

Contribution à l'étude de la déformation des matériaux hexagonaux

Marie-Jeanne Philippe

▶ **To cite this version:**

Marie-Jeanne Philippe. Contribution à l'étude de la déformation des matériaux hexagonaux. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paul Verlaine - Metz, 1983. Français. NNT : 1983METZ005S . tel-01775653

HAL Id: tel-01775653
https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01775653

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.

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

b 101949

19830105
S/Mz 83/5
MAGASIN

CONTRIBUTION A L'ÉTUDE DE LA DÉFORMATION DES MATÉRIAUX HEXAGONAUX

par

Marie-Jeanne PHILIPPE

Docteur de 3e cycle ès sciences

Maître-Assistant au Conservatoire National des Arts et Métiers de Paris

UNIVERSITÉ DE METZ
BIBLIOTHÈQUE

Thèse soutenue le 10 juin 1983
à l'U. E. R. des Sciences Exactes et Naturelles de l'Université de METZ
en vue de l'obtention du grade de **Docteur ès Sciences**

Jury

MM	B. HOCHEID,	Professeur au C.N.A.M., Paris	Président
	H.J. BUNGE,	Professeur à l'Université de Clausthal (R.F.A.)	Rapporteurs
	J.J. HEIZMANN,	Professeur à l'Université de Metz	
	W.B. HUTCHINSON,	Professeur à l'Université de Birmingham (G.B.)	
	M. BERVEILLER,	Professeur à l'Université de Metz	Examinateurs
	G. BECK,	Directeur de Recherche à l'Ecole des Mines de Nancy	
	B. CHAMPIN,	Responsable Equipe de Recherche CEZUS	
	M. GERL,	Professeur à l'Université de Nancy	
	R. MARGERAND,	Professeur à l'Eco'e Centrale de Paris	

Ce sont les grecs qui nous ont légué le plus beau mot de notre langue : le mot "enthousiasme", du grec enthéo, un Dieu intérieur.

Pasteur.

Mais ce sont les différents membres de ma famille qui me l'ont communiqué et je leur en dédie le fruit.

à David, mon fils

et à ses cousin et cousines

Aurore, Céline, Emeline, Julien,
Marie-Laure, Pauline, Raphaèle ....

et aux enfants encore à naître.

PREFACE

Mes remerciements vont en premier lieu à Monsieur le Professeur B. HOCHEID qui m'a accueillie dans son laboratoire au Conservatoire National des Arts et Métiers. Il m'a confié un sujet de recherche à la fois passionnant et fertile. Grâce à sa grande notoriété et ses multiples contacts avec le monde industriel, il m'a ouvert de nombreuses portes. Il m'a guidée dans le choix des objectifs et aplani les obstacles liés à la réalisation de différents essais, notamment des plus complexes. Enfin il a constamment suivi ce travail avec intérêt, sachant judicieusement doser conseils et critiques, afin de canaliser l'excitation que suscite une idée nouvelle, tout en me laissant la liberté créatrice nécessaire à cette perpétuelle remise en question qu'est la recherche.

Je remercie également M. le Professeur J.J.HEIZMANN qui m'a permis de poursuivre une partie de mes travaux dans son laboratoire de l'Université de Metz, au sein d'un groupe de chercheurs passionnés qui m'ont communiqué leur enthousiasme.

Je suis heureuse de leur dire ici, combien il est agréable de s'associer à une équipe pour laquelle travail et bonne humeur vont de pair. J'adresse donc un grand merci à Francis WAGNER, Michel HUMBERT, Jacques MULLER et Claude ESLING qui a relu, tant du point de vue scientifique que littéraire,

mon manuscrit dans les différentes phases de son élaboration. Cela dût être une rude tâche.

Pour mener à bien ce travail, j'ai également été entourée au laboratoire du CNAM par cinq stagiaires qui préparaient leur mémoire d'ingénieurs CNAM : Christian BAUDET, Pierre CHAVIGNY, Jean-Jacques GONCALVES, Patrick LEMOISSON et Alain VINCENT.

Je souhaite rendre hommage à cette catégorie de chercheurs qui sacrifient généralement l'essentiel de leur temps libre - si ce n'est de leur vie familiale - pour suivre leurs études en dehors de leur activité professionnelle et les couronner par le mémoire d'ingénieur CNAM. Grâce à leur volonté d'aboutir, leur travail et leur amitié, ils m'ont aidée à surmonter les moments de dépression, mal bien connu du chercheur en période moins faste, car avec eux, pas question de se laisser aller au découragement. Sans eux, ce travail n'aurait pas encore abouti et je les remercie vivement.

Je remercie également Monsieur J. DECOURS et son équipe du département "métallurgie appliquée" (CEA - SACLAY) pour l'aide précieuse qu'ils m'ont apportée en effectuant différents essais (laminage compression) et pour de fructueuses discussions sur différents problèmes posés par le Zirconium et ses alliages.

Que MM. B. CHAMPIN - qui a accepté de participer au jury - et P. CHARQUET (CEZUS) , MM. DELORME et PANGRAZZI (CTUA), trouvent également ici, l'expression de ma reconnaissance pour la réalisation de différents types d'emboutis et pour des discussions enrichissantes. A cet égard, je suis également redevable

à MM. R.SYRE et R.TRICOT de m'avoir fait bénéficier de leur expérience scientifique. Je suis également reconnaissante envers M. le Professeur BUNGE et M. SCHWARZER (Clausthal-Zellerfeld, RAF) de m'avoir permis d'utiliser le microscope électronique de leur laboratoire de métallurgie à Clausthal. En outre, je remercie M. le Professeur H.J. BUNGE, dont les travaux font autorité et qui représente pour moi l'image même du savant, d'avoir bien voulu être rapporteur et membre du jury.

Je tiens aussi à remercier tous les membres du jury de cette thèse :

. M. le Professeur W.B. HUTCHINSON, spécialiste des mécanismes de la déformation dans le titane pour la relecture de mon manuscrit, pour les nombreux conseils qu'il m'a prodigués et pour avoir accepté d'être rapporteur de ma thèse.

. M. le Professeur M.BERVEILLER, pour l'intérêt qu'il a porté à mes travaux.

. M. le Professeur G. BECK, par l'estime respectueuse que je lui porte et pour son aide généreuse et spontanée dans tous les problèmes qui se sont posés à moi en tant qu'enseignant-chercheur.

. M. le Professeur M. GERL, qui m'enseigna la physique et force mon admiration pour sa maîtrise de quasiment tous les problèmes de la physique des solides.

. M. le Professeur MARGERAND, cristallographe averti, pour les discussions passionnées et prolongées.

Je suis également redevable à tous mes collègues de laboratoire (enseignants, chercheurs, techniciens et secrétaire) ainsi qu'au personnel du CACEMI pour l'amabilité avec laquelle ils ont toujours accepté de me rendre service.

J'exprime mon entière satisfaction à

M. LARUELLE (figures de Pôles)

M. THIL (schémas)

M. DEVERS (photos)

pour la qualité de leur travail.

Enfin, je réserve mes remerciements les plus chaleureux à Mme BRIDAULT qui, en dépit des délais très courts, a dactylographié cette thèse avec une minutie et un soin remarquable, que le lecteur voudra bien, je l'espère, découvrir au-delà de ces quelques lignes.....

"je l'ai faite un peu longue et je m'en aperçois. On va s'imaginer que c'est une préface, moi qui n'en lis jamais - ni vous non plus je crois - "

K. PETIT

TABLE DES MATIÈRES

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE LA DEFORMATION DES MATERIAUX HEXAGONAUX

I N T R O D U C T I O N 1

I° PARTIE : PRESENTATION DES RESULTATS DE LA BIBLIOGRAPHIE

I.A TEXTURE 6

I.A.1 Approche expérimentale 7

I.A.2 Conséquence sur les propriétés 8

I.B COEFFICIENT D'ANISOTROPIE 9

I.C DEFORMATION PLASTIQUE 15

I.C.1 Glissement 15

I.C.2 Maclage 17

I.C.3 Métal polycristallin 22

I.D ECROUISSAGE 23

I.E COURBES LIMITES DE FORMAGE 27

I.E.1 Introduction 27

I.E.2 Forme et position des courbes limite de formage 27

I.E.1.1 Influence de l'épaisseur du matériau

I.E.1.2 Influence de la trajectoire de déformation

I.E.3 Calculs des courbes limites de formage 30

I.F CORRELATIONS ENTRE LES CARACTERISTIQUES DEDUITES DE L'ESSAI DE TRACTION ET L'EMBOUTISSAGE 31

I.F.1 Coefficient d'anisotropie 32
I.F.2 Coefficient d'écrouissage 33
I.F.3 Signification et limitation de ces différents critères 33

I.G ETAT ACTUEL DES CONNAISSANCES SUR LA DEFORMATION DES HEXAGONAUX 36

I.G.1 Introduction 36
I.G.2 Texture 37

I.G.2.1 Matériaux hexagonaux
I.G.2.2 Titane
I.G.2.3 Zirconium
I.G.2.4 Modélisation

I.G.3 Déformation plastique 46

I.G.3.1 Matériaux hexagonaux
I.G.3.2 Titane
I.G.3.3 Zirconium

I.G.4 Emboutissage 64

II° PARTIE : ETUDE GENERALE 68

II.A METHODES EXPERIMENTALES UTILISEES 68

II.A.1 Micrographie
II.A.2 Détermination des coefficients de Lankford et d'écrouissage 70

II.A.2.1 Coefficient de Lankford
II.A.2.2 Coefficient d'écrouissage

II.A.3 Courbes limites de formage 73

II.A.3.1 Essais de traction
II.A.3.2 Essais de gonflement hydraulique
II.A.3.3 Essais NAKAZIMA
II.A.3.4 Méthodes de détermination de la striction

II.A.4 Essais de prédéformations en expansion biaxiale 78
II.A.5 Etude préliminaire de la lubrification 86

II.B MATERIAUX UTILISES 87

II.B.1 Tôles de Titane T35 88
II.B.2 Tôles de Zirconium dit de "Qualité Nucléaire" 89
II.B.3 Choix d'une température de recuit 91
II.B.4 Matériaux dopés 93

II.C ETUDE DES MATERIAUX TITANE T35 ET ZIRCONIUM "QUALITE NUCLEAIRE" 96

II.C.1 Introduction 96
II.C.2 Texture 97

II.C.2.1 Texture des tôles de 1mm
II.C.2.2 Evolution de la texture au cours d'un essai de traction
II.C.2.3 Evolution de la texture au cours d'un essai d'expansion

II.C.3 Déformation en traction simple 100

II.C.3.1 Morphologie des courbes de traction
II.C.3.2 Domaine plastique
II.C.3.3 Domaine striction-rupture

II.C.4 Caractéristiques déduites de l'essai de traction 118

II.C.4.1 Coefficient de Lankford
II.C.4.2 Coefficient d'écrouissage

II.C.5 Courbes limites de formage 124

II.C.5.1 Courbes réalisées à la température ambiante
II.C.5.2 Influence de la température sur les courbes limites de formage
II.C.5.3 Influence de la vitesse de déformation sur la position des courbes limites de formage
II.C.5.4 Trajectoires complexes
II.C.5.5 Modélisation des courbes limites de formage

II.C.6 Discussion des résultats 138

II.D. PREDEFORMATIONS A BASSE TEMPERATURE 147

II.D.1 Introduction 147
II.D.2 Etude de la plastification 148
II.D.3 Effet des prédéformations sur les courbes limites de formage 151

II.D.3.1 Prédéformations par laminage et par compression
II.D.3.2 Prédéformations en expansion biaxiale

II.D.4 Discussion des résultats 157

II.E. ETUDE DE L'EFFET DES IMPURETES 162

II.E.1 Introduction 162
II.E.2 Texture 162
II.E.3 Courbes de traction 163

II.E.3.1 Morphologie des courbes
II.E.3.2 Analyse du domaine plastique

II.E.4 Caractéristiques déduites de l'essai de traction 167
II.E.5 Courbes limites de formage 170
II.E.6 Comparaison entre le Titane et le Zirconium 176

II.F. INFLUENCE DU LAMINAGE A FROID 177

II.F.1 Introduction 177
II.F.2 Evolution de la texture 178

II.F.3 Evolution des caractéristiques déduites de l'essai de traction 182
II.F.4 Evolution des courbes limites de formage 186

ILF.4.1 Influence du cycle de laminage
ILF.4.2 Influence de la température de recuit

II.F.5 Discussion des résultats 189

II° PARTIE : D I S C U S S I O N 192

III.A MECANISME DE LA DEFORMATION EN TRACTION UNIAXIALE DU TITANE ET DU ZIRCONIUM 192

III.B MECANISMES DE LA DEFORMATION EN EXPANSION DU TITANE ET DU ZIRCONIUM 193

III.C PARAMETRES CONTRÔLANT LES MODES DE DEFORMATIONS MIS EN JEU 194

III.D DIFFERENCE DE COMPORTEMENT ENTRE LE TITANE ET LE ZIRCONIUM EN EXPANSION BIAXIALE 198

III.E COMPARAISON A DIFFERENTS AUTRES MATERIAUX HEXAGONAUX 200

III.F PARAMETRES ET COEFFICIENTS PERMETTANT DE DECRIRE LE COMPORTEMENT DES MATERIAUX HEXAGONAUX 207

III.G COEFFICIENT DE LANKFORD 207

III.H COEFFICIENT D'ECROUISSAGE 216

III.I COURBES LIMITES DE FORMAGE (MODELISATION) 218

III.J PERSPECTIVES DE DEVELOPPEMENT DE CES TRAVAUX 219

IV C O N C L U S I O N 221

B I B L I O G R A P H I E 226

APPENDICE 1 : Techniques de l'analyse des textures 234

APPENDICE 2 : Calcul des courbes limites de formage à striction 251

I N T R O D U C T I O N

Parmi les matériaux hexagonaux, il en existe trois qui ont la particularité d'appartenir au même groupe IV A de la classification périodique des éléments et de posséder des valeurs de rapport c/a très voisines, ce sont le Titane, le Zirconium et le Hafnium.

Si leurs modes d'élaboration et leurs propriétés chimiques sont très voisines, leurs destinées métallurgiques se sont séparées du fait de deux caractéristiques spécifiques :

- Le titane est très utilisé en aéronautique (en particulier dans les moteurs) pour sa faible densité (4,5 g/cm^3) laquelle est associée à une résistance mécanique élevée.

- L'emploi du Zirconium et surtout de ses alliages comme éléments de gainage des combustibles nucléaires constitue aujourd'hui une réalité industrielle bien établie, de par sa faible section de capture pour les neutrons thermiques (0,18 Barn) ce qui le situe très en-dessous de l'acier inoxydable (2,8 Barn), son principal concurrent comme matériau de structure des réacteurs nucléaires.

- Le Hafnium, élément à la fois lourd et opaque aux neutrons, est un sous-produit de l'industrie du Zirconium ; son prix de revient élevé limite fortement ses applications.

Mais les exigences des industries productrices d'énergie rapprochent à nouveau ces métaux; et en particulier, leur propriété commune de résistance à la corrosion dans les milieux les plus divers, leur ouvre la porte de l'industrie des échangeurs réfrigérants et d'autres éléments d'appareillage, en particulier quand les liquides véhiculés sont aggressifs. Cependant, ces applications comportent un revers : car pour fabriquer ces pièces, il faut en effet, les mettre en forme au prix de déformations parfois très sévères. Aussi, après de nombreux essais utilisant les techniques les plus diverses nées de l'expérience de l'homme de l'art pour améliorer la "formabilité" de ces matériaux en feuilles, force fut de reconnaître que, selon sa qualité, le Titane s'adapte différemment à la déformation et qu'il se comporte de façon inhabituelle (par rapport aux matériaux généralement utilisés par les emboutisseurs) avec la température.

Le Zirconium a, quant à lui, résisté aux efforts conjugués de l'amélioration de la technicité et du savoir-faire de l'emboutisseur.

Deux problèmes essentiels se posent alors :

- Quels sont les paramètres qui régissent les lois de la mise en forme des matériaux hexagonaux et quels critères permettent de préjuger de leur aptitude au formage.

- Quels sont les phénomènes qui peuvent expliquer les grandes différences de comportement notées entre ces trois matériaux, si "proches" par ailleurs.

Nous tentons de répondre, du moins partiellement, à ces questions en nous aidant éventuellement des différences de comportement entre Titane et Zirconium et d'apporter des solutions aux problèmes de mise en œuvre lors d'une opération de formage à partir de tôles. Nous rassemblons dans une première partie de ce travail, tout ce qui est connu et nécessaire comme bases de notre étude, tant sur les techniques et les modèles que sur les matériaux eux-mêmes.

Puis, il nous a paru utile de ne pas entreprendre de mesures inconsidérées des paramètres traditionnels (utilisés par ailleurs pour les matériaux cubiques faces centrées) sans adapter eu préalable à notre étude particulière, les méthodes de mesure. Ceci est notamment vrai pour les coefficients de LANKFORD r et d'écrouissage n et pour les essais d'emboutissage. Pour ces derniers, une étude préliminaire de la lubrification et des différents types d'essais a notamment été entreprise dans ce but.

A la suite de ce travail, nous étions prêts à étudier de façon plus précise les différences de comportement entre Titane et Zirconium. Afin de ne pas nous perdre en conjectures, nous avons fixé au préalable, un certain nombre de paramètres. Par exemple, nous avons choisi des tôles de même qualité (T35 pour le Titane et Qualité Nucléaire pour le Zirconium). Ces matériaux possèdent en effet des teneurs en impuretés comparables . De plus, un recuit à 600°C pendant une heure leur confère des grosseurs de grains similaires.

Ensuite, nous avons étudié la texture et son évolution durant la déformation, déterminé les paramètres r et n déduits de l'essai de traction ainsi que les courbes limites de

formage. Ceci a permis de préciser le rôle des modes d'adaptation du métal (glissements ou maclage) de même que la signification des critères conventionnels et rationnels. Enfin, nous avons comparé les courbes limites théoriques aux courbes expérimentales.

Ces observations nous ont incité à prédéformer le métal à basse température et à effectuer une étude systématique de l'effet de différentes impuretés, qu'elles soient en substitution (Fe) ou en insertion (O_2, N_2).

A l'aide de tous ces résultats expérimentaux, la troisième partie de cet ouvrage a été consacrée à la discussion sur les réponses à donner aux deux questions essentielles évoquées ci-dessus, en précisant les paramètres qui régissent les mécanismes de la déformation de ces matériaux et en comparant ces matériaux entre-eux.

Nous avons également étendu les résultats aux matériaux hexagonaux en général, grâce à des compléments d'études effectués sur le Hafnium et aux informations tirées de la bibliographie.

La seconde partie de la discussion a été axée sur l'adaptation des critères et des modèles existants aux problèmes de la mise en forme des matériaux hexagonaux. Les modèles et les critères en question ont été (et sont) couramment utilisés pour l'étude des matériaux cubiques à faces centrées, matériaux dont la symétrie est beaucoup plus élevée que celle des matériaux hexagonaux. Aussi, ces théories basées sur des modèles simples (anisotropie constante, coefficient d'écrouissage constant tiré d'une loi de type LUDWICK) doivent-elles être complétées pour

être représentatives du comportement des matériaux hexagonaux (anisotropie variable, lois de comportement complexes et différentes selon le sens de la contrainte).

En conclusion, nous essayé de tirer de cette étude, un enseignement utile pour définir une gamme de transformation permettant d'élaborer des tôles de Zirconium aptes à être embouties.

1ÈRE PARTIE

PRESENTATION DES RESULTATS DE LA BIBLIOGRAPHIE

I.A - TEXTURE.

Un solide cristallisé peut être considéré comme un agrégat constitué en partie ou en totalité de domaines monocristallins (grains séparés par des joints.

Dans un matériau ayant subi un cycle de traitements mécaniques ou thermiques, la distribution des orientations des grains n'est pratiquement jamais aléatoire (texture). Les propriétés physiques macroscopiques d'un tel matériau seront donc généralement anisotropes.

I.A.1. - APPROCHE EXPERIMENTALE.

Très couramment utilisées, les méthodes statistiques pour la détermination d'une texture sont celles qui consistent à mesurer une propriété moyenne résultant de l'action simultanée d'un grand nombre de grains. La plus utilisée est l'analyse de la répartition spatiale de la diffraction d'un rayonnement monochromatique, par un échantillon dont on fait varier le plan en position de diffraction donc, l'incidence du faisceau.

Les résultats expérimentaux concernant les orientations préférentielles sont pratiquement toujours présentés sous forme de figures de pôles directes ou inverses. Une figure de pôles directe est la distribution de la densité de pôles d'une famille $\{h\,k\,\ell\}$ dans toutes les directions de l'échantillon, tracées en courbes d'isodensité en projection stéréographique, le plan de l'échantillon étant généralement pris comme plan de projection.

