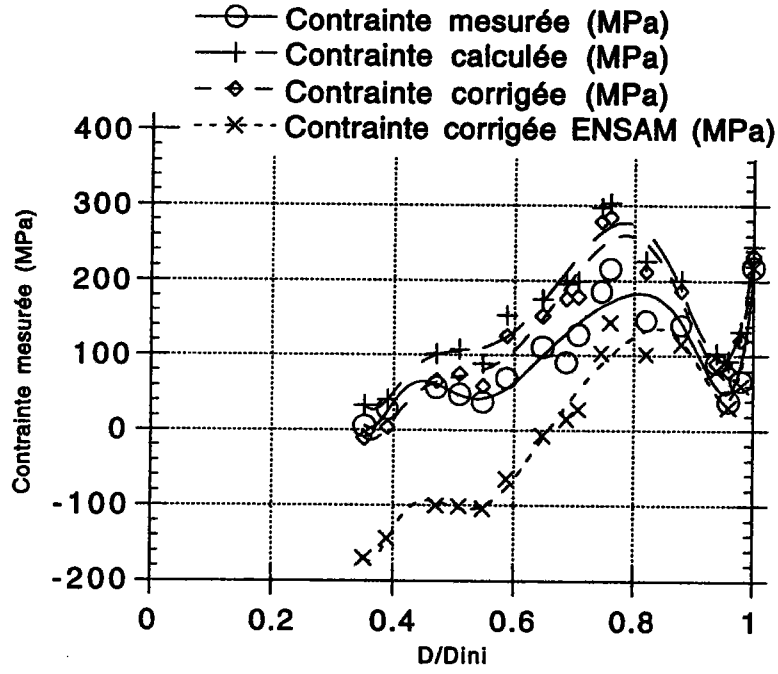


Figure 452-8 : Gradient de contrainte sur le diamètre 5.1 mm

Cette figure montre que l'on a toujours des différences entre les contraintes déterminées par le logiciel du SET X et nos calculs. Mais la courbe réelle du gradient de contrainte est celle où l'on a pris en compte les relaxations. Cette courbe montre qu'au fur et à mesure que l'on s'approche du centre du fil la contrainte qui était de traction en surface devient une contrainte de compression ; ceci est en bon accord avec les résultats obtenus dans les déterminations de contraintes sur la section des fils.

4-6 Conclusion

La détermination des contraintes internes est un problème important car les valeurs calculées dépendent étroitement des modèles choisis et des conditions de mesures, de la préparation des échantillons ; ce qui rend difficile la reproductibilité des résultats pour ces derniers.

Pour des matériaux fortement texturés, il apparait nécessaire de prendre en compte ces effets de texture dans la détermination des contraintes internes.
Dans le cas de géométrie complexe comme les fils, l'utilisation de matériel prévu pour des produits plats (SET X) est difficile à mettre en œuvre car nous n'avons pas accès aux courbes des pics de diffraction et donc pas la possibilité de les corriger.