Mis à part le cas des textures très accusées, la recherche des orientations idéales, correspondant aux maximums des figures de pôles est souvent délicate et parfois subjective.

Le seul moyen de décrire sans ambiguïté la texture cristallographique d'un échantillon est de déterminer la fraction volumique de cristaux ayant l'orientation g , soit à une constante de normalisation près, la fonction F(g) , que nous appellerons Fonction de Distribution des Orientations Cristallines (FDO). Cette notion de fonction de distribution a été introduite pour définir la probabilité qu'a un grain, d'avoir l'orientation g à dg près .

L'exposé détaillé du calcul de cette fonction fait l'objet de l'appendice I.

I.A.2. - CONSEQUENCE SUR LES PROPRIETES.

La présence d'une anisotropie structurale dans un matériau, et en particulier, la présence d'une texture entraîne à des degrés divers une anisotropie de la plupart des propriétés physiques et mécaniques du solide polycristallin [1] .

Dans les matériaux de réseau cubique, la résistivité électrique est pratiquement isotrope, mais ce n'est pas le cas dans les matériaux de structure hexagonale. Il en est de même de la susceptibilité magnétique, et plus généralement, de toutes les propriétés physiques représentables par un tenseur symétrique de rang 2 .

L'anisotropie des propriétés mécaniques d'une tôle est matérialisée par la variation dans le plan de la tôle des caractéristiques mécaniques : module d'élasticité, limite d'élasticité, coefficient d'écrouissage, ductilité.

Cette anisotropie modifie plus généralement toutes les propriétés liées à ces caractéristiques mécaniques.

Une texture naît dès la solidification du lingot, les déformations la modifient progressivement et souvent l'accentuent ; la recristallisation primaire ou secondaire la modifie également.

Enfin, une connaissance précise de la texture du matériau, permet de formuler des hypothèses claires quant aux différents systèmes de glissement ou d'accommodation possibles selon l'axe de la contrainte imposée au matériau et de fournir des renseignements précieux sur son comportement ultérieur.

I.B. - COEFFICIENT D'ANISOTROPIE.

La texture peut se traduire par une augmentation de la résistance à la déformation suivant une direction donnée. L'anisotropie résultant, se manifeste de manière simple lors de la traction uniaxiale du matériau.

Lorsqu'un matériau est parfaitement isotrope, les déformations en traction : ε_1 (longueur); ε_2 (largeur) ; ε_3 (épaisseur) ; se répartissent ainsi :

$$\varepsilon_1 = -2\varepsilon_2 = -2\varepsilon_3$$

Or, ces égalités ne sont que rarement respectées. Pour un alliage léger, par exemple :

$\varepsilon_1 = -2{,}86\,\varepsilon_2 = -1{,}53\,\varepsilon_3$. Les résultats expérimentaux peuvent varier considérablement.

L'aptitude du métal à présenter, sous l'effet d'un effort de traction, une contraction de la largeur plutôt que de l'épaisseur (effet directement lié à l'anisotropie du métal), s'apprécie à l'aide d'un coefficient appelé "coefficient d'anisotropie" défini par [2] :

$$r = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_3}$$

De par sa définition, ce coefficient dépend du sens de prélèvement de l'éprouvette.

Pour les matériaux à symétrie cubique, on calcule un coefficient $\bar{r}$ moyen à partir d'essais effectués sur des barreaux prélevés dans le sens de laminage,

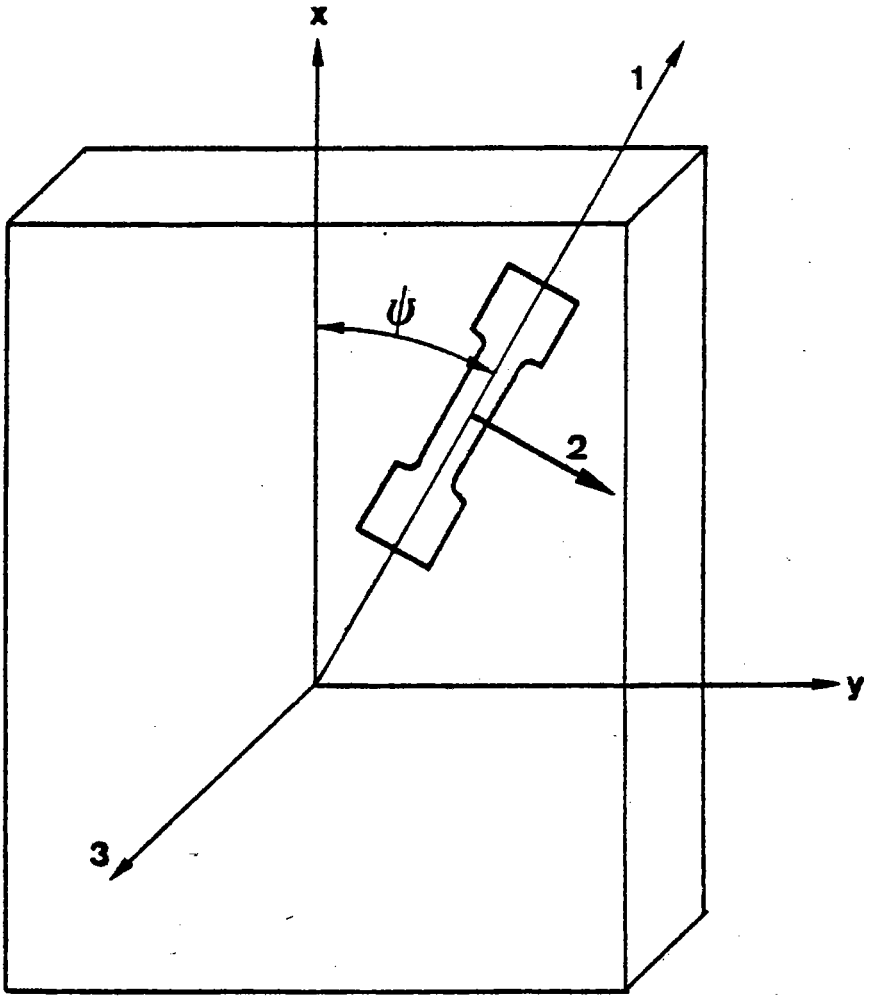


Figure I.1.

Définition des repères liés
à l'éprouvette et à la tôle [16]

à 45° de cette direction et dans le sens perpendiculaire :

$$\bar{r} = \frac{r_{0°} + 2r_{45°} + r_{90°}}{4}$$

La résistance à la déformation dans le sens de l'épaisseur est d'autant plus élevée que $\bar{r}$ est plus fort.

Le chemin de déformation en traction uniaxiale peut donc s'écrire (en tenant compte de la conservation du volume) :

$$\varepsilon_1 = -\frac{r+1}{r}\ \varepsilon_2$$

Pour tout autre chemin de déformation, la description du comportement anisotrope du matériau devient plus complexe. Hill [3] propose l'utilisation de six coefficients intervenant dans le calcul de la contrainte équivalente sous la forme :

$$\sigma_e^2 = F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2$$
$$+ 2L\sigma_{23}^2 + 2Q\sigma_{31}^2 + 2P\sigma_{12}^2 .$$

L'introduction de ces coefficients permet de rendre compte des distorsions de la surface de charge ($\sigma_e = C^{ste}$) dues à l'anisotropie du matériau.

Le coefficient d'anisotropie introduit précédemment devient pour une traction dans le sens de laminage :

$$r_{0°} = \frac{H}{G}$$ et dans le sens travers : $$r_{90°} = \frac{H}{F}$$.

A partir des mesures expérimentales de $r_{0°}$ et $r_{90°}$ on peut donc déterminer les coefficients F, G et H.

Ainsi si $$s = \frac{r_{0°}}{r_{90°}} = \frac{F}{G}$$

$$F = \frac{s}{1+r} \qquad G = \frac{1}{1+r} \qquad H = \frac{r}{1+r} \qquad \text{avec} \quad r = r_{0°}$$

à condition que la contrainte équivalente soit égale à la contrainte de traction dans un essai uniaxial.

Le coefficient mesuré dans une traction uniaxiale à 45° peut apporter des informations supplémentaires pour la détermination d'autres coefficients. Cependant, lors de cette traction, le repère principal des contraintes, ne correspond plus au repère principal d'anisotropie comme dans les deux cas précédents (fig.I.1) .

En recalculant dans ce système d'axe les contraintes appliquées :

$$\sigma_{xx} = \sigma_{11} \cos^2\psi + \sigma_{22} \sin^2\psi = 0.5\ \sigma_{11}$$
$$\sigma_{yy} = \sigma_{11} \sin^2\psi + \sigma_{22} \cos^2\psi = 0.5\ \sigma_{11}$$
$$\sigma_{xy} = (-\sigma_{11} + \sigma_{22}) \sin\psi \cos\psi = 0.5\ \sigma_{11}$$

on détermine les déformations principales :

$$d\varepsilon_{11} = d\varepsilon_{xx}\cos^2\psi + d\varepsilon_{yy}\sin^2\psi - 2d\varepsilon_{xy}\sin\psi\cos\psi$$
$$d\varepsilon_{22} = d\varepsilon_{xx}\sin^2\psi + d\varepsilon_{yy}\cos^2\psi + 2d\varepsilon_{xy}\sin\psi\cos\psi$$
$$d\varepsilon_{12} = (-d\varepsilon_{xx} + d\varepsilon_{yy})\sin\psi\cos\psi + d\varepsilon_{xy}(\cos^2\psi\ \sin^2\psi$$

ce qui donne pour $\psi = 45°$:

$$d\varepsilon_{11} = \left[\, 0.25G + 0.25F + 0.5P \,\right] \sigma_{11}\ d\lambda$$
$$d\varepsilon_{22} = \left[\, 0.25G + 0.25F - 0.5P \,\right] \sigma_{11}\ d\lambda$$
$$d\varepsilon_{12} = 0$$

et $$r_{45°} = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{33}} = \frac{G+F-2P}{-2(F+G)} = \frac{2P(1+r) - (1+s)}{2(1+s)}$$

où $d\lambda$ est une constante de proportionalité.

La connaissance du coefficient $r_{45°}$ permet donc de déterminer le coefficient principal d'anisotropie en cisaillement P .

Ce qui vient d'être fait pour un angle particulier peut être généralisé à un angle quelconque ψ et il est possible de déterminer un coefficient d'anisotropie pour n'importe quelle direction faisant un angle ψ avec la direction de laminage.

$$r\ (\psi) = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{33}}$$

Les contraintes sont :

$$\sigma_{xx} = \sigma_{11} \cos^2\psi$$
$$\sigma_{yy} = \sigma_{11} \sin^2\psi$$
$$\sigma_{xy} = -\sigma_{11} \sin\psi \cos\psi$$

et les déformations : (dans le repère d'anisotropie)

$$d\varepsilon_{xx} = d\lambda\left[H\ \sigma_{11}\ (\cos^2\psi - \sin^2\psi) + G\ \sigma_{11}\ \cos^2\psi\right]$$
$$d\varepsilon_{yy} = d\lambda\left[F\ \sigma_{11}\ \sin^2\psi + H\ \sigma_{11}\ (\sin^2\psi - \cos^2\psi)\right]$$
$$d\varepsilon_{33} = -\ d\lambda\ \left[G\ \sigma_{11} \cos^2\psi + F\ \sigma_{11}\ \sin^2\psi\right]$$
$$d\varepsilon_{xy} = -\ d\lambda\ P\ \sigma_{11}\ \sin\ \psi\ \cos\ \psi$$

Les déformations principales deviennent :

$$\frac{d\varepsilon_{11}}{d\lambda\ \sigma_{11}} = \left[H(\cos^2\psi - \sin^2\psi) + G\ \cos^2\psi\right]\ \cos^2\psi + \left[F\ \sin^2\psi + H(\sin^2\psi - \cos^2\psi)\right]\ \sin^2\psi + 2P\ \sin^2\psi\ \cos^2\psi$$

$$\frac{d\varepsilon_{22}}{d\lambda\,\sigma_{11}} = \left[H(\cos^2\psi - \sin^2\psi) + G\cos^2\psi\right]\sin^2\psi + \left[F\sin^2\psi + H(\sin^2\psi - \cos^2\psi)\right]\cos^2\psi - 2P\sin^2\psi\cos^2\psi$$

ce qui permet de calculer le coefficient d'anisotropie :

$$r(\psi) = \frac{4r\cos^2 2\psi - [1+s-2P(1+r)]\sin^2 2\psi}{2[1 + \cos^2\psi + s(1 - \cos 2\psi)]}$$

$$r(\psi) = \frac{2\,r_{0°}\,r_{90°}\cos^2 2\psi + r_{45°}\,(r_{0°}+r_{90°})\sin^2 2\psi}{r_{0°}(1 - \cos 2\psi) + r_{90°}\,(1 + \cos 2\psi)}$$

Ainsi, à partir de la connaissance expérimentale des trois valeurs $r_{0°}$, $r_{45°}$ et $r_{90°}$ on peut en déduire la courbe $r(\psi)$ théorique dans le cadre de la théorie de HILL.

Il est important de noter que ces calculs définissent le coefficient d'anisotropie comme étant un rapport d'incréments de déformation et que ces derniers sont déterminés ou mesurés à un taux de déformation donné.

Le coefficient d'anisotropie évolue de façon plus ou moins importante selon les modifications de texture intervenant pendant un essai de déformation.

Cependant, pratiquement dans bien des cas, le calcul des coefficients d'anisotropie montre qu'en traction simple le changement de texture modifie peu les valeurs des coefficients.

I.C. - DÉFORMATION PLASTIQUE.

La déformation plastique est hétérogène, elle crèe ipso facto des singularités élastiques, sources de contraintes internes, qui ne sont autres que des ensembles de dislocations qui interagissent avec la sous-structure de défauts présents dans le cristal. Ces remarques montrent qu'il serait vain de tenter de donner de la déformation plastique, un exposé déductif.

I.C.1. - GLISSEMENT.

A l'échelle microscopique, la déformation plastique est due dans la plupart des cas, au mouvement des dislocations par glissement. La façon dont les dislocations se multiplient et sont freinées ou arrêtées par différents obstacles (autres dislocations, joints de grains, impuretés..), détermine l'aptitude à la déformation plastique du métal et l'importance de l'écrouissage.

Les mécanismes intrinsèques du mouvement des dislocations (interactions avec les obstacles) peuvent être, soit des processus "athermiques" où la scission critique nécessaire δ dépend peu de la vitesse et de la température [4], soit des processus thermiquement activés se traduisant par une scission critique δ qui décroît plus ou moins rapidement quand la température augmente et quand la vitesse de déformation diminue.

Les principaux mécanismes d'ancrage des dislocations (interaction élastique à courte distance, nuage d'impuretés autour de la dislocation..) sont thermoactivés.

L'augmentation de la contrainte $\sigma(\varepsilon)$ au cours de la déformation plastique, indépendamment des effets dûs aux joints, résulte essentiellement de l'augmentation de la densité des dislocations dans le réseau et de l'accroissement de leurs interactions.

Le glissement est caractérisé par un cisaillement du réseau cristallin, selon un plan et une direction donnés, qui provoque la translation des atomes d'une distance équivalente à un nombre entier de distances interatomiques.

TAYLOR, après von MISES [5] considère que pour qu'un métal polycristallin soit capable de subir une déformation générale homogène sans apparition de fissures, au moins cinq systèmes de glissements indépendants sont nécessaires.

Les systèmes activés, lors d'une déformation quelconque, sont ceux qui présentent les valeurs de scissions critiques les plus basses à condition que ces systèmes soient orientés de façon favorable par rapport à la direction de la contrainte exercée.

Si dans le cas de matériaux cubiques à faces centrées, le problème de la détermination des modes de déformation est relativement simple, il n'en est pas de même pour les matériaux à structure hexagonale, pour lesquels les modes déformation sont diversifiés et pour lesquels la multiplicité de symétrie est moins élevée.

I.C.2. - MACLAGE.

Dans le cas de matériaux hexagonaux pour lesquels le nombre de possibilités de glissements est réduit, le maclage est un mode d'adaptation du métal assez fréquent.

Les atomes subissent une translation par cisaillement du réseau parallèlement au plan de macle et selon une direction dite de maclage telle que le réseau maclé soit symétrique du réseau primitif par rapport au plan de macle appelé plan miroir ou plan de composition [6]. Le déplacement subi par chaque atome est ici inférieur à une distance inter-atomique.

Selon la convention de JOHNSEN, les éléments de maclage sont définis par (fig.I.2) :

- plan de macle K_1
- direction de maclage η_1
- le deuxième plan non distordu est K_2 avant déformation et K_2' après.
- la direction de cisaillement par rapport à K_2 est η_2 et elle se transforme en η_2' après maclage.
- le taux de cisaillement $S = 2 \cot g\, 2\phi$ où 2ϕ est l'angle entre les plans K_1 et K_2 .

Lorsqu'un métal subit une déformation plastique, les glissements génèrent une accumulation de dislocations contre un obstacle.

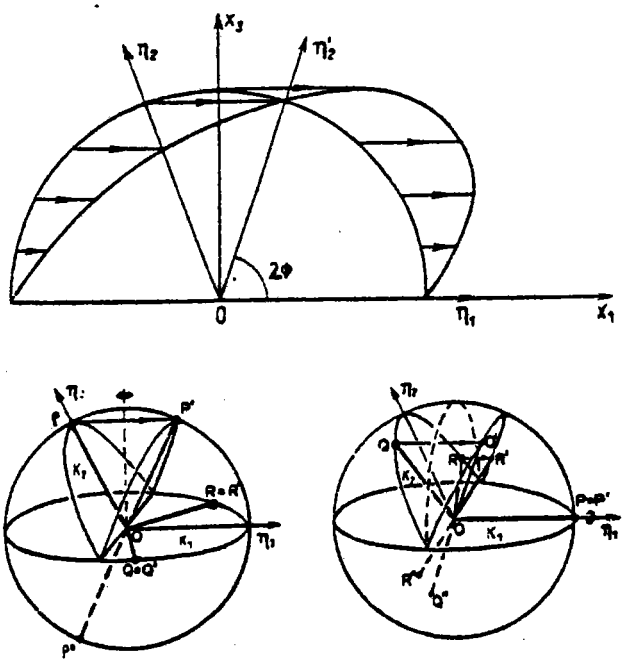


Figure I.2.

Définition des éléments géométriques du maclage

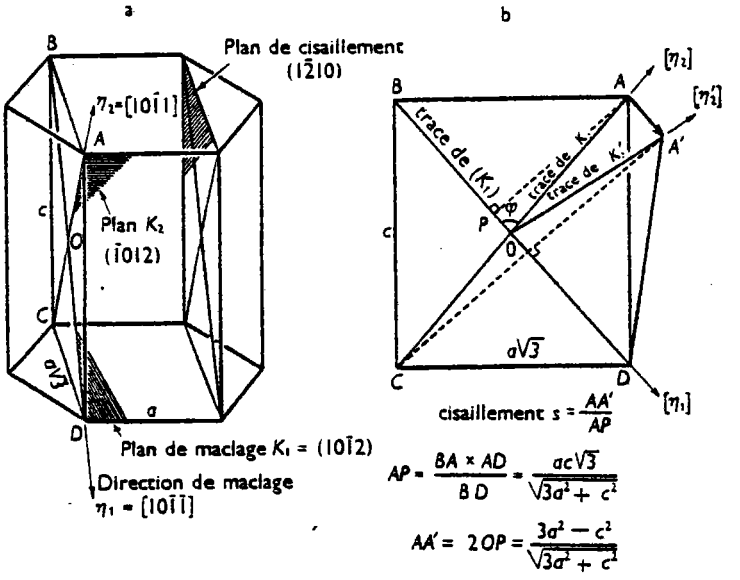


Figure I.3.

a) *Macles et plan de cisaillement dans les métaux hexagonaux*

b) *Calcul du cisaillement de maclage*

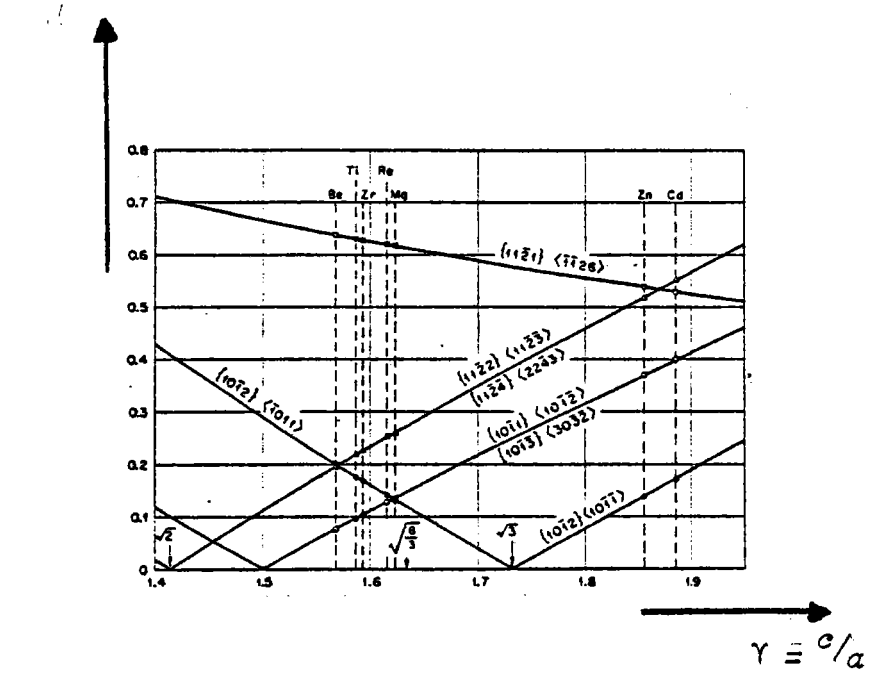


Figure I.4.