Références bibliographiques du chapitre 4

[1] G. Maeder, J.L. Lebrun, J.M. Sprauel "Détermination par diffraction des rayons X des contraintes internes aspects macro- et microscopiques" Physique et Mécanique de la Mise en Forme des Métaux, p 135-155
[2] C.M. Brakman "On the interpretation of diffraction line-shift measurements on textured cubic materials" Thèse soutenue le 26/09/88 à l'université de DELFT
[3] C.M. Brakman "Residual stresses in cubic materials with orthorhombic or monoclinic specimen symmetry: influence of texture on ψ-splitting and non-linear behaviour"
[4] P.F. Willemse, B.P. Naughton, C.A. Verbraak " X-ray residual stress measurements on cold-drawn steel wire" Materials Science and Engineering, vol. 56 (1982), p 25-37
[5] P.F. Willemse, B.P. Naughton " Effect of small drawing reductions on residual surface stresses in thin cold-drawn steel wire, as measured by X-ray diffraction" Materials Science and technology ,vol.1 (1985) p41
[6] C.M. Brakman "Odd-order O.D.F expansion coefficients. Case of diffraction strain measurements on cubic materials under macrostress loading" J. Appl. Cryst., vol.18 (1985), p 279-295
[7] C.M. Brakman "Residual stress analysis using overlapping diffraction peaks. Case of textured cubic materials" J. Appl. Cryst., vol. 20 (1987), p 479-487
[8] H.J. Bunge " Texture analysis in materials science , Mathematical methods" Butterworths & Co, (1982), p 321-329
[9] J.F. Nye "Physical properties of crystals" Oxford at the Clarendon Press, (1957)
[10] H. Dölle J. Appl. Cryst., vol.12 (1979) p 489
[11] F. Langouche, E. Aernoudt, P. Van Houtte J.A.P. vol.22, 1989, p 533-538
[12] M. Barral, J.L. Lebrun, J.M. Sprauel, G. Maeder "Elastic anisotropy of textured materials, Influence on X-ray stress measurements" Residual stresses in science and technology ed. by Macherauch and Hauk colloque Garmisch-partenkirchen (RFA) 1986, vol.1, p 393-400.
[13] J.M. Boag, M. Brauss "X-ray diffractometer stress measurements for power plant field applications" International Conference on Residual Stresses 2, Nancy, 1988, p 381-385.
[14] G.S. Schajer "Application of finite element calculations to residual stress measurements" Journal of engineering materials and technology, vol.103, (1981), p 157-163.
[15] P. Doig, P.E.J. Flewitt " The X-ray measurement of tangential stress on

cylindrically curved surfaces" Philosophical Magazine A, 1978, Vol. 37, N° 6, p 749-757
[16] P. Doig, P.E.J. Flewitt "The X-ray measurement of axial stress on cylindrically curved surfaces" Strain, April 1978, p 52-56
[17] P. Doig, P.E.J. Flewitt " A theoritical consideration of the influence of surface profile on the measurement of stress using X-ray diffraction method" J. Appl. Cryst., 1981, Vol 14, p 321-325
[18] M. François " Détermination des contraintes résiduelles sur des fils d'acier eutectoide de faible diamètre par diffraction des rayons X", Thèse de doctorat, soutenue le 27/06/91, ENSAM Paris.
[19] K. Van Acker, P. Van Houtte, E. Aernoudt "Wire geometry correction of textures and stress measurements on wires" Icotom10, 1993 A paraître.
[20] H.J. Bunge Mathematische Methoden der Texturanalyse Akademie Verlag Berlin (1969), p 179
[21] E. Macherauch, H. Wohlfahrt, V. Wolfsteig Zur zweckmassigen definition von eigenspannungen HTM 28 (1973) p 201
[22] K.H. Kloos Eigenspannungen, definition und eutstehungsursachen Eigenspannungen (ed. DGM) (1980)
[23] V. Hauk Methoden zur bestimmung von eigenspannungen Eigenspannungen (ed Hauk et Macherauch DGM) (1980)

5- CONCLUSION

Les textures de tréfilage varient assez peu avec les conditions de déformation comme nous l'avons vu en tréfilage alterné ou unidirectionnel ainsi que dans le cas de vitesse lente ou industrielle. Pour ces types de matériaux, il n'a été décelé aucun gradient de texture dans la gamme de vitesse étudiée. Par contre, le matériau gainé de cuivre présente une fibre α très homogène et une texture moins marquée comparativement aux autres IFS au même stade de la déformation (ce fil se recuit d'ailleurs mieux que les autres IFS, constatation).
A taux de déformation identique, les IFS sont toujours plus texturés que les matériaux calmés à l'aluminium, mais ont des propriétés mécaniques légèrement inférieures à l'exception du matériau ayant initialement un grain fin. Les figures de pôles que nous avons obtenu aussi bien pour les IFS que les calmés Al présentent toujours le même aspect.
Les textures que nous avons pu mettre en évidence sont des textures de fibre <110> très marquées. Cette texture apparait dès les premiers pourcents de la déformation et ne cessera de croître en intensité avec elle.
Les résultats des simulations effectuées avec le modèle de Taylor dans sa version FC sous-évalue les intensités des figures de pôles. Les meilleurs résultats ayant été obtenus avec une combinaison des trois sytèmes de glissement possibles dans les CC. Ce qui pourrait laisser penser que le mode de déformation est le pencil glide.