Variation du taux de cisaillement en fonction du rapport c/a pour différents modes de maclage des matériaux hexagonaux [41]

La concentration de contraintes ainsi développée peut déclancher le processus de formation de macle ainsi que celui de croissance de macle. Une fois formées, ces macles peuvent agir en tant que barrières effectives contre le glissement des dislocations.

Il existe deux types de macles qui diffèrent par leur mode de formation :

- les macles de croissance qui se forment au cours de la recristallisation du métal,

- les macles de déformation (ou macles mécaniques) pour lesquelles, sous l'effet d'une contrainte, les atomes de la partie maclée se sont déplacés parallèlement à la direction de cisaillement.

Le taux de cisaillement au cours du maclage (pour les hexagonaux) est fonction du rapport c/a ; on calcule facilement (fig.I.3) que dans le cas où le plan de macle est du type $(10\bar{1}2)$, ce taux est égal à :

$$S = \frac{3 - c^2/a^2}{(c/a)\sqrt{3}}$$

Pour $c/a = \sqrt{3}$, le taux de cisaillement est nul, en effet, le plan de maclage fait alors un angle de 45° avec le plan de base et il constitue un plan de symétrie. Selon que les valeurs des rapports c/a sont supérieures ou inférieures à $\sqrt{3}$, les cisaillements sont dans des directions opposées (fig.I.4) mais leurs valeurs restent faibles.

Par analogie avec les mécanismes de glissement, on affecte à chaque système de maclage une valeur de scission critique, l'énergie nécessaire à la formation de macle étant

proportionnelle à G.S, où G désigne le module de scission.

I.C.3. - METAL POLYCRISTALLIN.

En ce qui concerne la déformation du polycristal, il est difficile d'assimiler l'agrégat polycristallin à un monocristal moyen et de transposer directement les propriétés du monocristal à l'échelle du polycristal par un simple calcul de moyenne.

Un grain du polycristal est complètement entouré par ses voisins et les conditions d'accolement entre grains contigus, sont autant de conditions aux limites qui s'exercent sur un tel grain d'une manière entièrement différente de celle que connaît le monocristal isolé, directement sollicité par un essai de déformation qui laisse libre la plus grande partie de sa surface extérieure. Physiquement, cela pose le problème de l'influence des joints de grains sur la propagation des défauts à l'origine de la déformation plastique.

En outre, au cours de l'écoulement plastique, les grains du polycristal sont en interaction mutuelle; cela provient de ce que la déformation plastique de chaque grain est fortement anisotrope, puisque liée à l'arrangement cristallographique des atomes, alors que les grains sont désorientés les uns par rapport aux autres; il en résulte une incompatibilité globale,grain à grain, de la déformation plastique responsable de contraintes internes , se superposant aux contraintes appliquées. Ces contraintes internes, bien que nulles en moyenne, affectent différemment chaque grain

et la plasticité étant une propriété fondamentalement non linéaire, leur effet global sur l'écoulement du polycristal, le distingue parfaitement du monocristal moyen.

Ces deux types d'influences (celle des joints en tant que tels et celle de la désorientation relative des grains), qu'il est souvent difficile de séparer dans l'étude d'un phénomène particulier, se combinent avec les propriétés spécifiques de l'écrouissage intra-cristallin du matériau considéré pour déterminer le comportement plastique particulier de tel ou tel type de polycristal.

I.D. - ECROUISSAGE.

L'écrouissage du matériau se caractérise par le fait que la contrainte d'écoulement augmente continuellement avec la déformation plastique.

Dans le domaine plastique, le coefficient d'écrouissage n est généralement défini comme étant le rapport du module tangent E_t au module sécant E_s de la courbe rationnelle (contrainte-déformation) pour un essai de traction simple. (Fig.I.5.).

on voit que $$E_s = \frac{\sigma_e}{\varepsilon_e} \quad \text{et} \quad E_t = \frac{\partial \sigma_e}{\partial \varepsilon_e}$$

d'où $$n = \frac{\partial \sigma_e}{\sigma_e} \cdot \frac{\varepsilon_e}{\partial \varepsilon_e} = \frac{\partial \log \sigma_e}{\partial \log \varepsilon_e}$$

Le coefficient d'écrouissage peut ainsi être déduit de la courbe rationnelle puisqu'il représente à chaque instant la pente de la courbe ($\log \sigma_e$, $\log \varepsilon_e$) pour une vitesse

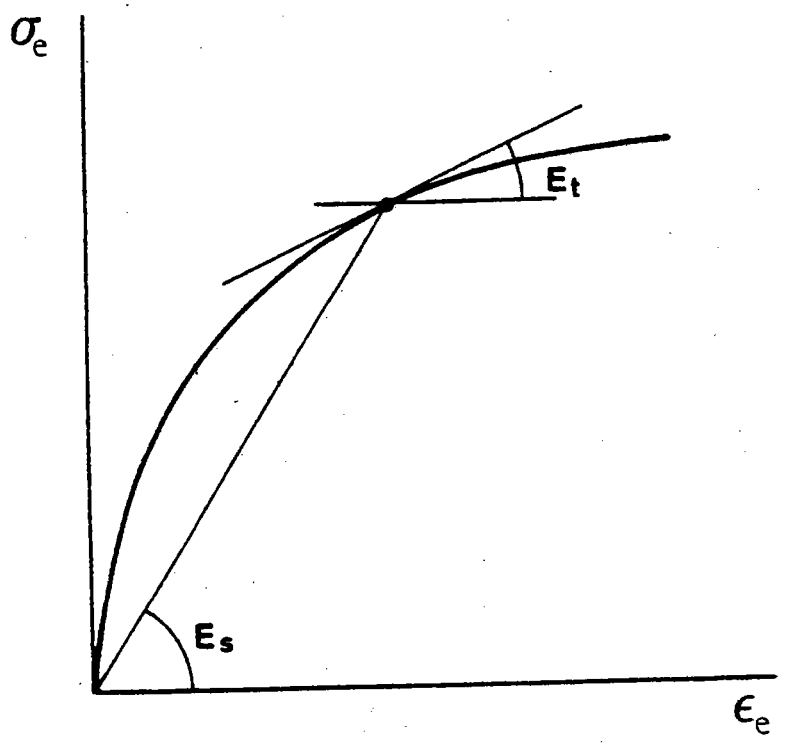


Figure I.5.

Définition des modules [16]

secant E_s et tangent E_t

de déformation donnée.

Il est généralement introduit un coefficient d'écrouissage constant avec la déformation et le chemin de déformation, sa valeur étant déterminée comme la valeur moyenne de l'écrouissage au cours de l'essai de traction simple.

Dans le cas d'un coefficient d'écrouissage constant, ce dernier s'interprète comme étant l'exposant de la loi de comportement parabolique [7,8,9,10] . Différentes équations mathématiques ont été proposées pour exprimer la relation entre σ et ε . Le modèle le plus souvent utilisé est celui de LUDWICK $\sigma = \sigma_o + k\varepsilon^n$ dont une variante a été proposée par HOLLOMON $\sigma = k\varepsilon^n$.

Il est parfois nécessaire d'utiliser plusieurs lois de comportement successives, le coefficient d'écrouissage prenant des valeurs différentes au cours de la traction [4].

Il est souvent observé expérimentalement un comportement différent du matériau suivant le type de sollicitation. Ainsi, en expansion équibiaxée, l'hypothèse d'un coefficient constant avec la déformation n'est pas vérifiée, alors qu'elle l'est en traction uniaxiale (fig.I.6) [11].

L'explication de ce phénomène n'est encore ni très claire ni très précise; les théories de l'écrouissage fondées sur les interactions des dislocations entre elles et avec les inclusions et précipités sont encore peu avancées. Cependant, certains renseignements tirés de l'étude des microstructures formées au cours de la déformation suivant des chemins différents, ont permis à RONDE-OUSTAU [12] d'avancer certaines hypothèses et en particulier, d'affecter

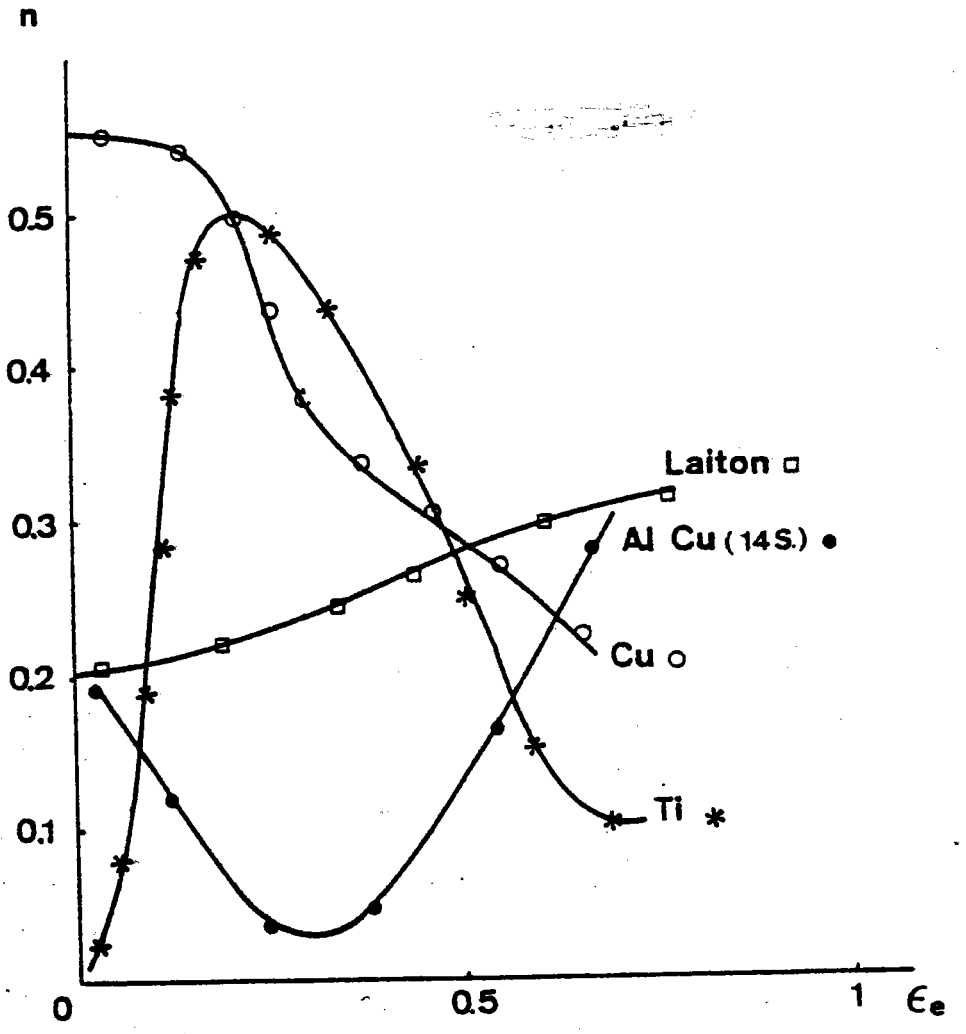


Figure I.6.

Evolution du coefficient d'écrouissage avec la déformation [16] *en expansion*

à la géométrie des cellules de dislocations, la responsabilité des valeurs différentes pour le coefficient d'écrouissage .

I.E. - COURBES LIMITES DE FORMAGE.

I.E.1. - INTRODUCTION.

KEELER [13] a constaté que si on reportait les valeurs des déformations ε_1 à rupture en fonction des valeurs ε_2 (ε_1 et ε_2 déformations principales dans le plan de la tôle), obtenues à partir de différents types d'emboutis, on pouvait mettre en évidence une courbe appelée courbe limite de formage. Cette courbe limite de formage à rupture représente la limite supérieure de formage d'une tôle, mais elle s'avère généralement insuffisante car, avant la rupture, se produit un phénomène d'instabilité plastique donnant lieu à une striction localisée. Cette dernière induisant une sous-épaisseur locale dans le matériau est inadmissible, car elle diminue la résistance mécanique de la pièce. La courbe limite de formage à striction marque la limite supérieure de formage d'une tôle sans qu'il y ait développement d'une instabilité plastique localisée [14] . La détermination expérimentale de ces courbes limites de formage est décrite dans l'appendice III.

I.E.2. - FORME ET POSITION DES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Le niveau des courbes limites de formage (striction et rupture) dépend beaucoup du matériau utilisé. Les différences

les plus marquées ont souvent lieu dans le domaine de l'expansion ($\varepsilon_2>0$), alors que dans le domaine du rétreint, les courbes restent généralement parallèles.

I.E.2.1 - INFLUENCE DE L'EPAISSEUR DU MATERIAU.

Une tôle de forte épaisseur présente, en général, une limite de formage plus élevée que celle d'une tôle de faible épaisseur. Cet a priori est bien connu de l'homme de l'art, puisqu'un remède à la difficulté de former une pièce est, bien souvent, d'augmenter l'épaisseur de la tôle à former.

Une correction permettant de regrouper les courbes limites de formage à striction en courbe unique indépendante de l'épaisseur, a été formulée par certains auteurs [15] . Mais, cette technique sans fondement théorique ne résoud pas le problème posé [16]. J-M.JALINIER [16] montre, qu'au contraire, l'épaisseur a une influence réelle sur la position de la courbe limite de formage à striction et que l'approche théorique de cette courbe par l'endommagement est actuellement l'une des seules permettant d'expliquer l'effet de l'épaisseur sur la courbe limite de formage à striction.

I.E.2.2. - INFLUENCE DE LA TRAJECTOIRE DE DEFORMATION.

Les courbes limites de formage(à striction et à rupture) sont déterminées en chemin de déformation linéaire. Pour connaître l'influence du trajet de déformation, des essais similaires ont été effectués par l'intermédiaire de deux chemins de déformations différents :

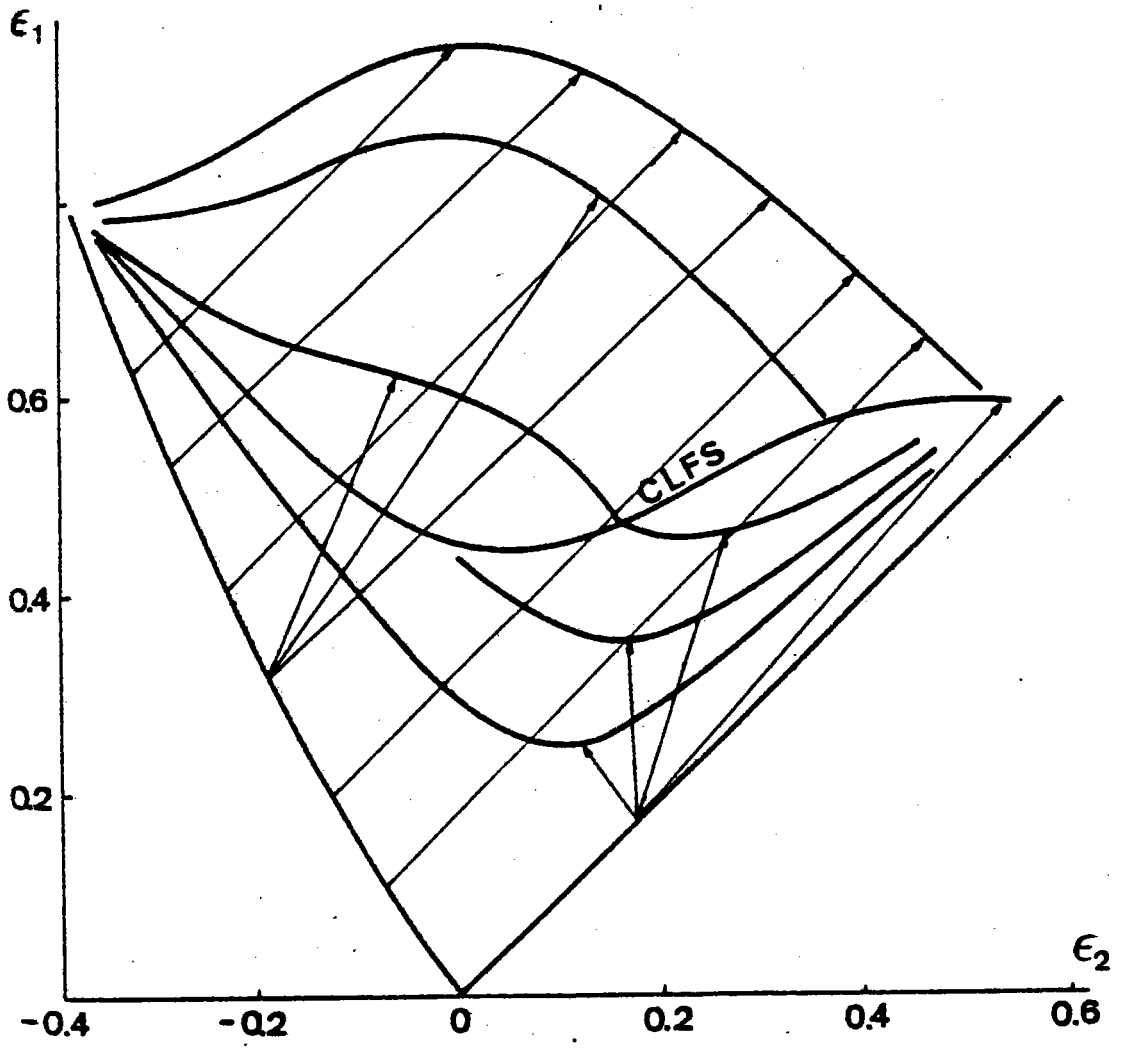


Figure I.7.

Influence de prédéformation sur le niveau de la courbe limite de formage à striction [16]

- pré-déformation (à différents taux) en rétreint, puis déformation en expansion.

- pré-déformation (à différents taux) en expansion, puis déformation finale en rétreint.

Les résultats expérimentaux montrent que la courbe limite de formage en chemin complexe est très différente de celle obtenue en chemin direct (fig.I.7.).

La séquence traction-expansion conduit a un point plus élevé de la courbe limite de formage qu'en chemin direct, alors que la séquence expansion-traction diminue les possibilités de formage du métal. L'étude de la microstructure [12] montre que la configuration des cellules de dislocations est très différente selon le chemin de déformation suivi. La microstructure, après un essai d'expansion, diminue les possibilités de déformations ultérieures alors qu'il n'en est pas de même en traction.

I.E.3. - CALCULS DES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

L'analyse mathématique du processus d'instabilité plastique qui limite la mise en forme, permet de prévoir la forme et la position des courbes limites de formage.

La limite de stabilité se définit différemment selon que le matériau est homogène ou non.

Pour un matériau homogène (subissant une longue phase de déformation quasi uniforme avant l'apparition d'une instabilité localisée), la limite de stabilité est définie comme

étant le moment où une déformation hétérogène peut se développer dans l'éprouvette. Pour un matériau présentant un défaut initial, lequel localise l'écoulement dès le début de la déformation, la limite de formage se concrétise par une vitesse de déformation, de la partie voisine du défaut, inférieure à la vitesse macroscopique de déformation.

L'essentiel de ces calculs fait l'objet de l'appendice II.

L'introduction du paramètre endommagement dans la prévision des courbes limites de formage à striction, permet d'obtenir un bon accord entre la théorie et l'expérience dans la prédiction de la forme et de la position de la courbe limite de formage à striction pour un calcul mené dans le cadre de la théorie de la déformation* [16] .