Nous avons comparé les textures de tréfilage aux textures de laminage à froid qui elles sont très sensibles à la vitesse de déformation, car on trouve un fort gradient de texture entre le coeur et la peau du matériau après avoir arrété le laminoir. Ce gradient n'existe pas lorsqu'on le déforme en régime stationnaire.
Cette opération particulière de laminage à froid génére une fibre (111) avec en plus des composantes (dues à la compression latérale) (111)<110>. On retrouve également cette composante dans le cas du tréfilage.

La détermination des contraintes internes dans les fils est un problème fort complexe qui n'est pas encore totalement résolu ; car comme les fils sont très texturés, il est nécessaire de prendre en compte les effets de texture dans la détermination des contraintes internes.
Il est possible de prendre en compte assez facilement les effets de géométrie pour une direction particulière du fil (en le supposant isotrope) ; cette mesure ne donnera accès qu' à la détermination d'une seule composante du tenseur des contraintes.

La détermination des contraintes internes dans les fils sur la section de ceux-ci permet une prise en compte simple de la texture ; mais les résultats ne sont pas reproductibles, il peut s'agir d'un problème de préparation des échantillons.

L'analyse de la texture de déformation des matériaux CC ne permet pas d'optimiser des cycles de fabrication, mais peut-être très utile dans le cas d'étude sur le recuit de ces aciers et dans la détermination des contraintes internes à condition de pouvoir adapter les modèles existants aux fils. Une voie intéressante vient d'ailleur d'être ouverte par Monsieur Van Acker (univ. catholique de Louvain).

ANNEXES

Annexe 1

Rotation des coefficients C

En partant de la définition de la fonction de distribution des orientations développée sur la base des séries d'harmoniques sphèriques généralisées ; on a la relation suivante :

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty}\sum_{m=-l}^{m=l}\sum_{n=-l}^{n=l} C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \qquad 1)$$

En effectuant un changement de repère sur les fonctions T on a la relation 2

$$T_l^{mn}(g.g') = \sum_{s=-l}^{s=l} T_l^{ms}(g) T_l^{sn}(g') \qquad 2)$$

en introduisant la relation 2 dans 1 ; l'écriture de la FDO devient :

$$f(g.g') = \sum_{l=0}^{\infty}\sum_{m=-l}^{m=l}\sum_{n=-l}^{n=l} C_l^{mn} \sum_{s=-l}^{s=l} T_l^{ms}(g) T_l^{sn}(g') \qquad 3)$$

en permuttant s et n $$f(g.g') = \sum_{l=0}^{\infty}\sum_{m=-l}^{m=l}\sum_{n=-l}^{n=l}\sum_{s=-l}^{s=l} C_l^{ms} T_l^{mn}(g) T_l^{ns}(g') \qquad 4)$$

$$f(g.g') = \sum_{l=0}^{\infty}\sum_{m=-l}^{m=l}\sum_{n=-l}^{n=l} T_l^{mn}(g) \sum_{s=-l}^{s=l} C_l^{ms} T_l^{ns}(g') \qquad 5)$$

$$f(g.g') = \sum_{l=0}^{\infty}\sum_{m=-l}^{m=l}\sum_{n=-l}^{n=l} T_l^{mn} C'^{mn}_l \qquad 6)$$