I.F. - CORRÉLATIONS ENTRE LES CARACTÉRISTIQUES DÉDUITES DE L'ESSAI DE TRACTION ET L'EMBOUTISSAGE.

La détermination des courbes limites de formage (Appendice III) nécessite un équipement assez complexe, et de nombreux essais. Aussi, pour appréhender l'aptitude au formage d'une tôle, a-t-on cherché des critères plus simples, telles, certaines caractéristiques déduites de l'essai de traction.

Ainsi, des critères comme Re, Rm, A% et des mesures de dureté peuvent renseigner sur la qualité des tôles, mais ils ne permettent pas de préjuger, avec assez de précision, de l'aptitude à l'emboutissage des tôles.

* *Les calculs prédictifs font intervenir deux théories :*

- *théorie de la déformation,*
- *théorie de l'écoulement plastique.*

On a donc été conduit à raisonner sur des critères combinés, tels, Re/Rm ; Rm-Re ; Rm-A ; (Rm-Re)A. Ceux-ci peuvent avoir une certaine efficacité lorsqu'ils sont associés entre eux et en particulier dans le cas de leur application aux aciers doux. Malgré tout, ils perdent toute signification lorsqu'ils sont employés pour des métaux dont les lois de comportement sont aussi variées que celles des aciers austénitiques.

Devant l'insuffisance des caractéristiques mécaniques conventionnelles déduites de l'essai de traction, on a cherché à utiliser les caractéristiques dites rationnelles ou vraies obtenues à partir de la courbe rationnelle de traction.

I.F.1. - COEFFICIENT D'ANISOTROPIE.

La zone critique d'une pièce, soumise à un emboutissage profond ou par rétreint, est la zone légèrement amincie située au nez du poinçon. La zone qui transmet au métal retenu par la pression du serre-flan la totalité de l'effort exercé par le poinçon supporte la contrainte la plus élevée. Il est important d'éviter l'accentuation de l'amincissement. Cet objectif est atteint en élevant la résistance du métal à la déformation dans le sens de l'épaisseur. Le problème consiste dans l'emboutissage par rétreint, à favoriser la contraction dans le sens de la largeur par rapport à la contraction dans le sens de l'épaisseur.

Nous avons vu § I.B., que le coefficient d'anisotropie était défini par $r = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_3}$; ce dernier est donc bien adapté au problème posé ci-dessus.

Ainsi, on peut prévoir en première approximation qu'un coefficient r élevé, laisse présager une bonne aptitude à la déformation en rétreint.

I.F.2. - COEFFICIENT D'ECROUISSAGE.

Un emboutissage par expansion ou avec une prépondérance d'expansion, implique un amincissement de la tôle située en dehors de la zone serrée entre le serre-flan et la matrice. Cet amincissement doit s'effectuer de façon aussi uniforme que possible, sous peine de provoquer un amincissement localisé, conduisant rapidement à la rupture. L'uniformité de l'amincissement est favorisée si la déformation par expansion s'accompagne d'une augmentation de la résistance du métal à la déformation. En effet, l'augmentation de la résistance à la déformation d'une zone soumise à un amincissement, tend à déplacer la déformation vers les zones voisines. Celles-ci participent ainsi à l'opération et mettent à contribution le métal retenu par le serre-flan, qui s'écoule en vue de compenser l'amincissement.

Cette augmentation de la résistance du métal à la déformation, correspond à un écrouissage élevé. Et dans de nombreux cas, en particulier pour certains métaux cubiques à faces centrées, à une valeur élevée de n correspond une bonne aptitude au formage en expansion.

I.F.3. - SIGNIFICATION ET LIMITATION DE CES DIFFERENTS CRITERES.

L'expérience et la corrélation avec certains essais de simulation d'emboutissage simples, montrent que les coefficients

$\bar{r}$ et $\bar{n}$ (r moyen et n moyen), donnent des indications générales utiles pour certains types de déformations :

- pour des déformations en expansion biaxiale (poinçon sphérique, matrice liquide, matrice souple) on a intérêt à choisir les nuances ayant un coefficient d'écrouissage élevé.

- pour des déformations élevées en rive, telles que les évasements des trous, il est préférable d'avoir un coefficient d'anisotropie élevé.

Pour les déformations en rétreint, où l'une des directions principales est sollicitée en traction et la direction perpendiculaire en compression, on choisit de préférence une nuance à écrouissabilité moyenne; en effet, les risques de rupture par striction locale sont écartés si l'écrouissabilité est suffisante, mais une écrouissabilité trop élevée entraîne, par ailleurs, une résistance excessive au mouvement du poinçon.

La connaissance des coefficients $\bar{r}$ et $\bar{n}$ permet donc, dans certains cas, de faire une première sélection d'un matériau adapté à une opération d'emboutissage dont on connaît le mode de déformation principal.

La restriction évoquée dans la phrase précédente est due au fait qu'il ne s'agit ici que de comparaisons totalement qualitatives entre un coefficient moyen (ex: $\bar{r} = \frac{r_{0°}+2r_{45°}+r_{90°})}{4}$ et une propriété peu quantifiable de la tôle. Il semble assez clair, par exemple, que dans le cas de tôles très anisotropes, le coefficient $\bar{r}$ n'ait que peu de signification et que les relations suggérées ci-dessus soient sujettes à caution.

La signification du coefficient d'écrouissage est également limitée à des renseignements d'ordre général pour diverses raisons :

- le coefficient d'écrouissage classique (dans la mesure où il est constant pendant la traction) ne rend pas compte de façon claire de ce qui se passe au-delà du domaine des allongements uniformément répartis;

- d'autre part, si dans de nombreux métaux CFC le coefficient d'écrouissage est un paramètre représentatif du durcissement, il n'en est pas de même pour la plupart des métaux CC et HC , Ceci s'explique en terme de différences inhérentes à la nature même de composantes d'écoulement thermoactivées [17] . Dans les métaux CFC , la composante thermiquement activée est faible, ce qui n'est pas le cas dans les CC et HC . Pour ces derniers, la composante thermoactivée augmente rapidement quand la température décroît et la contrainte de traction pendant l'essai est plus grande, ce qui abaisse la pente des courbes $Ln\partial$, $Ln\varepsilon$.

- Enfin, le déclenchement d'un phénomène local d'instabilité dépend de toute altération ponctuelle dans la répartition des déformations. Aussi de nombreux facteurs, comme la grosseur du grain, la rugosité superficielle, la quantité d'inclusions, modifient la ductilité locale du matériau.

Mais les paramètres les plus importants, initiateurs de l'apparition de déformations localisées, sont souvent

des facteurs externes :

- jeu entre poinçon et matrice.
- lubrifiant.
- qualité de surface de la tôle.

I.G. - ÉTAT ACTUEL DES CONNAISSANCES SUR LA DÉFORMATION DES HEXAGONAUX.

I.G.1. - INTRODUCTION.

Les trois métaux du groupe IV A de la classification périodique présentent des structures identiques, hexagonales, avec des rapports c/a très voisins (1.592 pour Zr , 1.587 pour Ti et 1.568 pour Hf) inférieurs à la valeur idéale 1.633.

Contrairement au cas des métaux à symétrie cubique pour lesquels la déformation s'effectue normalement par glissement, les métaux hexagonaux sont sujets au phénomène de maclage, qui intervient d'une manière compétitive avec le glissement cristallographique.

Pour ces matériaux, les contraintes nécessaires à la formation de macles sont relativement faibles.

Les métaux hexagonaux de rapport $c/a > 1.633$ présentent comme mode de glissement principal, le glissement basal (0001) $<11\bar{2}0>$ alors que pour les métaux dont le rapport c/a est inférieur à 1.633, ce sont sur les faces prismatiques qu'a lieu le glissement (exception faite pour le Beryllium).

La définition des propriétés mécaniques du Titane ou du Zirconium non alliés est difficile, car l'affinité de ces deux métaux pour l'oxygène et l'azote notamment, fait que l'on ne peut pas les obtenir au même degré de pureté que les autres métaux.

Par ailleurs, il existe deux méthodes de purification, le procédé KROLL qui est le plus répandu industriellement et le procédé VAN ARKEL plus onéreux, mais qui conduit à un affinage plus poussé. Selon la manière dont le métal a été préparé, ses propriétés varient considérablement.

Enfin, ils présentent tous deux, une variété allotropique, de structure cubique centrée à haute température : au-dessus de 862°C pour le Zirconium et de 882°C pour le Titane.

I.G.2. - TEXTURE.

I.G.2.1. - MATERIAUX HEXAGONAUX.

Parmi la vingtaine d'éléments métalliques présentant à température ambiante une structure hexagonale compacte, six d'entre eux seulement font l'objet d'études approfondies. Comme leur mode de déformation est dépendant de leurs paramètres, ils sont souvent cités par ordre croissant ou décroissant de leur rapport c/a . [fig. I.8]

Les études de textures sur du Zinc et du Magnésium sont relativement moins développées que celles effectuées sur les quatre autres matériaux (Ti, Zr, Hf, Be).

Les textures de laminage de ces derniers présentent de fortes similitudes. Dans tous les cas, la normale au

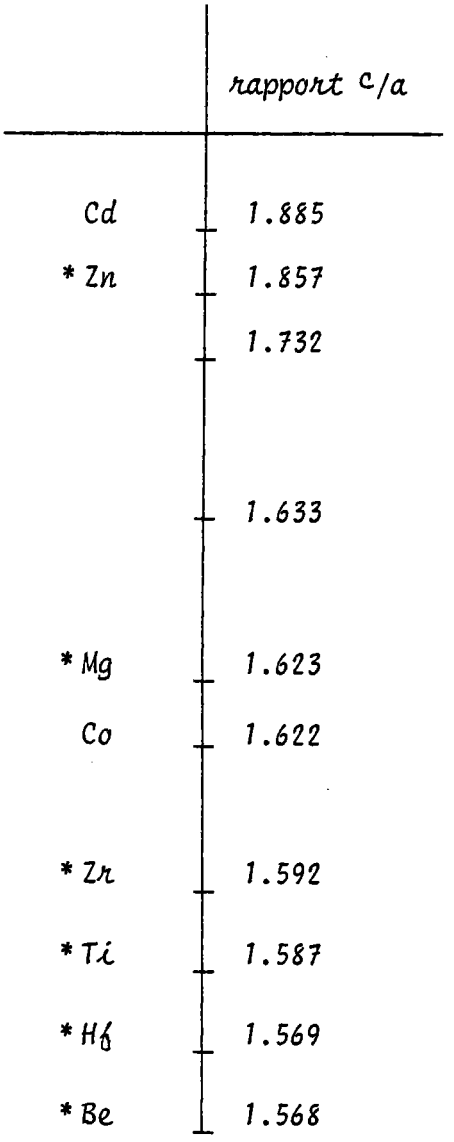


Figure I-8.

Classement de certains matériaux hexogonaux en fonction du rapport c/a

plan de base fait un angle compris entre 15 et 40° avec la normale au plan de laminage et c'est la direction <10$\bar{1}$0> qui est parallèle à la direction de laminage [18].

Il faut remarquer que la caractéristique commune à ces quatre éléments, est la valeur du rapport $^{c}/_{a}$; elle est inférieure à la valeur du rapport de compacité idéale : 1.633 (*Tableau I-1. fig. I-9 réf.* [19-20-21]).

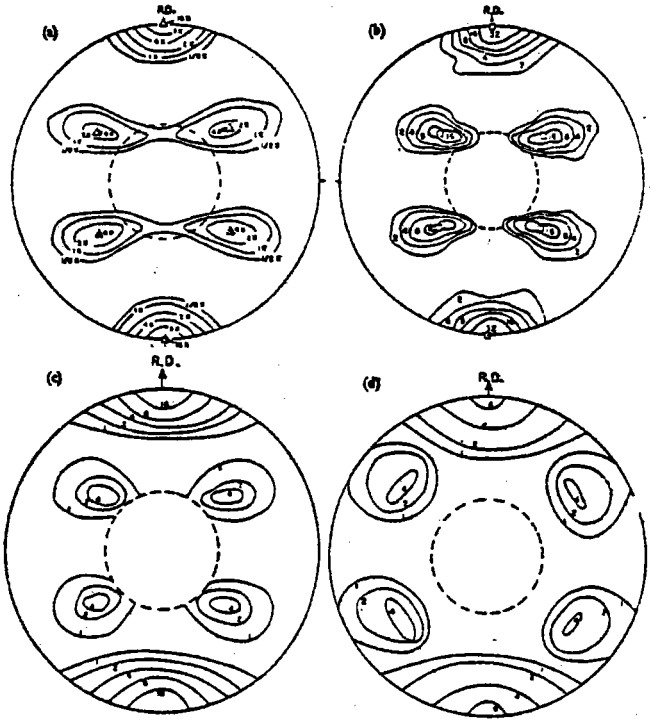
Pour le Magnésium laminé, la normale au plan de laminage se trouve généralement parallèle à la normale au plan de base, mais cette orientation ne se développe qu'en surface. A cœur, la texture du Magnésium est assez proche de celles des matériaux à bas rapport $^{c}/_{a}$ [24 25].

A pureté donnée, l'augmentation du taux de réduction tend à rapprocher la normale du plan de base de la normale au plan de laminage; ceci est vrai pour tous ces matériaux.

Les éléments intersticiels présents dans certains alliages entrainent la naissance de pics secondaires sur la figure de pole {0002} à ± 20° de la normale au plan de laminage et dans la direction de laminage. En revanche, les éléments en substitution n'ont que peu d'effet.

Dans le cas du Zinc, la texture de recristallisation peut être décrite par une direction <0001> inclinée à ± 30° de la normale au plan de laminage dans la direction de laminage, la direction <11$\bar{2}$0> est parallèle à la direction de laminage [18]. Cette texture se déduit de la texture de laminage du Zinc par simple rotation de 30° autour de <0001>.

Pour les autres métaux (Ti, Zr, Hf, Be), la détermination précise de la texture de recristallisation



a) *Zirconium* 99.8%
b) *Titane* 99.7%
c) *Beryllium* 84 %
d) *Hafnium* 70 %

Fig. I.9. - Figures de Poles <10$\bar{1}$0> pour différents métaux hexagonaux laminés [18]

Métal	Taux de réduction à froid (%)	Angle entre la normale au plan de base et la normale au plan de laminage	Direction parallèle à la direction de laminage	Référence
Zirconium haute pureté	97	36	$<10\bar{1}0>$	18
	98,5	32	$<10\bar{1}0>$	18
	96	30	$<10\bar{1}0>$	22
Titane pureté commerciale	91,6	25 - 30	$<10\bar{1}0>$	18
Béryllium	84	35	$<10\bar{1}0>$	20
Hafnium 97 %	70	15	$<10\bar{1}0>$	20

Tableau I.1. - Texture de laminage des matériaux hexagonaux à bas rapport c/a

est plus complexe. Elle nécessite généralement la connaissance de trois angles :

- δ - angle entre la direction de laminage et l'intersection du plan {0001} et du plan de laminage.
- γ - angle entre le plan de base et le plan de la tôle.
- β - angle entre la direction $<10\bar{1}0>$ et la direction de laminage

Le tableau I.2 et la figure I.10 montrent l'effet de la température de recuit sur la texture de recristallisation.

I.G.2.2. - TITANE.

La texture de laminage du Titane T40 a été décrite de façon quantitative par DERVIN et al. [26] .

Les figures de poles {0002} présentent un renforcement dans la direction transverse, le maximum étant à $\pm 35°$ de la direction normale au plan de laminage, mais avec une dispersion importante autour de ce point.

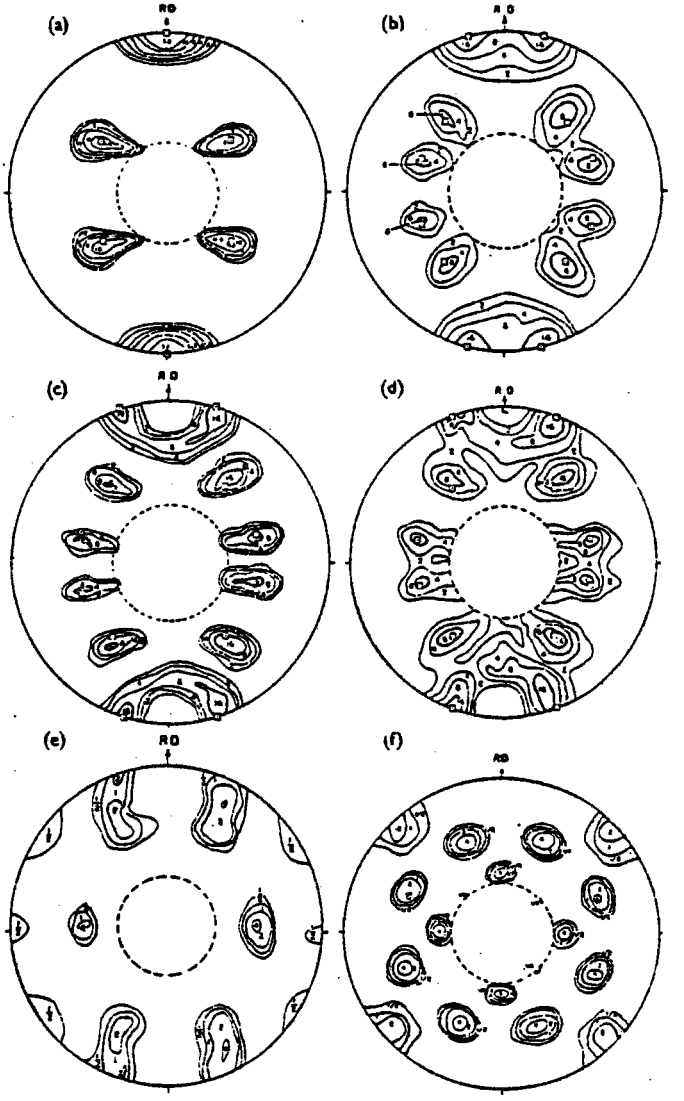
Les figures de poles $\{10\bar{1}0\}$ montrent une forte concentration des directions $<10\bar{1}0>$ dans la direction de laminage avec une dispersion d'environ 20° autour de ce point.

Ces auteurs ont mis en évidence, l'existence d'une composante majeure $\{\bar{2}115\}$ $<0\bar{1}10>$ qui croît avec le taux de laminage.

L'étude des textures de recristallisation à 800°C, selon le taux de réduction initial par laminage, révèle qu'après 30% de déformation la composante $\{\bar{2}115\}$ $<0\bar{1}10>$ reste prédominante. Au-delà de 30% une composante $\{\bar{1}013\}$ $<1\bar{2}10>$ apparaît

Métal	Pureté	Taux réduction %	Texture de laminage γ	Température de recuit 400°C	500°C	600°C	700°C	800°C	Référence
Zirconium	Van Arkel	97	36			γ δ β 35 7 20			18
	0,3 % HF	99,8	40	γ δ β 45 0 0	γ δ β 38 14 14	γ δ β 35 7 20		γ δ β 40 5 22	20
	éponge	96	30				γ δ β 30 0 30		22
Titane	0,01 % Cu	97	27		γ δ β 27 0 0		γ δ β 27 0 0	γ δ β 27 0 0	18
	Van Arkel	99,9	49	γ δ β 42 0 0	γ δ β 35 14 14		γ δ β 35 17 17		20
	Pureté commerciale	91,4	30			γ δ β 30 0 0			18

Tableau I.2. - Description des textures de recuit du Titane et du Zirconium.



a)	400°C	$\gamma = 42°$	$\delta = 0°$	$\beta = 0°$
b)	500°C	$\gamma = 35°$	$\delta = 14°$	$\beta = 14°$
c)	700°C	$\gamma = 35°$	$\delta = 17°$	$\beta = 17°$
d)	950°C	$\gamma = 35°$	$\delta = 20°$	$\beta = 20°$
e)	1050°C			
f)	1125°C			

Fig. I.10 - Figures de Poles <10$\bar{1}$0> du titane laminé à 99 % et recuit une heure à différentes températures [23]

et lorsque le taux de réduction atteint 90% on obtient un développement égal de ces deux composantes.

I.G.2.3. - ZIRCONIUM.

Au fur et à mesure que le taux de réduction augmente, les figures de pôle {0002} présentent sur la direction transverse, un renforcement qui s'intensifie et dont le maximum est à ± 20° de la normale au plan de laminage [27] . Les figures de pôles $\{10\bar{1}0\}$ montrent que la direction $<10\bar{1}0>$ est parallèle à la direction de laminage.

Lors du recuit, l'axe c conserve à peu près son orientation. En revanche, l'axe a d'une partie des grains, tourne. Ainsi, apparaît une composante mineure dont la direction $<11\bar{2}0>$ est parallèle à la direction de laminage.

En ce qui concerne le Zirconium, les études de textures des tubes sont très développées. Par contre, les études des tôles sont succinctes du fait de leurs applications plus limitées.

I.G.2.4. - MODELISATION.

De nombreux auteurs [28 à 33] ont tenté de donner un modèle permettant de prédire les textures de déformation des matériaux cubiques faces centrées. Parmi eux, CALNAN et CLEWS [28] ont étendu leur théorie à l'étude des textures de déformation des matériaux hexagonaux. Dans leur analyse, la déformation se limite au glissement sur le plan de base et au maclage suivant $\{10\bar{1}2\}$. Ces calculs nécessitent la connaissance des contraintes critiques de maclage et le programme n'est utilisable que pour un écoulement axosymétrique. Appliquée au Magnésium et au Zinc, cette méthode donne de bons

WILLIAMS et EPPELSHEIMER [34] ont utilisé la théorie de CALNAN et CLEWS pour la prévision des textures du Titane. En comparant de nombreuses textures calculées aux textures expérimentales correspondantes, ils en déduisent que la déformation s'effectue principalement par glissement basal et maclage sur les plans $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}2\}$, avec pour ces trois modes des scissions critiques égales. En outre, la scission critique de glissement prismatique est supérieure de 2% à celle du plan de base; celle du glissement sur $\{10\bar{1}1\}$ est de 10% supérieure à celle du plan de base.

Plus récemment, après que BUNGE [35] ait généralisé les hypothèses de TAYLOR [36] au problème triaxial, VAN HOUTTE et AERNOUDT [37-38] en ont étendu l'application au cas de déformations quelconques, y compris des rotations. Ces mêmes auteurs ont élaboré un programme (décrit dans l'appendice V) qui, à partir des bases évoquées précedemment et en tenant compte de la symétrie cristalline et des différentes valeurs des SCCR* de glissement et de maclage, permet de prédire les textures de déformation d'un matériau, quel qu'il soit.

D'excellents résultats ont été obtenus dans le cas de matériaux cubiques [39] avec cette méthode d'investigation.

I.G.3. - DEFORMATION PLASTIQUE.

I.G.3.1. - MATERIAUX HEXAGONAUX.

I.G.3.1.1. - Mécanismes

Les métaux hexagonaux pour lesquels le rapport c/a des paramètres cristallins est assez grand, se déforment principalement par glissement sur le plan de base. Cependant, pour

**scissions critiques de cisaillement résolues.*

certains types de sollicitations ou dans certaines conditions de température, d'autres mécanismes peuvent opérer : glissement sur les plans pyramidaux ou maclage.

GROVES et KELLY [40] ont analysé les modes indépendants de systèmes de glissement dans les cristaux hexagonaux compacts et les ont répertoriés (*Tableaux I.3 et I.3a*). Les deux systèmes de glissement les plus communs, glissements basal et prismatique, ne présentent entre eux que quatre modes indépendants avec des vecteurs de Burgers $\vec{a}$ [41].

La compétition entre les modes de glissement des métaux hexagonaux compacts a été analysée géométriquement en comparant les "scissions critiques de cisaillement résolues" par CHIN et MAMMEL [42] .

Sous l'action d'une contrainte appliquée, les systèmes de glissement d'un ou plusieurs modes peuvent être activés en fonction de la valeur de la SCCR et de l'orientation du ou des systèmes de glissement. Ainsi, à SCCR égale, certains systèmes de glissement peuvent être inopérants s'ils sont mal orientés.

Si on désigne par α_1 et α_2 les rapports, de SCCR du glissement prismatique et pyramidal à la scission CCR du plan basal et par θ l'angle entre les normales aux plans (0001) et $(01\bar{1}1)$, on note qu'en général, le glissement basal est inopérant si $\alpha_2 < \sin\theta$; que le glissement prismatique n'intervient pas si $\alpha_2 < \alpha_1 \sin\theta$ et enfin que le glissement pyramidal est inactif si $\alpha_2 < \cos\theta + \alpha_1 \sin\theta$. Puisque la valeur de θ est fonction du rapport c/a , les valeurs limites de α_1 et α_2 dépendent des paramètres cristallins [*Fig. I.11*] .

$$\alpha_1 = \frac{\tau 10\bar{1}0}{\tau 0001} \qquad \alpha_2 = \frac{\tau 10\bar{1}1}{\tau 0001}$$

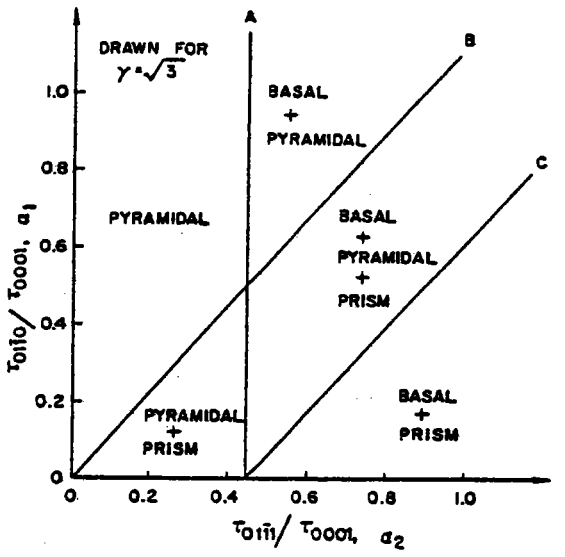
Direction	Plan	Eléments cristallographiques	Nombre de modes indépendants
$\vec{a}$	Plans de bases	$\{0002\}$ $\langle 11\bar{2}0\rangle$	2
	Plans prismatiques	$\{1\bar{1}00\}$ $\langle 11\bar{2}0\rangle$	2
	Plans pyramidaux	$\{1\bar{1}0\ell\}$ $\langle 11\bar{2}0\rangle$	4
$\vec{c} + \vec{a}$	Plans pyramidaux	$\{hki\ell\}$ $\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$	5
Maclage		$\{k\}$ $\langle \bar{\eta}_1 \rangle$*	0.5

* voir le détail des éléments tableau I.3a.

Tableau I.3. - Modes de déformation indépendants dans les métaux hexagonaux.

K_1	K_2	η_1	η_2	S
$\{10\bar{1}2\}$	$\{10\bar{1}\bar{2}\}$	$\pm\ <10\bar{1}\bar{1}>$	$\pm\ <10\bar{1}1>$	$\pm\ \frac{1}{3}\ <1\bar{2}10>$
$\{10\bar{1}1\}$	$\{10\bar{1}\bar{3}\}$	$<10\bar{1}\bar{2}>$	$<30\bar{3}2>$	$\frac{1}{3}\ <1\bar{2}10>$
$\{11\bar{2}2\}$	$\{11\bar{2}\bar{4}\}$	$\frac{1}{3}\ <11\bar{2}\bar{3}>$	$\frac{1}{3}\ <22\bar{4}3>$	$<1\bar{1}00>$
$\{11\bar{2}1\}$	$\{0002\}$	$\frac{1}{3}\ <\bar{1}\bar{1}26>$	$\frac{1}{3}\ <11\bar{2}0>$	$<\bar{1}100>$

Tableau I.3a. - Eléments cristallographiques du maclage dans les métaux HCP.



équations : (A) $\alpha_2 = \left(\frac{3}{4\gamma^2+3}\right)^{1/2}$

(B) $\alpha_2 = \frac{2\gamma\alpha_1}{(4\gamma^2+3)^{1/2}}$

(C) $\alpha_2 = \left(\frac{3}{4\gamma^2+3}\right)^{1/2} + \frac{2\gamma\alpha_1}{(4\gamma^2+3)^{1/2}}$

Figure I.11.

Diagramme des modes de déformation tracé pour $\gamma = \sqrt{3}$

En résumé, les scissions critiques des différents modes de glissement des métaux hexagonaux sont très variables selon la valeur du rapport $^{c}/_{a}$. Si celui-ci est grand, c'est généralement le glissement basal (plan dense) qui intervient ; ce dernier se produit à contrainte relativement basse. A l'inverse, si le rapport $^{c}/_{a}$ est faible, le glissement prismatique (plan pseudo-dense) est prédominant, lequel possède une scission critique généralement élevée.

Pour tous les métaux hexagonaux, l'une des conclusions les plus importantes est que le nombre de systèmes de glissement intervenant est limité, et, dans bien des cas, le maclage prend une place importante.

Sous des états de contraintes appropriés, tous les métaux hexagonaux possèdent le mode de maclage : $(10\bar{1}2)<10\bar{1}1>$. Ce système est unique dans le Zinc et le Cadmium, de même que dans le Beryllium. Dans les autres métaux, différents types de macles sont observés (*Tableau I.4*). [43]

Du point de vue micrographique, il est assez facile de reconnaître les macles de type $(10\bar{1}2)$; elles se présentent sous forme lenticulaire d'épaisseur variable. Les autres macles ont un aspect plus classique de plaquettes de faibles épaisseurs.

Les déformations par maclage sont toujours très limitées; les plus grandes correspondent aux matériaux possédant les valeurs extrêmes du rapport $^{c}/_{a}$: Beryllium et Cadmium. Dans ces deux cas les allongements équivalents maximum sont de l'ordre de 7%.

METAL	c/a	Ta/Tf *	Tt/Tf *	Plan de glissement primaire	Plan de glissement secondaire	Plan de maclage
Co	1.6235	0.17	0.39	0001	$\{11\bar{2}2\}$ $\{10\bar{1}1\}$	$\{10\bar{1}2\}$ $\{11\bar{2}1\}$
Cd	1.8856	0.5		0001	$\{11\bar{2}2\}\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}0\}$	$\{10\bar{1}2\}$
Zn	1.856	0.43		0001	$\{11\bar{2}\bar{2}\}\{10\bar{1}0\}\{10\bar{1}1\}$	$\{10\bar{1}2\}$
Be	1.568	0.19	0.98	0001	$\{10\bar{1}0\}$ $\{11\bar{2}2\}$	$\{10\bar{1}2\}$ $\{11\bar{2}4\}$
Mg	1.623	0.32		0001	$\{11\bar{2}2\}\{10\bar{1}0\}\{10\bar{1}1\}$	$\{10\bar{1}\eta\}$
Hf	1.5811	0.12	0.88	$\{10\bar{1}0\}$	$\{0001\}\{10\bar{1}1\}\{11\bar{2}2\}$	$\{10\bar{1}2\}$ $\{11\bar{2}\eta\}$
Ti	1.5873	0.15	0.60	$\{10\bar{1}0\}$	$\{10\bar{1}1\}$ $\{0001\}$	$\{10\bar{1}2\}$ $\{11\bar{2}\eta\}$
Zr	1.5931	0.14	0.53	$\{10\bar{1}0\}$	$\{10\bar{1}1\}\{0001\}\{11\bar{2}2\}$	$\{10\bar{1}2\}$ $\{112\eta\}$

* Ta = Température ambiante, Tf = Température de fusion, Tt = température de transformation.

Tableau I.4. - Eléments cristallographiques de glissement et maclage observés dans différents matériaux hexagonaux

I.G.3.1.2. - Consolidation en traction plane.

Les métaux hexagonaux présentent généralement peu de modes de glissements activables et la compatibilité de déformation de grains voisins est difficile à réaliser. Certains mécanismes secondaires, comme le maclage, devront intervenir. Mais, le plus souvent, des déformations aux joints sont nécessaires ; les propriétés de ces métaux dépendent alors fortement de la température. D'autre part, une conséquence importante de la faible symétrie est la création, par suite de l'anisotropie de dilatation, de contraintes internes au cours d'une variation de température.

Dans le domaine plastique, on observe avec le Cadmium et le Zinc, des courbes de traction qui peuvent être décomposées en trois parties plus ou moins développées, suivant la pureté de l'échantillon et des conditions expérimentales. La figure I.12 représente cette décomposition sur les courbes $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = f(\varepsilon)$ dans le cas de polycristaux de Cadmium étirés à grande vitesse. Mais dans le cas du Zinc, la forme de la courbe est parfois plus difficile à définir par suite de la présence de grands décrochements dûs à la formation de macles se propageant à travers le grain. (éprouvettes à gros grains).

Pour ces matériaux, au fur et à mesure que la tension augmente, les dislocations sur le plan de base viennent s'empiler sur les joints et la vraie déformation plastique ne peut apparaître que si des glissements d'accomodation se développent sur les plans secondaires, ce qui nécessite une tension locale suffisamment élevée.

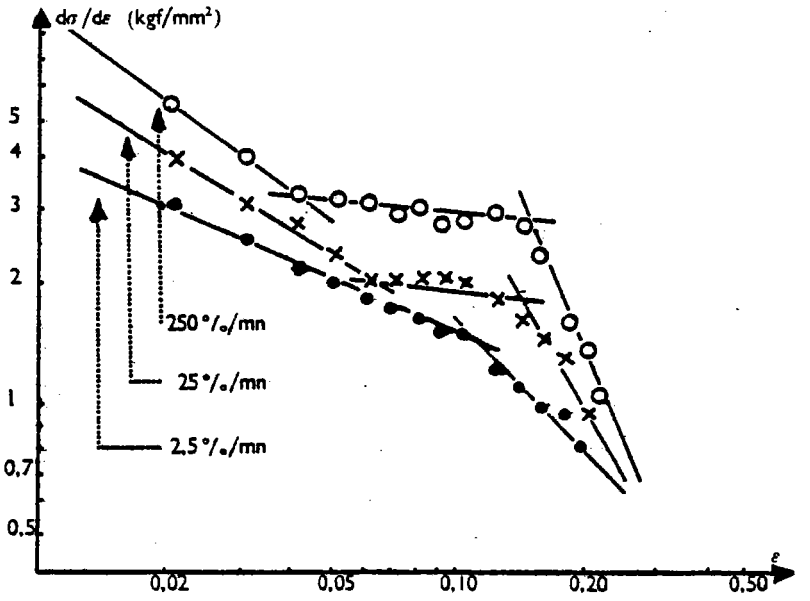


Figure I.12.

Variation de la consolidation en fonction de l'allongement d'éprouvettes de Cadmium [4]

Si on admet que les conditions de déformation sont fixées par le développement du glissement secondaire, le maclage n'étant qu'un mécanisme accessoire, on conçoit qu'il puisse exister une consolidation rapide, laquelle ne se conserve pas du fait de la basse température de fusion de ces métaux.

Le Magnésium, lui aussi, se déforme principalement par glissement sur le plan de base. En revanche, l'analyse des formes des courbes de traction du Magnésium ne révèle pas de discontinuité du second ordre, comme précédemment.

I.G.3.2. - TITANE.

I.G.3.2.1. - Mécanismes.

Selon la température et l'orientation de la contrainte, des glissements sur trois familles de plans ont été constatés :

$(10\bar{1}0)\ \langle 11\bar{2}0\rangle$; $(10\bar{1}1)\ \langle 11\bar{2}0\rangle$; $(0001)\ \langle 11\bar{2}0\rangle$
prismatique *pyramidal* *basal*

La plus grande partie de la déformation cependant a lieu par glissement sur les plans prismatiques $(10\bar{1}0)$ à température ambiante. CHARRIER [44] a mis en évidence une possibilité de glissement double sur les plans pyramidaux de première espèce $(10\bar{1}1)$ dès un écrouissage de 2%, alors que de 4 à 8% d'écrouissage, seul, le glissement prismatique $(01\bar{1}0)\ \langle 11\bar{2}0\rangle$ est possible ; ceci pour une déformation à la température ambiante et lorsque l'orientation de l'axe de la traction est éloignée de la direction $\langle 0001\rangle$ du cristal.

BREHM [45] n'a jamais observé le glissement basal, même dans le cas où l'orientation initiale des cristaux était favorable à la mise en jeu de ce mode de déformation ; il en conclut que la scission critique pour ce type de glissement est au moins 1,6 fois supérieure à celle nécessaire au glissement prismatique. A la température de l'azote liquide, seule la famille de glissement prismatique intervient, mais la proportion des glissements pyramidaux augmente avec la température pour devenir très importante à 800°C. WILLIAMS ; EPPELSHEIMER et CHURCHMAN cités par YOO [41] ont montré que dans le Titane, la scission critique est plus faible pour le plan prismatique que pour le plan pyramidal et que la plus forte valeur est affectée au plan de base. CHURCHMAN note les valeurs suivantes :

Ti (100 ppm d'intersticiels) $(10\bar{1}0)$: 1,4 daN/mm²
(0001) : 6,3 daN/mm²

Les valeurs des scissions critiques varient avec le taux d'impuretés intersticielles; selon le plan concerné, elles augmentent plus ou moins rapidement quand la proportion globale en éléments intersticiels augmente [46] .

Bien que la déformation se fasse pour une très large part, par glissement prismatique, le maclage $(10\bar{1}2)$, intervient même dans le cas d'éprouvettes prélevées selon la direction de laminage. La formation de macle relâche les contraintes dans la mesure où elle entraîne un allongement du cristal dans la direction de traction mais, en outre, elle a pour conséquence de modifier l'orientation initiale du cristal et de l'orienter de manière très favorable au

K_1	K_2	η_1	η_2	Amplitude du cisaillement S
$\{ 10\bar{1}1 \}$	$\{ 10\bar{1}\bar{3} \}$	$\langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$	$\langle 30\bar{3}2 \rangle$	0.105
$\{ 10\bar{1}2 \}$	$\{ 10\bar{1}\bar{2} \}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.167
$\{ 11\bar{2}2 \}$	$\{ 11\bar{2}\bar{4} \}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 22\bar{4}3 \rangle$	0.225
$\{ 11\bar{2}4 \}$	$\{ 11\bar{2}\bar{2} \}$	$\langle 11\bar{2}\bar{1} \rangle$	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$	0.254
$\{ 11\bar{2}3 \}$	$\{ 11\bar{2}\bar{5} \}$	$\langle 33\bar{6}\bar{2} \rangle$	$\langle 55\bar{1}02 \rangle$	0.523
$\{ 11\bar{2}1 \}$	$\{ 0002 \}$	$\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	0.638

Tableau I.5. - Modes de maclage du Titane.

glissement prismatique [45]. La déformation par macle $(10\bar{1}2)$ intervient surtout lorsque l'orientation de la direction de traction est relativement proche de la direction (0001), c'est-à-dire dans le cas où le glissement $(10\bar{1}0)$ est difficile.

Le maclage $(11\bar{2}1)$ $<11\bar{2}6>$ se produit lors d'une traction le long de l'axe c ; alors que celui $(10\bar{1}1)$ $<10\bar{1}2>$ intervient pendant une compression le long de l'axe c [47].

Des études faites par OBINOKOVA [48] ont montré qu'une augmentation de la vitesse de déformation et un abaissement de la température augmentent la déformation réalisable ensuite à l'ambiante, par relaxation des contraintes, aux interfaces de macle par maclage secondaire.

Une traction uniaxiale en sens long sur du Titane commercial fait apparaître des macles de type $(11\bar{2}2)$, alors qu'en sens travers, les macles $(10\bar{1}2)$ prédominent [49].

Selon ROSI, DUBE, ALEXANDER, CHURCHMAN, PATON et BACKHOFEN, le Titane présente six systèmes de maclage différents, que l'on trouve répertoriés par ordre de scission critique croissante dans le tableau I.6.

I.G.3.2.2. - Consolidation en Traction Plane.

L'allure des courbes de traction du Titane est hyperbolique dans le domaine plastique; ces courbes comportent, en outre, généralement, un décrochement à la limite d'élasticité et un palier.

Comme dans le cas du Cadmium et du Zinc, le domaine plastique peut être décomposé en plusieurs parties.