Après quelques calculs nous arrivons a une écriture identique à celle de l'équation 1 ; mais avec de nouveaux coefficients C dont le calcul est défini par la relation 7

avec $$C'^{mn}_l = \sum_{s=-l}^{s=l} C_l^{ms} T_l^{ns}(g') = \sum_{s=-l}^{s=l} C_l^{ms} T_l^{sn}(g') \qquad 7)$$

$$C'^{mn}_l = C_l^{m0} T_l^{n0} + \sum_{s=1}^{s=l}(C_l^{ms} T_l^{ns} + C_l^{m-s} T_l^{n-s}) \qquad 8)$$

en fait $$C'^{\mu n}_l = C_l^{\mu 0} T_l^{n0} + \sum_{s=1}^{s=l}(C_l^{\mu s} T_l^{ns} + C_l^{\mu -s} T_l^{n-s}) \qquad 9)$$

$$T_l^{ns}(\varphi_1,\phi,\varphi_2) = P_l^{ns}(\phi)[(\cos(n\varphi_2)\cos(s\varphi_1)-\sin(n\varphi_2)\sin(s\varphi_1))+i(\cos(n\varphi_2)\sin(s\varphi_1)+\sin(n\varphi_2)\cos(s\varphi_1))] \qquad (10)$$

$$T_l^{ns}(\varphi_1,\phi,\varphi_2) = P_l^{ns}(\phi)\, e^{in\varphi_2} e^{is\varphi_1} \qquad 11)$$

Relations existants entre les différentes fonctions

$T_l^{n-s} = T_l^{-sn}$ (12) $T_l^{-m-n} = (-1)^{n-m} T_l^{mn*}$ (13) $T_l^{m-n*} = (-1)^{-n-m} T_l^{-mn}$ (14)

* désigne le complexe conjugué

$C_l^{m-n*} = (-1)^{m+n} C_l^{-mn}$ (15) $C_l^{\mu-n} = (-1)^{l+n} C_l^{\mu n*}$ (16)

$P_l^{nm} = P_l^{mn} = P_l^{-m-n}$ (17)

$a_l^{mn-s} = (-1)^{m+n} a_l^{mns}$ (18) $a_l^{-mns} = (-1)^{l+s} a_l^{mns}$ (19) $a_l^{nms} = a_l^{mns} = a_l^{-m-ns}$ (20)

Représentation des fonctions P en série de Fourier

Pour m+n pair ---> $P_l^{mn}(\phi) = a_l^{mn0} + 2\sum_{s=1}^{l} a_l^{mns} \cos(s\phi)$ 21)

Pour m+n impair ---> $P_l^{mn}(\phi) = 2i\sum_{s=1}^{l} a_l^{mns} \sin(s\phi)$ 22)

$a'^{mn0}_l = a_l^{mn0}$ (23) pour m+n pair $a'^{mns}_l = 2a_l^{mns}$ (24) pour m+n impair $a'^{mns}_l = 2ia_l^{mns}$ (25)

Pour m+n pair ---> $P_l^{mn}(\phi) = \sum_{s=0}^{l} a'^{mns}_l \cos(s\phi)$ 26)

Pour m+n impair ---> $P_l^{mn}(\phi) = \sum_{s=1}^{l} a'^{mns}_l \sin(s\phi)$ 27)

En utilisant les relations précédentes on trouve :

Pour m+n pair ---> $P_l^{m-n}(\phi) = \sum_{s=0}^{l} (-1)^{l+s} a'^{mns}_l \cos(s\phi)$ 28)

Pour m+n impair ---> $P_l^{m-n}(\phi) = \sum_{s=1}^{l} (-1)^{l+s} a'^{mns}_l \sin(s\phi)$ 29)

la relation des C' s'écrit finalement dans le cas général :

$$C'^{\mu n}_l = C_l^{\mu 0} T_l^{n0} + \sum_{s=1}^{l} e^{in\varphi_2} (C_l^{\mu s} P_l^{ns}(\phi)\, e^{is\varphi_1} + (-1)^{l+s} C_l^{\mu s*} P_l^{n-s}(\phi)\, e^{-is\varphi_1})$$ 30)

dans notre cas particulier on effectue une rotation de (p/2, p/2, p/2,), la relation précédente devient :

$$C'^{\mu n}_l = C_l^{\mu 0} T_l^{n0} + \sum_{s=1}^{l} i^{n+s} (C_l^{\mu s} P_l^{ns}(\pi/2) - (-1)^{l+s} C_l^{\mu s*} P_l^{n-s}(\pi/2))$$ 31)

Annexe 2

conditions de tréfilage pour le matériau A

= NATURE DU METAL =

NUANCE : UNIFREE 15
MODE D'ELABORATION : OLP
ACIERIE : GANDRANGE
MODE DE COULEE : CC BLOOMS

= ANALYSE SUR PRODUIT =

NUMERO DE COULEE : 878834

	Mn	P	S	Si	Als	Alt	Nt	Nct	Ni	Cr	Cu	Mo	B	V	As	Ti	Sn
17	213	11	11	31	36		5.2		45	21	36	7			34	163	

= CARACTERISTIQUES DE LAMINAGE =

DIAMETRE : 8 mm
TRAIN A FIL : LONGWY
TEMPERATURE DE DEPOSE : 910 °C
VITESSE DE CONVOYEUR : 0.25 m/s
VENTILATEURS :
COUVERCLES : 100%

= RESULTATS DE TREFILAGE =

N° Passe	ø Theo	ø Reel	Taux passe	Taux total	Log (SO/S)	Ro MPa	Rm MPa	A% 5d	A% 100mm	Ag%	Z%	T Nbre	F Nbre
0	8.000	8.050	0.00	0.00	0.00	131	322	37.5	53.0	21.4	90.7		30
1	7.155	7.160	20.89	20.89	0.23	356	387		16.1	1.9	88.5		29
2	6.400	6.400	20.10	36.79	0.46	420	451		9.5	1.3	87.5	42	28
3	5.724	5.728	19.90	49.37	0.68	444	483		5.5	1.3	85.7	43	22
4	5.120	5.128	19.85	59.42	0.90	469	518		5.8	1.2	84.2	55	23
5	4.579	4.573	20.47	67.73	1.13	509	548		3.6	1.0	82.5	41	26
6	4.096	4.090	20.01	74.19	1.35	533	574		4.3	1.0	81.2	43	26
7	3.663	3.655	20.14	79.39	1.58	566	608		3.7	1.0	80.6	40	20
8	3.276	3.273	19.81	83.47	1.80	570	621		3.2	1.1	79.6	23	21
9	2.930	2.920	20.41	86.84	2.03	602	667		3.7	1.3	78.4	24	17
10	2.621	2.619	19.55	89.42	2.25	613	684		3.9	1.4	77.7	33	19
11	2.344	2.320	21.53	91.69	2.49	656	732		4.7	1.6	77.2	35	20
12	2.097	2.080	19.62	93.32	2.71	696	772		3.9	1.5	75.9	34	22
13	1.875	1.875	18.74	94.57	2.91	720	815		3.7	1.5	74.9	35	14
14	1.677	1.685	19.24	95.62	3.13	763	855		3.0	1.6	72.9	34	14
15	1.500	1.490	21.81	96.57	3.37	805	901		3.0	1.4	72.2	34	15
16	1.342	1.330	20.32	97.27	3.60	867	977		2.3	1.5	70.0	31	25
17	1.200	1.200	18.59	97.78	3.81	876	981		1.6	1.3	69.7	22	24
18	1.073	1.065	21.23	98.25	4.05	906	1054		1.5	1.3	67.2	20	20
19	0.960	0.970	17.04	98.55	4.23	936	1100		1.9	1.5	66.7	69	18
20	0.858	0.860	21.39	98.86	4.47	977	1151		1.6	1.4	67.2	59	11
21	0.768	0.780	17.74	99.06	4.67	1035	1199		1.4	1.3		49	11
22	0.687	0.688	22.20	99.27	4.92	1082	1235		1.4	1.1		32	7
23	0.614	0.600	23.95	99.44	5.19	1105	1281		1.3	1.0		15	8