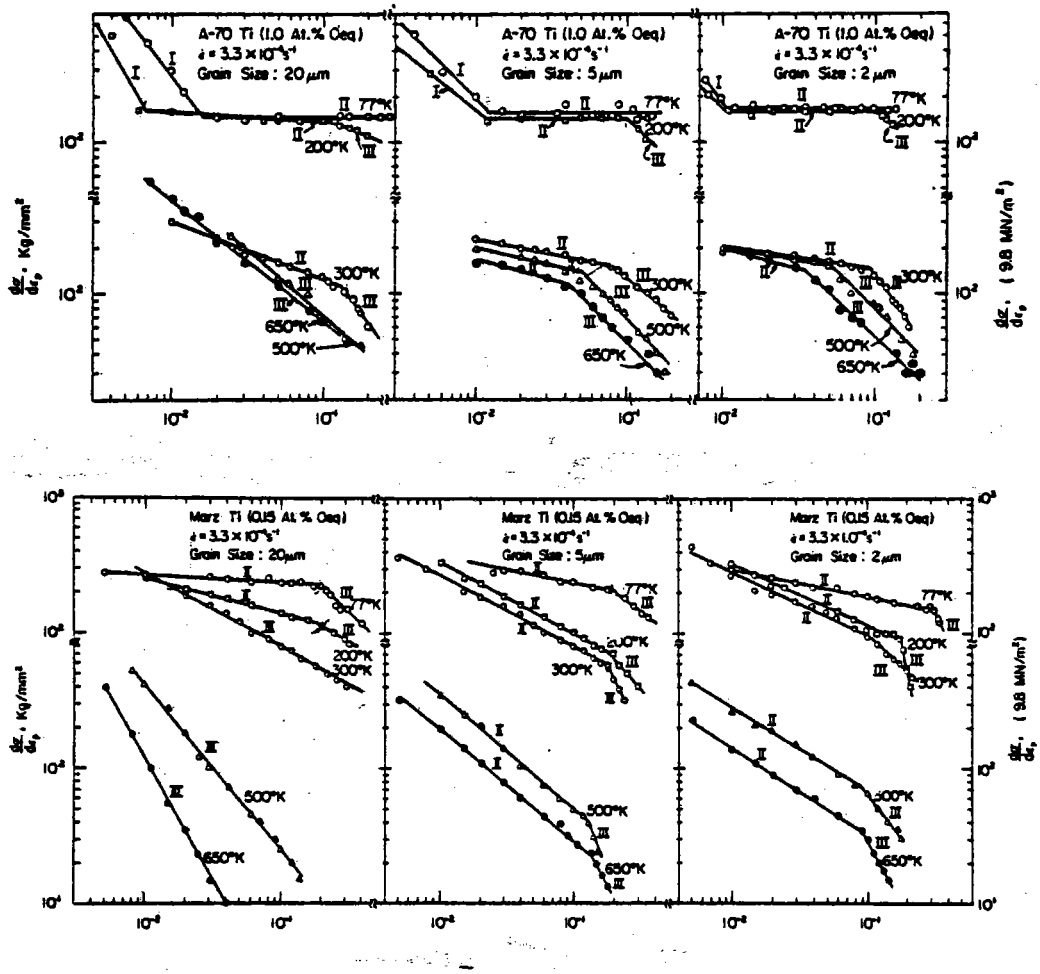


Figure I.13.

Log $(d\sigma/d\varepsilon)$ en fonction de Log ε
pour différentes nuances de titane [46]

La représentation des courbes $d\sigma/d\varepsilon = f(\varepsilon)$ [*fig.I.13*] montre que ces domaines sont plus ou moins importants, selon la température et la teneur en intersticiel . Chaque domaine est caractérisé par une valeur précise du coefficient d'écrouissage [46,50,51] .

Si tous les auteurs qui ont noté ce phénomène sont d'accord sur son existence, les explications qu'ils en fournissent ne sont pas toujours convergentes.

CONRAD [46] a étudié la conformation des cellules de dislocations et tente d'expliquer ainsi cette évolution. REED HILL [51] accorde au maclage un rôle prépondérant. D'après cet auteur, en effet, le maclage serait responsable des transitions observées.

En fait, le rôle du maclage, objet du litige qui oppose ces auteurs [52,53] n'est pas clairement défini. Il faut considérer que chaque auteur travaille sur des nuances différentes et , connaissant le rôle que jouent les éléments intersticiels, ce fait peut expliquer la divergence des points de vue.

L'oxygène, l'azote et le carbone, en positions interstitielles dans le réseau, dilatent inégalement les axes, tendant à rapprocher le rapport c/a de la valeur idéale 1.633. Entraînant ainsi une distorsion du réseau, ils crèent un durcissement important [54,55] . Enfin, ces éléments en insertion sont responsables de phénomènes de vieillissement [56,57] .

I.G.3.3. - ZIRCONIUM.

I.G.3.3.1. - Mécanismes.

Dans le Zirconium, le glissement s'effectue en premier lieu, sur les trois systèmes de glissement prismatique $(10\bar{1}0)$ $<11\bar{2}0>$.

A une température de déformation de 530°C, les échantillons prélevés dans le sens travers présentent une structure en bande. Ces bandes tendent à se former préférentiellement dans les grains qui ne sont pas bien orientés pour le glissement prismatique. Ce résultat indique que le glissement basal apparaît probablement aux températures élevées dans les grains orientés de manière moins favorable au glissement prismatique.

Cependant, pour les échantillons prélevés dans le sens long, où la majorité des grains possèdent des plans de base parallèles à l'axe de la contrainte, le glissement prismatique est probablement encore le mécanisme de déformation prédominant aux températures élevées. Des traces de glissement le long des plans $(10\bar{1}1)$ et $(11\bar{2}2)$ ont été notées dans des polycristaux de Zirconium à gros grains déformés en torsion à - 196°C.

Le mode principal de maclage pour le Zirconium, est $(11\bar{2}1)$ quelle que soit la température, le système $(10\bar{1}2)$ n'intervenant que rarement. La scission critique de maclage suivant $(11\bar{2}1)$ étant croissante avec la température, ce dernier type de macle intervient plus rarement à température élevée [58] . A 25°C pour des échantillons transverses, le maclage se produit presque exclusivement sur $(10\bar{1}2)$, comportement différent de celui observé à -196°C où le maclage $(11\bar{2}1)$ prédomine [59] . Les modes importants de maclage du

K_1	K_2	η_1	η_2	Amplitude du cisaillement S
$\{ 10\bar{1}2 \}$	$\{ 10\bar{1}\bar{2} \}$	$< 10\bar{1}\bar{1} >$	$< 10\bar{1}1 >$	0.167
$\{ 11\bar{2}1 \}$	$\{ 0002 \}$	$< 11\bar{2}\bar{6} >$	$< 11\bar{2}0 >$	0.63
$\{ 11\bar{2}2 \}$	$\{ 11\bar{2}\bar{4} \}$	$< 11\bar{2}\bar{3} >$	$< 22\bar{4}3 >$	0.225

Tableau I.6. - Modes de maclage du Zirconium.

Zirconium sont répertoriés dans le tableau I.6. La fraction volumique maclée dans une éprouvette sens travers est généralement supérieure à celle obtenue dans une éprouvette sens long.

Une traction normale au plan de base favorise le maclage sur $(11\bar{2}1)$ et $(10\bar{1}2)$ alors qu'une compression favorise le maclage sur $(11\bar{2}2)$ [60] . En revanche, une traction parallèle au plan de base génère un maclage sur $(11\bar{2}2)$.

REED HILL et DAHLBERG [61] ont observé qu'avec une prédéformation de 1% à -196°C, génératrice de nombreuses macles fines $(11\bar{2}1)$, l'allongement consécutif à la température ambiante était augmenté de 50% par rapport à celui obtenu sans prédéformation.

A basse température (-196°C) la fraction volumique maclée dans le Zirconium devient importante. A cette température cependant, dans les échantillons de Zirconium possédant une texture telle que les plans de base des grains sont parallèles à l'axe de la traction, la déformation s'effectue en premier lieu, par glissement prismatique [60] . A -196°C, le Zirconium tend à se macler, dès le domaine des allongement répartis, sur les plans $(11\bar{2}2)$ et le maclage prend une part importante de la déformation totale. Tous ces auteurs s'accordent à dire que, généralement (dans les mêmes conditions et pour des matériaux comparables), le Zirconium se macle moins que le Titane.

I.G.3.2.2. - Consolidation en traction plane.

La forme des courbes de traction du Zirconium est similaire à celle du Titane.

Le Zirconium devrait, par suite de son anisotropie de dilatation et de sa température de recristallisation

relativement élevée (500°C), présenter des contraintes internes dues au refroidissement. En pratique, on observe sur la courbe de traction, une limite d'élasticité définie après une portion de courbe rectiligne. Ainsi, les tensions internes développées au cours du refroidissement, ne font donc pas disparaitre la limite d'élasticité.

Les courbes de traction du Zirconium dans le domaine plastique, peuvent être décomposées, comme dans le cas du Titane, en plusieurs parties [62] .

L'effet des impuretés intersticielles est similaire à leur effet dans le cas du Titane.

I.G.4. - EMBOUTISSAGE.

Peu de matériaux hexagonaux ont fait l'objet d'études détaillées dans ce domaine. Aussi ce paragraphe se réduira-t-il aux données (rares et dispersées) concernant le Titane et le Zirconium. Il n'existe à notre connaissance que quatre courbes limites de formage du Titane publiées à ce jour; celles-ci ont été réalisées sur des tôles de Titane non allié de nuances T40 et T50 [63-65] .

BOURGEOIS [64] note que l'indice ERICHSEN est plus faible pour le Titane et ses alliages quand le mode de déformation est purement biaxial, à l'inverse de l'acier inoxydable Z 3CNT 18. L'auteur explique cette remarque par le fait que le coefficient d'anisotropie de l'acier inoxydable est faible (≃ 1) et le coefficient d'écrouissage est élevé (≃ 0,33) , alors qu'inversement, le coefficient d'anisotropie du Titane est élevé (≃ 2,3) et le coefficient

d'écrouissage, faible ($\simeq 0,11$).

En expansion biaxiale, le Titane offre des possibilités assez limitées à cause d'un coefficient d'écrouissage modeste ($n < 0,15$) alors que vis-à-vis du rétreint il est favorisé par un coefficient d'anisotropie moyen $\bar{r}$ très élevé. Ainsi, l'emboutissage profond (type "Godet") est facile mais avec une tendance assez marquée à la formation de cornes d'emboutissage en raison d'une anisotropie plane élevée.

Pour le Zirconium, les déformations par emboutissage entraînent des difficultés du fait de son écrouissage rapide et de sa capacité de déformation assez limitée à la température ambiante.

A notre connaissance, aucune courbe limite de formage n'a été publiée à ce jour.

Les données industrielles obtenues par la Société CEZUS font apparaitre que l'allongement réparti est de façon générale, faible et le coefficient d'écrouissage modeste ($\simeq 0,088$).

Une étude faite par la Société CEZUS [66] qui visait de réaliser par emboutissage des plaques en Zirconium pour échangeurs de chaleur, montre les difficultés liées à l'emboutissage de ce matériau.

Le Tableau I.7. donne quelques valeurs obtenues avec des éprouvettes de Zirconium Qualité Nucléaire.

Tous les essais de mise en forme de plaques d'échangeurs avec des tôles recuites à 500, 650 et 700°C ont été négatifs. Ce rapport suggère qu'une amélioration pourrait être obtenue

		Allongements répartis %	Allongement total %	Indice Erichsen I_E	Dureté HVS
3 h 500°C	SL	13,6	30,8	16	144
	ST	5,7	24,6		
3 h 550°C	SL	15,1	36,9		
	ST	7	32	15,3	139
3 h 650°C	SL	17,2	33,5		
	ST	8,9	30,8	13	143
Ecroui à 40 %				5,3	195

Tableau I.7. - Données relatives au Zirconium Qualité Nucléaire.

à partir :

- d'un état métallurgique différent,
- d'un métal comportant moins d'oxygène (afin de voir l'influence de cette impureté sur l'emboutissage),
- d'une mise en œuvre d'autres modes de lubrification,
- d'une mise en forme à température moyenne (300°C)

2ÈME PARTIE

ETUDE GENERALE

II.A. - MÉTHODES EXPÉRIMENTALES UTILISÉES.

II.A.1. - MICROGRAPHIE

Les examens micrographiques (micrographie optique) ont été effectués à l'aide d'un microscope photonique type REICHERT Me F2 sur des échantillons préparés comme suit :

Zirconium

Après enrobage et polissage mécanique automatique sur papiers 320, 600, 1200, suivi d'un polissage au diamant sur feutres 6µ, 3µ, 1µ, on effectue un polissage électrolytique au tampon à l'aide d'un ensemble ELLOPOL , sous une tension à vide de 40V et avec un électrolyte dont la composition en volume est la suivante :

- acide perchlorique 15%
- ether monobutylique 85%

Titane

Après enrobage et polissage mécanique automatique sur papier 320, 600 et 1200 sous fort arrosage, le polissage électrolytique s'effectue à l'aide d'un ensemble LECTROPOL constitué d'un bloc de commande (réglage de l'intensité et du temps de polissage avec pompe et bac à électrolyte.

L'électrolyte utilisé est l'électrolyte A3 distribué par VERTEC , sous une tension de 20V correspondant à une densité de courant de $1A/cm^2$ et pendant 25 secondes.

Il est également possible de procéder avec le même appareil à une attaque électrolytique en mode externe, sous une tension de 10V avec une densité de courant de $1A/cm^2$ pendant 3 secondes. L'électrolyte utilisé dans ce cas, a la composition suivante :

- anhydride chromique 1 g
- eau permutée 100 ml

Cette attaque produit un film anodique violet très caractéristique.

L'avantage de cette dernière technique est qu'elle permet l'observation de la structure en lumière polarisée. L'attaque produit un film mince correspondant à une oxydation ménagée en épitaxie mettant en évidence les orientations relatives des grains et faisant cependant apparaître les macles.

Les micrographies par transmission ont été réalisée sur un appareil de type JEOL 200 kV et les fractographies sur un MEB de type CAMECA.

II.A.2. - DETERMINATION DES COEFFICIENTS DE LANKFORD ET D'ECROUISSAGE.

II.A.2.1. - COEFFICIENT DE LANKFORD.

La mesure du coefficient d'anisotropie s'effectue généralement, en admettant l'invariance du volume de l'éprouvette, à partir des déformations rationnelles, en largeur et en longueur [67] .

Ceci nécessite habituellement l'utilisation de deux extensomètres, ou de jauges de contraintes, ou encore d'arrêter l'essai de traction afin de mesurer au palmer la largeur de l'éprouvette à certains taux de déformation. Or, aucune de ces méthodes ne pouvait convenir à notre problème, en raison des petites dimensions de certaines de nos éprouvettes et des problèmes de relaxation entrainant des discontinuités au niveau des courbes de traction.

Nous avons mis au point une méthode de mesure pour surmonter ces difficultés. Un réseau très fin de 5 droites orthogonales à l'axe de l'éprouvette plane, est déposé par procédé photographique. Il permet la mesure de la longueur avant et après traction entre 5 et 12% d'allongement. Les variations d'épaisseur et de largeur ont été simultanément déterminées au niveau de ces droites [68] .

Toutes ces mesures ont été faites sur une machine à pointer avec une précision globale de $\pm$ 2,5 µm .

Le traitement mathématique habituel des données reposant sur le principe de la conservation de volume ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$)

met en évidence une croissance parfois importante, au cours de la traction du coefficient de Lankford, calculé à partir des mesures de largeur et de longueur.

Ce résultat semble provenir en particulier d'une hétérogénéïté des déformations dans le domaine des allongements répartis ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3$ de l'ordre de 10^{-3}) alors que les mesures de densité effectuées ne montrent pas de variations relatives supérieures à 10^{-3}% .

Grâce à une modélisation mathématique de l'évolution de la largeur et de l'épaisseur en fonction de l'allongement, il est possible de remonter aux valeurs de r instantané :

$$r^* = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_3} \quad \text{ou encore en utilisant} \quad d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0$$

$$r^* = \frac{-\left[b_{t+1} - b_t\right] L_t}{\left[b_{t+1} - b_t\right] L_T + \left[L_{t+1} - L_t\right] b_t}$$

avec

L_t = Longueur de l'éprouvette à l'instant t

L_{t+1} = Longueur de l'éprouvette à l'instant t+1

b_t = Largeur de l'éprouvette à l'instant t

b_{t+1} = Largeur de l'éprouvette à l'instant t+1

Cette méthode permet de s'affranchir des problèmes de mesure liés au type d'éprouvette utilisé. Le coefficient de Lankford a également été évalué au cours de la déformation par une mesure des trois dimensions à 4, 8, 12 et 16% de déformation.

II.A.2.2. - COEFFICIENT D'ECROUISSAGE.

Avant toute mesure du coefficient n il fallait déterminer la loi mathématique traduisant au mieux l'allure des courbes de traction dans le domaine des allongements répartis, ces courbes présentant pour les deux métaux des phénomènes du type PORTEVIN-LECHATELIER et pour le Titane, un décrochement à la limite d'élasticité [69,70] .

La meilleure modélisation de la courbe rationnelle (σ,ε) tracée à partir des points expérimentaux, s'obtient à partir de représentations du type :

$$\sigma_i = \sigma_{oi} + k_i \varepsilon_i^{n1} \quad \text{pour} \quad \varepsilon_i < \varepsilon_1$$

$$\sigma'_i = \sigma'_{oi} + k'_i \varepsilon_i^{n2} \quad \text{pour} \quad \varepsilon_i > \varepsilon_1$$

On remarque en effet, dans la présente étude que la valeur de n varie au cours de la déformation. A partir de la courbe expérimentale, nous avons choisi une suite des valeurs de ε en progression géométrique :

$$\varepsilon_i = \varepsilon_1 \times (r_a)^{i-1} \qquad r_a = \text{raison de la progression}$$

Pour chaque valeur de ε_i on relève σ_i :

$$\sigma_i = \sigma_o + k\varepsilon_i^n = \sigma_o + k\,(\varepsilon_1 \times r_a^{i-1})^n$$

$$\sigma_{i+1} = \sigma_o + k\,(\varepsilon_1 \times r_a^{i})^n$$

d'où $$\sigma_{i+1} - \sigma_i = k(\varepsilon_1 \times r_a^{i-1})^n (r_a^n - 1) = \Delta\sigma_i$$

$$= k\ \varepsilon_1^n \times (r_a^{i-1})^n (r_a^n - 1)$$

$$= k\ \varepsilon_i^n \quad (r_a^n - 1)$$

et : $$\text{Log}\ \Delta\sigma_i = \text{Log}(k \times (r_a^n - 1)) + n\ \text{Log}\ \varepsilon_i$$

En traçant la courbe $\text{Log}\ \Delta\sigma_i = f(\text{Log}\ \varepsilon_i)$ il est possible de voir, suivant les différentes pentes que prend cette courbe au cours de la déformation s'il existe une ou plusieurs valeurs de n . Le tracé automatique de ces courbes permet de suivre l'évolution du coefficient d'écrouissage au cours de la déformation et de préciser les différentes portions de courbes obéissant à des lois différentes, puis de calculer sur chacune d'elles les valeurs de σ_0 , k et n .

II.A.3. - COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Pour déterminer les courbes limites de formage , il faut connaître les déformations subies par les flans emboutis. Ces mesures s'effectuent à l'aide de grilles composées de cercles entrelacés de type HOOGOVENS IJMUIDEN de deux millimètres de diamètre, déposées sur les flans par procédé photographique [71]

Ces flans sont soumis à certains essais simulatifs, suivant différents chemins de déformations permettant d'établir tout ou partie de la courbe limite de formage [72,73] .

II.A.3.1. - ESSAIS DE TRACTION.

Les essais de traction plane sont réalisés à partir d'éprouvettes de géométries différentes, déformées sur une

machine de traction simple.

L'éprouvette lisse correspond à la traction uniaxiale, les éprouvettes entaillées permettent de se rapprocher de la déformation plane, d'autant plus que le rayon à fond d'entaille est plus faible. Cependant les forts gradients de déformation qui se développent dans ces dernières éprouvettes rendent les mesures difficiles (fig. II-1.) .

Ces essais permettent de couvrir le domaine du rétreint.

II.A.3.2. - ESSAIS DE GONFLEMENT HYDRAULIQUE.

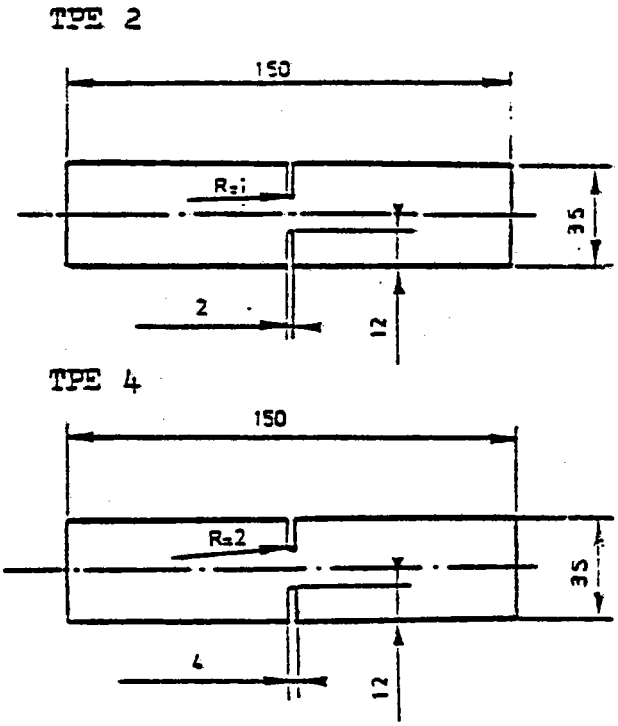
L'essai JOVIGNOT consiste à appliquer une pression d'huile sous un flan encastré dans une matrice présentant une ouverture de forme elliptique ou circulaire. Il n'existe pas de contact outil-pièce et seul le comportement du métal est testé (fig. II-2.) .