ECROUISSAGE CONSTANT - HAUTE T° de dépose

C

Annexe 3

conditions de tréfilage pour le matériau B

= NATURE DU METAL =

NUANCE : UNIFREE 15 ACIERIE : GANDRANGE
MODE D'ELABORATION : OLP MODE DE COULEE : CC BLOOMS

= ANALYSE SUR PRODUIT =

NUMERO DE COULEE : B78834

C	Mn	P	S	Si	Als	Alt	Nt	Nct	Ni	Cr	Cu	Mo	B	V	As	Ti	Sn
20	210	10	12	31	26		7.0		47	22	34	7			33	135	

= CARACTERISTIQUES DE LAMINAGE =

DIAMETRE : 8 mm TEMPERATURE DE DEPOSE : 800 °C VENTILATEURS :
TRAIN A FIL : LONGWY VITESSE DE CONVOYEUR : 0.25 m/s COUVERCLES : 100%

= RESULTATS DE TREFILAGE =

N° Passe	ø Theo	ø Reel	Taux passe	Taux total	Log (S0/S)	Rp MPa	Rm MPa	A% 5d	A% 100mm	Ag%	Z%	T Nbre	F Nbre
0	8.000	8.110	0.00	0.00	0.00	318	454	38.0		12.8	85.8		
1	7.155	7.160	22.06	22.06	0.25	497	535		7.7	1.4	84.9		15
2	6.400	6.400	20.10	37.72	0.47	561	608		7.0	1.3	82.0	12	15
3	5.724	5.725	19.98	50.17	0.70	591	645		4.5	1.2	79.6	13	14
4	5.120	5.122	19.96	60.11	0.92	613	673		2.5	0.9	78.7	11	14
5	4.579	4.582	19.97	68.08	1.14	647	718		3.9	1.1	75.9	13	18
6	4.096	4.088	20.40	74.59	1.37	699	750		2.4	1.0	76.9	13	22
7	3.663	3.655	20.06	79.69	1.59	725	778		4.2	1.2	76.4	9	17
8	3.276	3.280	19.47	83.64	1.81	759	826		4.3	1.1	74.9	15	17
9	2.930	2.920	20.75	87.04	2.04	782	857		3.9	1.3	74.4	21	14
10	2.621	2.610	20.11	89.64	2.27	816	918		3.7	1.4	72.7	39	15
11	2.344	2.328	20.44	91.76	2.50	856	944		3.4	1.5	71.2	42	16
12	2.097	2.092	19.25	93.35	2.71	940	1031		3.6	1.5	69.7	42	17
13	1.875	1.877	19.50	94.64	2.93	964	1061		3.3	1.5	70.6	43	11
14	1.677	1.682	19.70	95.70	3.15	983	1098		3.2	1.6	68.4	43	12
15	1.500	1.492	21.32	96.62	3.39	1072	1175		2.1	1.4	64.9	45	12
16	1.342	1.333	20.18	97.30	3.61	1096	1218		2.6	1.5	65.5	45	19
17	1.200	1.200	18.96	97.81	3.82	1146	1305		2.6	1.6	64.4	46	17
18	1.073	1.064	21.38	98.28	4.06	1208	1368		1.8	1.4	62.2	44	19
19	0.960	0.973	16.37	98.56	4.24	1233	1403		2.1	1.5	61.0	71	9
20	0.858	0.855	22.78	98.89	4.50	1248	1358		0.6	0.6	60.5	65	8
21	0.768	0.783	16.13	99.07	4.68	1336	1369		0.3	0.3	57.4	49	9
22	0.687	0.683	23.91	99.29	4.95	1262	1428		0.6	0.6		54	5
23	0.614	0.600	22.83	99.45	5.21	1505	1639		0.5	0.5		25	5
24	0.549	0.546	17.19	99.55	5.40	1352	1601		0.8	0.8		17	5
25	0.491	0.483	21.75	99.65	5.64	1434	1645		0.9	0.9		13	6