Ces essais permettent de couvrir tout le domaine de l'expansion et donc de compléter les essais de traction plane.

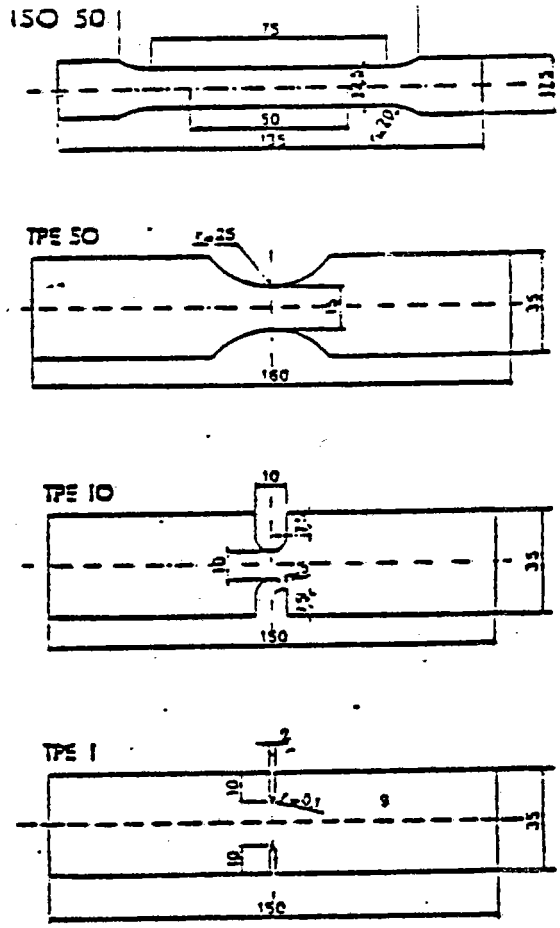
II.A.3.3. - ESSAIS NAKAZIMA.

Cette méthode consiste à emboutir à l'aide d'un poinçon hémisphérique, des flans rectangulaires de différentes largeurs. Le fait de faire varier la largeur permet de décrire toute la courbe limite de formage.

Ce type d'essai simule mieux l'emboutissage réel à cause de la présence du frottement dû au contact pièce-outil (fig.II-3.).



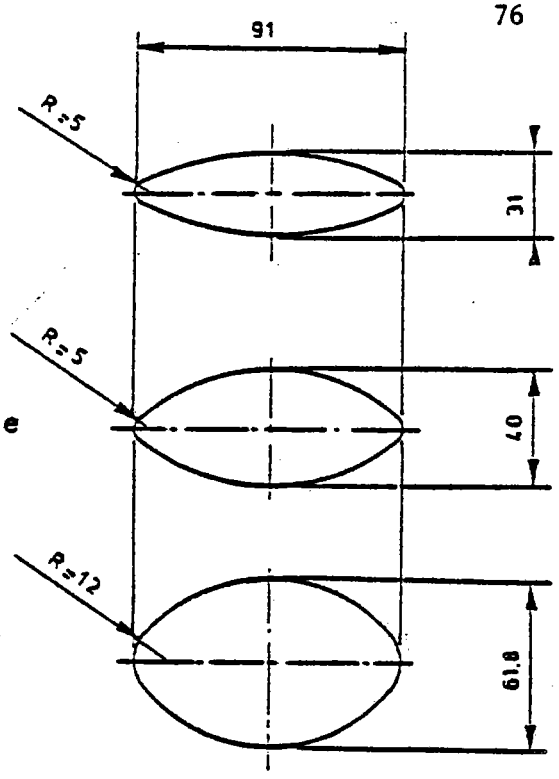
Eprouvettes de traction mises au point au C.T.U.A.



Eprouvettes de traction d'après GRUMBACH et SANZ (72)

Fig. II.1.

Eprouvettes utilisées pour les essais de traction.



Rayon de matrice
R = 6

Matrices JOVIGNOT mises au point au C.T.U.A.

Fig. II.2.

Eprouvettes utilisées pour les essais de gonflement hydraulique

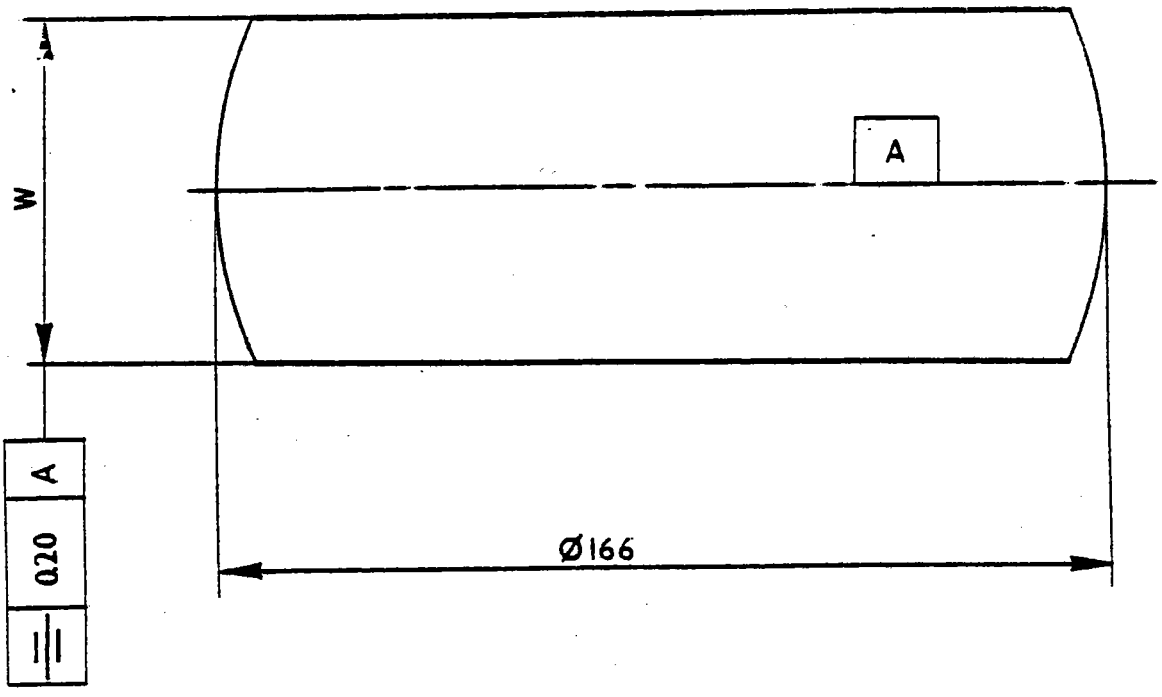


Fig. II.3.

Eprouvettes Nakazima

A.II.3.4. - METHODES DE DETERMINATION DE LA STRICTION.

Les différentes méthodes de détermination cherchent à cerner, avec le plus de précision possible, le point d'apparition de la striction donnant le niveau de la courbe limite de formage à striction. La courbe limite de formage à rupture se détermine à partir d'emboutis rompus.

Parmi toutes les méthodes proposées pour la détermination de la courbe limite de formage à striction, nous avons utilisé la méthode de BRAGARD [74]. Elle consiste, à partir de la répartition des déformations à rupture, à définir le point correspondant au niveau de la striction, par lissage mathématique de la parabole ainsi amorçée (fig. II-4.) .

La mesure des déformations à rupture présente quelques difficultés, dans le cas du Zirconium, à repérer le cercle où s'est initié la rupture. En effet, le Zirconium a une striction qui ne devient visible qu'immédiatement avant la rupture. De plus, une fois amorcée, cette dernière se propage instantanément sur une très grande longueur. Il est donc nécessaire de réaliser plusieurs éprouvettes pour obtenir un seul point de la courbe limite.

II.A.4.- ESSAIS DE PRE-DEFORMATIONS EN EXPANSION BIAXIALE.

Cet essai est habituellement utilisé pour déterminer les caractéristiques des tôles en relation avec leur emboutissabilité. Le Plan du disque, bloqué sur la matrice est sollicité par pression hydraulique jusqu'à atteindre le taux de déformation désiré.

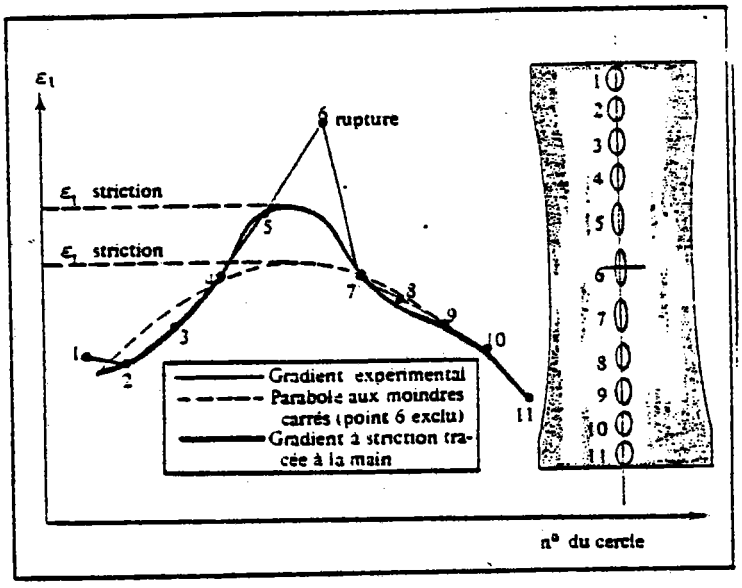


Fig. II.4.

Méthode d'interpolation pour calculer la déformation à striction d'après BRAGARD [74]

Nous avons utilisé la cellule de la figure II-5. , permettant d'essayer des disques de diamètre 50 mm et d'épaisseur 1 mm. Le rayon à l'encastrement "r" (10 mm) est tel que l'embouti peut se décomposer en une calotte sphérique, tangente à une portion de tore (fig.II-6). Cette décomposition permet de définir "R" rayon de la calotte sphérique lié à "F" la Flèche et à "Π" diamètre utile du disque par la relation de JOVIGNOT :

$$R = \frac{4F^2 + \Pi^2}{8F} - r$$

Or, l'expression de la contrainte "σ" suivant le méridien est égale à la contrainte tangentielle au pôle.

$$\sigma = \frac{PR}{2e}$$

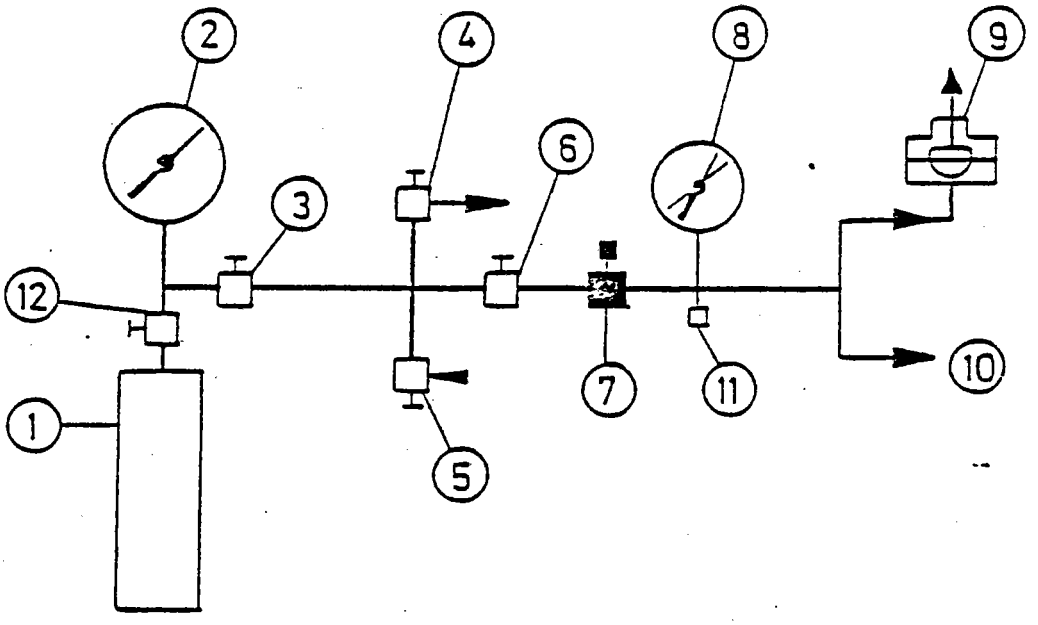
P	pression du fluide en MPa
σ	contrainte tangentielle au pôle en MPa
R	rayon de courbure de l'embouti en mm
e	épaisseur de l'embouti au pôle en mm

Le rayon d'encastrement est suffisamment important afin que le pôle soit la zone de contrainte maximale où, par conséquent, se produit toujours la rupture. De ce fait, on s'affranchit des problèmes de reproductibilité d'encastrement et on dispose de plusieurs techniques pour déterminer les déformations.

Au pôle du disque, la déformation est biaxiale sphérique, on a :

$$\varepsilon \text{ méridien} = \varepsilon \text{ tangentielle} = \varepsilon \text{ radiale}$$

Installation standard de rupture de disques



1 RESERVOIR HAUTE PRESSION (1600 bars)
2 MANOMETRE
3 VANNE D'ARRET
4 POMPAGE
5 COMPRESSEUR A MEMBRANE
6 VANNE D'ARRET
7 VANNE MICROMETRIQUE
8 MANOMETRE (à aiguille trainante)
9 CELLULE CHOISIE. MESURE DE FLECHE
10 UTILISATIONS DIVERSES
11 CAPTEUR DE PRESSION
12 VANNE D'ARRET

Fig. II.5.

Installation standard de rupture de disques

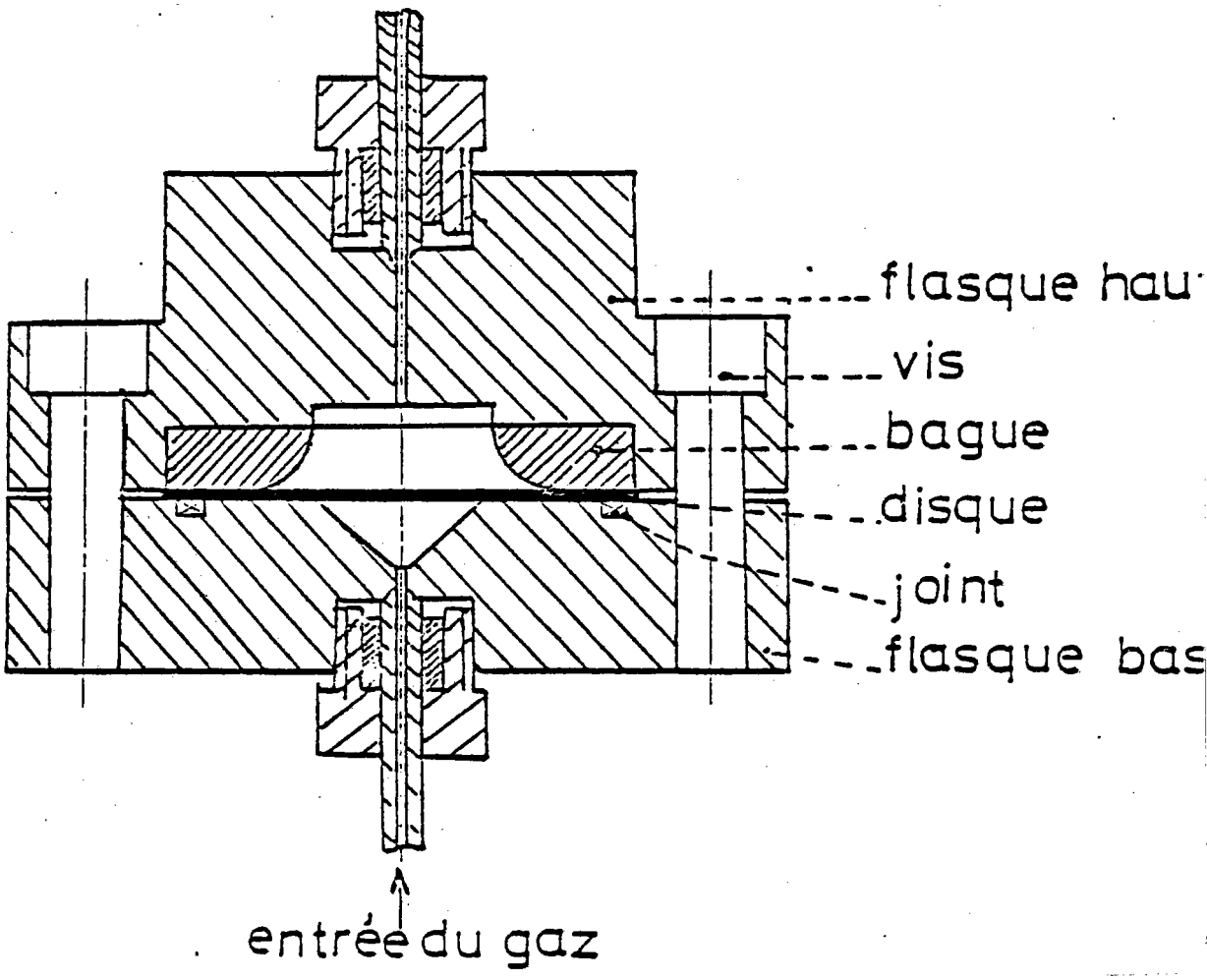


Fig. II.6.

Cellule de rupture sous pression d'huile ou gazeuse

La conservation de volume lors de la déformation plastique s'écrit :

$$\varepsilon \text{ tang.} + \varepsilon \text{ rad.} + \varepsilon \text{ mer.} = 0$$

$$\text{d'où} \quad \varepsilon \text{ tang.} = \varepsilon \text{ rad.} = -\ 1/2\ \varepsilon \text{ mer.}$$

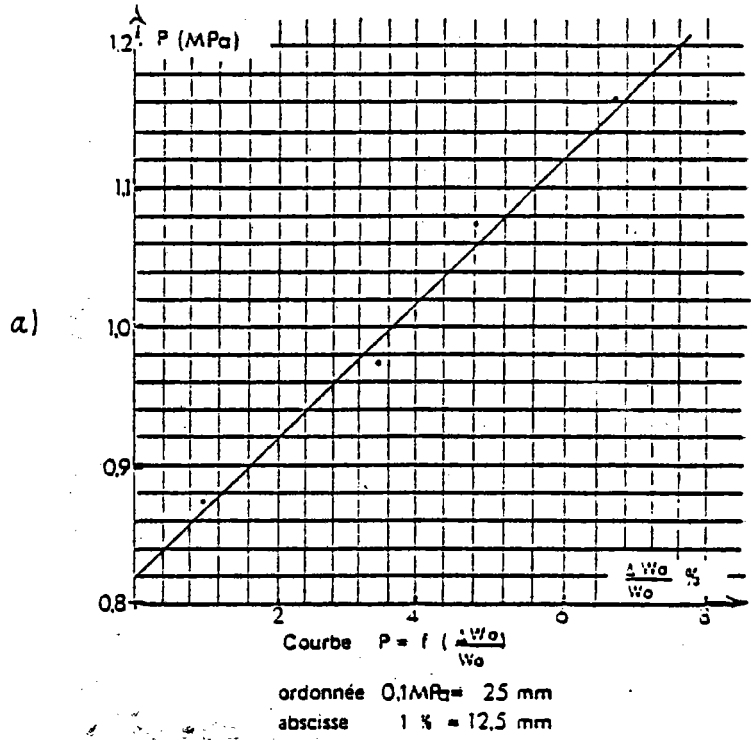
On remarque, que dans l'essai JOVIGNOT, les matériaux plastiques se consolident géométriquement par déformation ; en effet, lorsque la flèche croît, le rayon de courbure "R" décroît et par suite, la contrainte "σ" .