ECROUISSAGE CONSTANT - Basse T° de dépose C

Annexe 4

conditions de tréfilage pour le matériau C

= NATURE DU METAL =

NUANCE : UNIFREE 15
MODE D'ELABORATION : OLP
ACIERIE : GANDRANGE
MODE DE COULEE : CC BLOOMS

= ANALYSE SUR PRODUIT =

NUMERO DE COULEE : B78834

C	Mn	P	S	Si	Als	Alt	Nt	Nct	Ni	Cr	Cu	Mo	B	V	As	Ti	Sn
18	211	10	11	31	31		6.1		46	21	35	7			33	149	

= CARACTERISTIQUES DE LAMINAGE =

DIAMETRE : 8 mm
TRAIN A FIL : LONGWY
TEMPERATURE DE DEPOSE : 800 °C
VITESSE DE CONVOYEUR : 0.25 m/s
VENTILATEURS : 0-0-0-0-0
COUVERCLES : 100%

= RESULTATS DE TREFILAGE =

N° Passe	ø Theo	ø Reel	Taux passe	Taux total	Log (S0/S)	Rp MPa	Rm MPa	A% 5d	A% 100mm	Ag%	Z%	T Nbre	F Nbre
0	8.000	8.080	0.00	0.00	0.00	315	456	35.9		12.9	86.2		22
1	7.155	7.164	21.39	21.39	0.24	493	531		6.8	1.5	83.9		23
2	6.400	6.410	19.94	37.06	0.46	541	596		3.2	1.0	82.4	2	15
3	5.720	5.720	20.37	49.88	0.69	584	632		4.7	1.1	80.0	11	16
4	5.120	5.125	19.72	59.77	0.91	643	689		3.6	0.9	79.1	12	18
5	4.579	4.570	20.49	68.01	1.14	658	712		3.0	0.9	77.4	15	19
6	4.096	4.105	19.31	74.19	1.35	690	746		3.9	0.9	76.7	10	16
7	3.663	3.660	20.51	79.48	1.58	722	781		3.4	1.1	76.0	7	17
8	3.276	3.268	20.27	83.64	1.81	764	820		2.8	1.0	73.0	8	15
9	2.930	2.920	20.16	86.94	2.04	794	863		3.1	1.2	73.1	15	16
10	2.621	2.620	19.49	89.49	2.25	835	904		3.8	1.3	70.6	20	19
11	2.344	2.320	21.59	91.76	2.50	879	963		4.1	1.5	72.0	28	20
12	2.097	2.103	17.83	93.23	2.69	883	993		4.1	1.6	70.7	29	13
13	1.875	1.880	20.08	94.59	2.92	927	1051		3.8	1.6	68.7	31	14
14	1.677	1.682	19.95	95.67	3.14	1007	1140		3.2	1.6	67.2	32	17
15	1.500	1.500	20.47	96.55	3.37	1057	1187		3.0	1.6	65.8	32	15
16	1.342	1.328	21.62	97.30	3.61	1108	1255		2.6	1.5	64.7	33	17
17	1.200	1.200	18.35	97.79	3.81	1145	1308		2.4	1.6	62.2	31	20
18	1.073	1.090	17.49	98.18	4.01	1151	1346		2.6	1.6	61.4	69	8
19	0.960	0.960	22.43	98.59	4.26	1180	1387		2.2	1.5	60.9	64	7
20	0.858	0.870	17.87	98.84	4.46	1270	1485		2.2	1.5	55.8	58	7
21	0.768	0.758	24.09	99.12	4.73	1320	1541		2.1	1.4	57.5		

Ecr constant,basse T° dépose,tréfilage unidirectionnel

C