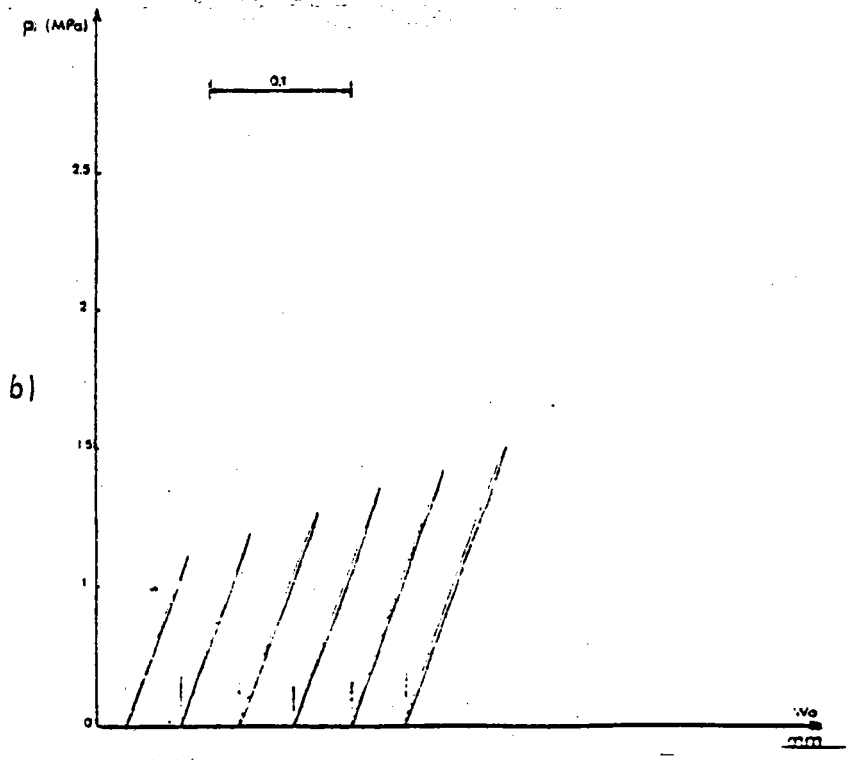
La procédure de détermination de π_0 (seuil de plastification) consiste en une série de cycles charge-décharge (Fig.II-7 et II-8) à partir desquels on mesure la flèche résiduelle au pôle, grâce à un capteur de déplacement ; connaissant les pressions qui correspondent à des flèches résiduelles successives, on obtient π_0 en extrapolant au cas où la pression maximum donne une flèche résiduelle nulle ; π_1 correspond à 1% de flèche résiduelle après décharge.

Le dépouillement des résultats permet de tracer la courbe $P = f(\frac{\Delta W_o}{W_o})^*$ qui donne immédiatement la valeur de π_0 .

*P et W_o *représentent respectivement la contrainte et la flèche au pôle.*

Fig. II.7. : Etude de la plastification du titane.

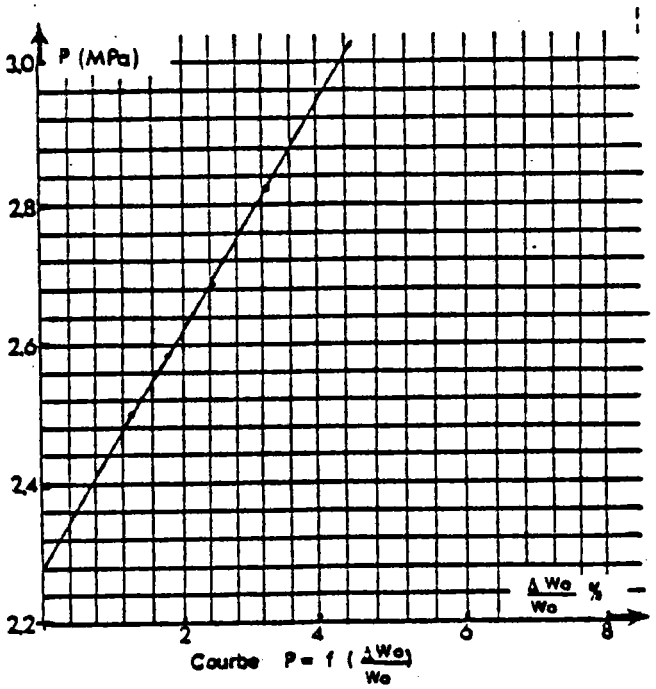




a) courbe $P = f\left(\frac{\Delta W_o}{W_o}\right)$

b) courbe $P = f(W_o)$

a)

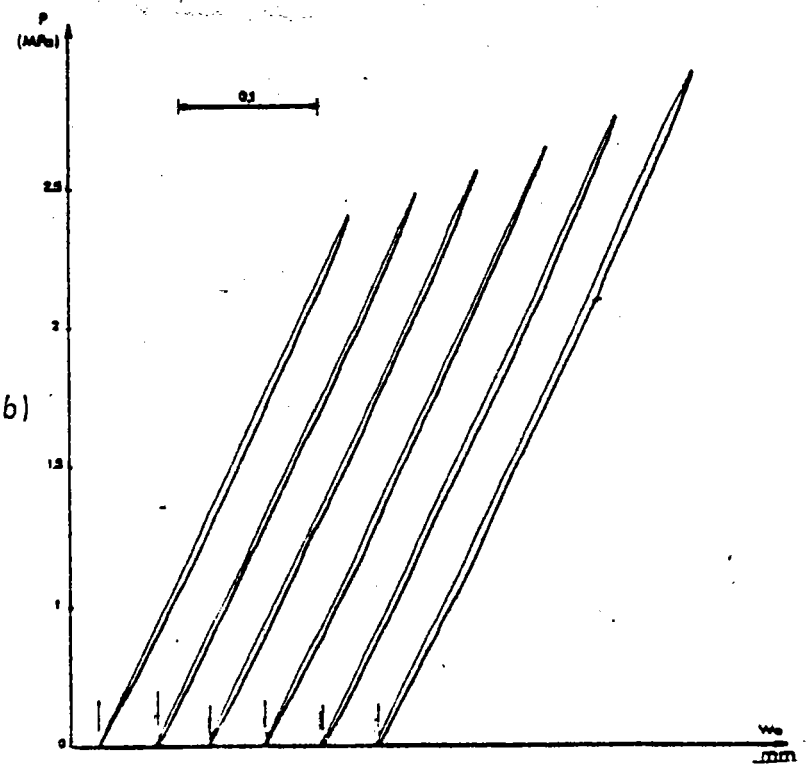


Courbe $P = f\left(\frac{\Delta W_o}{W_o}\right)$

ordonnée 0,1MPa = 12,5 mm

abscisse 1 % = 12,5 mm

b)



a) courbe $P = f\left(\frac{\Delta W_o}{W_o}\right)$

b) courbe $P = f(W_o)$

II.A.5. - ETUDE PRELIMINAIRE DE LA LUBRIFICATION.

MM. VEERMANN [75] et BRAGARD [74] font remarquer que les mesures de déformation sur grilles sont d'autant moins précises que le gradient de déformation entourant la zone rompue ou strictionnée est plus important. Ils préconisent donc, pour le tracé des courbes limites de formage à striction, de ne retenir que les éprouvettes présentant un faible gradient de déformation. La réduction de ce dernier nécessite une excellente lubrification. Nous avons étudié l'influence de différents lubrifiants solides, liquides, associés ou non, sur la mise en forme du Zirconium.

L'amélioration de la lubrification favorise en outre l'apparition de la rupture en expansion (essais NAKAZIMA) et permet d'obtenir des cassures situées plus près du sommet de l'embouti.

Plus la lubrification devient performante et plus le gradient de déformation se trouve réduit. De ce fait, on sépare mieux l'augmentation des déformations imputables à la striction.

On note par ordre décroissant d'efficacité :

- le film polyethylène,
- le caoutchouc vulcanisé
- les huiles extrêmes pression ($140C_3$-$140C_3$UT-FR 54),
- l'huile minérale.

Une lubrification particulièrement efficace résulte de l'adjonction d'huile extrême pression à deux feuilles de polyéthylène.

II.B. - MATÉRIAUX UTILISÉS.

Pour une grande partie de cette étude (sauf le chapitre concernant les impuretés), nous avons utilisé des tôles de Titane et de Zirconium fournies par la Société CEZUS.

Bien qu'élaborées avec beaucoup de précision, leur composition et leur cycle de fabrication correspond à ceux de produits industriels.

La caractérisation de ces produits est la suivante :

II.B.1. - TÔLES DE TITANE T35.

Le matériau de départ se présente sous la forme de tôles d'épaisseur 1 et 2 mm, livrées à l'état écroui de 50%.

a) Composition.

Il s'agit de la qualité de Titane doux dénommée : T 35. Les analyses sur lingots ayant servi à réaliser ces tôles ont donné les résultats moyens suivants :

	Epaisseur en mm	coulée n°	Teneur en impureté $\times 10^{-6}$ en poids C	S_i	F_e	N	O	H
T.35	2	291 102	190	100	400	80	530	30
	1	5 437	150	100	400	80	900	60

b) Elaboration et transformation.

- Tôle de 2 mm d'épaisseur :
  - lingot ϕ 830 mm
  - forgeage en brames de section 1100 × 100
  - usinage mécanique de toutes les faces
  - contrôle aux ultra-sons
  - laminage à chaud au train tandem en bobine, jusqu'à l'épaisseur de 4,1 mm
  - grenaillage
  - recuit 1 h à 620°C sous argon
  - décapage
  - laminage à froid sur quarto en tôle à tôle, jusqu'à l'épaisseur de 2 mm.

- Tôle de 1 mm d'épaisseur :
  - lingot ϕ 830 mm
  - forgeage en brames de section 1100 × 100
  - usinage mécanique de toutes les faces
  - contrôle aux ultra-sons
  - laminage à chaud au train tandem en bobine, jusqu'à l'épaisseur de 3,6 mm.

- grenaillage
- recuit 1 h à 620°C sous argon
- décapage
- laminage en bande sur SENDZIMIR jusqu'à l'épaisseur de 2 mm
- recuit 1 h à 620°C sous argon
- décapage, déroulage, découpe en tôle
- laminage à froid sur quarto en tôle à tôle, jusqu'à l'épaisseur de 1 mm

II.B.2. - TÔLE DE ZIRCONIUM DIT DE QUALITE NUCLEAIRE.

Ce sont des tôles d'épaisseur 1 et 2 mm livrées à l'état écroui de 50% .

a) Composition.

Toutes les tôles proviennent du même larget, lui même issu du lingot n° 278 870. La composition correspond à une qualité nucléaire déhafniée suivant la norme ASTM B.350-73 grade 6 0001 (UNS).

Précisons que le larget ayant servi à réaliser les tôles, correspond à la partie milieu du lingot. Les analyses de ces tôles ont donné les résultats moyens suivants :

Impureté	Spécification	Tête	Milieu	Pied
Al	75	51	48	48
B	0,5	0,5	0,5	0,5
C	270	70	72	76
Cd	0,5	0,5	0,5	0,5
Co	20	10	10	10
Cu	50	10	10	10
H	25	2	3	4
Hf	100	75	70	87.
Mg	20	20	20	20
Mn	50	10	10	10
Mo	50	20	20	20
N	80	22	24	46
Ni	70	20	20	25
O		1100	900	900
Pb		20	20	20
Si	120	48	48	53
Ti	50	12	11	18
U	3,5	0,5	0,5	0,5
V		20	20	20
W	100	30	30	30
Cr	200	100	100	60
Fe	1500	325	340	380
Sn		52	44	33

teneurs en impuretés (ppm en poids)

b) Elaboration et transformation.

- Tôle de 2 mm d'épaisseur :
  - écroutage du lingot ϕ600 mm par usinage mécanique
  - réchauffage du lingot à 1100°C
  - forgeage à la presse (section : 480 × 85 mm)
  - sablage
  - usinage mécanique des grandes faces
  - contrôle aux ultra-sons
  - laminage à chaud de 85 à 6 mm
  - brossage et décapage (0,3 mm)
  - recuit à 650/700°C sous vide (10^{-4} torr)
  - laminage à froid jusqu'à l'épaisseur de 2 mm
  - dégraissage, polissage des tôles de 2 mm

- Tôle de 1 mm d'épaisseur :
  - dégraissage
  - recuit à 650/700°C sous vide (10^{-4} torr)
  - laminage à froid jusqu'à l'épaisseur de 1 mm
  - dégraissage, polissage des tôles de 1 mm (cisaillage des rives).

II.B.3. - CHOIX D'UNE TEMPERATURE DE RECUIT.

Ces tôles livrées, à l'état écroui, doivent subir un recuit sous vide. Il convient donc de déterminer les températures de restauration et de recristallisation des métaux en étudiant l'évolution de la dureté du métal en fonction de la température de recuit et en suivant la croissance du grain par étude micrographique.(Fig.II-9.) .

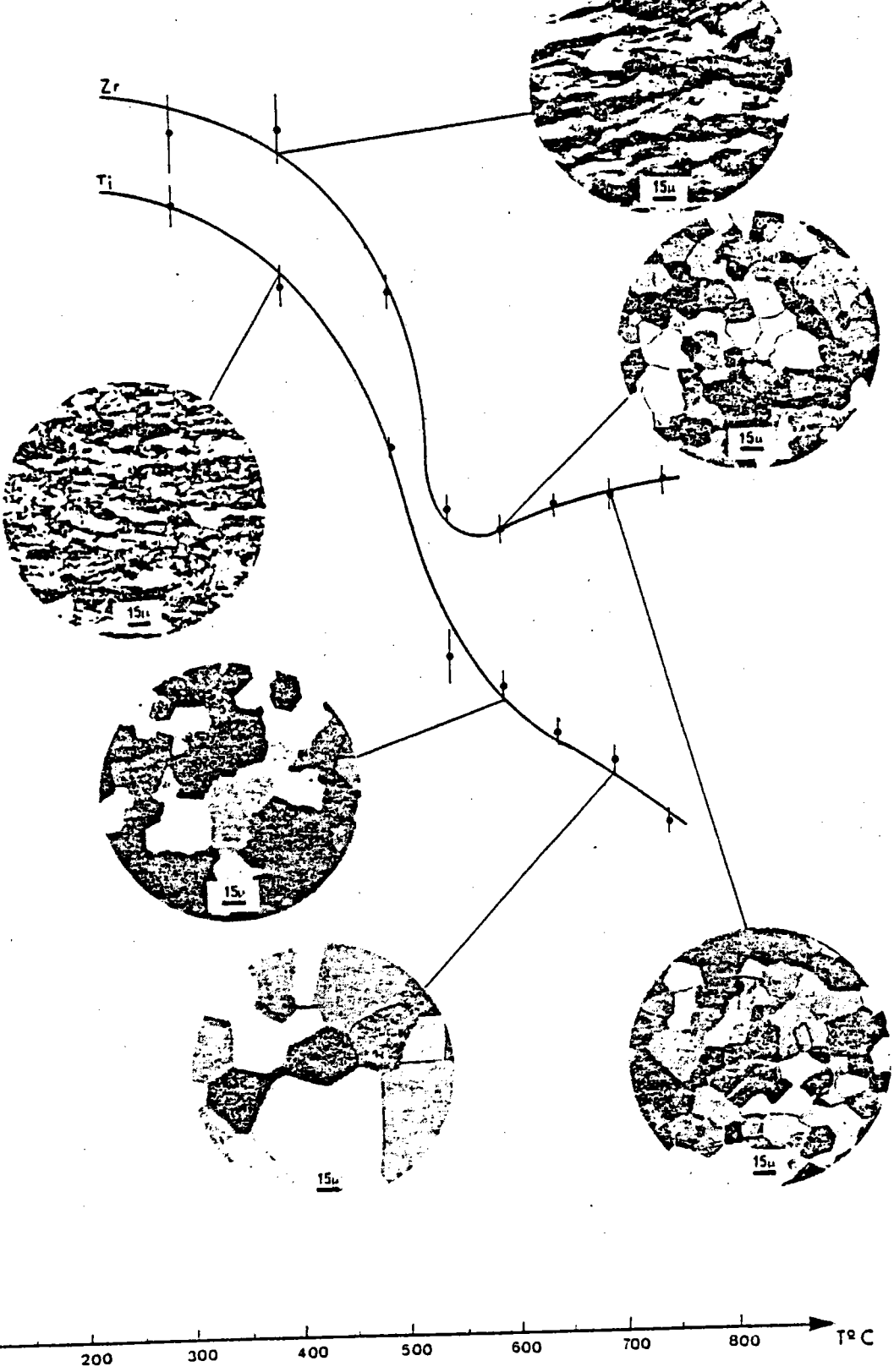


Fig. II.9.

Evolution de la dureté en fonction de la température de recuit pour un temps de maintien de: 1 heure.

Pour le Titane, on observe une décroissance régulière de la dureté en fonction de la température et une croissance continue du grain à partir de 550°C. Pour le Zirconium, la décroissance de la dureté est régulière jusqu'à 550°C. Dès cette température, apparaît une remontée qui devient nette vers 600°C. Cet accroissement de dureté semble lié à la présence d'impuretés interstitielles (oxygène notamment, comme nous le verrons par la suite); les examens micrographiques montrent en particulier, que le grossissement du grain du Zirconium avec la température est alors très faible au-dessus de 600°C.

Nous avons alors fixé les températures et temps de recuit à 600°C, 1 h; de sorte que tout au long de l'étude, le paramètre taille de grain (de l'ordre de 25 à 30 µm pour les deux métaux) n'intervienne pas et qu'il y ait similitude entre Titane et Zirconium.

II.B.4. - METAUX DOPES.

Ces matériaux ont servi à la réalisation des chapitres concernant l'étude des impuretés.

A partir de Titane pur et Zirconium pur refondu, nous avons élaboré différents alliages dont les compositions sont réunies dans le Tableau (II.1) selon le procédé de fabrication "type" suivant :

- les éléments gazeux, oxygène et azote, sont ajoutés au préalable par traitement thermique à 1000°C sous courant de gaz. La quantité ajoutée est mesurée par pesée de l'échantillon.

- à l'étape suivante on effectue une fusion sous arc, pendant laquelle est ajouté le fer si nécessaire.

Le schéma de transformation est en tout point identique pour toutes les élaborations, à savoir :

- lamînage à chaud sous gaîne d'acîer à 750°C, après usinage par élimination des défauts de fonderie.
- recuit à 650°C pendant 1 heure sous enveloppe
- élimination de l'enveloppe et décapage soigné
- laminage à froid de 6 à 4 mm
- traitement thermique sous vide de 2 h à 650°C
- laminage à froid de 4 à 1 mm, correspondant à un taux d'écrouissage de 75 % .

TABLEAU II.1.

LISTE DES TENEURS EN IMPURETES DES DIFFERENTS ALLIAGES

		Dénomination	Teneur O_2 ppm	Teneur Fe ppm	Teneur N_2 ppm
TITANE	V.A	T_{50_2}	500		
		T_{80_2}	800		
	K	$T_{50_2}\ 3Fe$	500	350	
		$T_{90_2}\ 4Fe$	900	400	80
		$T_{180_2}4Fe$	1 800	400	80
		$T_{250_2}4Fe$	2 500	400	80
		$T_{90_2}\ 7Fe$	900	700	80
		$T_{90_2}10Fe$	900	1 000	80
		$T_{90_2}\ 4Fe\ 1N_2$	900	400	150
		$T_{90_2}\ 4Fe\ 3N_2$	900	400	300
ZIRCONIUM	V.A	Z			
		$Z2Fe$		200	
		$Z4Fe$		400	
		Z_{30_2}	350		
		Z_{80_2}	800		
		$Z_{50_2}\ 3Fe$	500	340	
	K	$Z_{90_2}\ 3Fe$	900	340	24
		$Z_{180_2}\ 3Fe$	1 800	340	24
		$Z_{250_2}\ 3Fe$	2 500	340	24
		$Z_{90_2}\ 7Fe$	900	700	24
		$Z_{90_2}\ 10Fe$	900	1 000	24
		$Z_{90_2}\ 3Fe\ 1N_2$	900	340	150
		$Z_{90_2}\ 3Fe\ 3N_2$	900	340	300

II.C. - ÉTUDE DES MATÉRIAUX. TITANE "T35" ET ZIRCONIUM "QUALITÉ NUCLÉAIRE".

II.C.1. - INTRODUCTION.

Ce chapitre est consacré à l'étude du titane "T35" et du Zirconium dit de "Qualité Nucléaire", sous la forme de tôles de 1 mm ayant subi le même cycle de transformation. Ces matériaux possèdent des teneurs en impuretés identiques et le recuit de 1 heure à 600°C leur confère une même grosseur de grain.

Ainsi, tous ces paramètres fixés à l'avance permettent une comparaison plus simple du comportement de ces matériaux "quasi-purs".

Qu'entendons-nous par comportement ? Nous étudions en fait ici, la texture et son évolution, les mécanismes de la déformation et les caractéristiques mécaniques des deux matériaux dans chaque cas de sollicitation (traction simple, plane, expansion biaxiale).

II.C.2. - TEXTURE.

II.C.2.1. - TEXTURE DES TÔLES DE 1mm (à l'état de livraison).

Dans le cas du Titane, les pôles {0002} se trouvent localisés dans la direction travers avec une densité notable en deux positions symétriques situées à ±35° de la normale au plan de laminage. La direction <10$\bar{1}$0> est parallèle à la direction de laminage, mais la dispersion est asses importante.

La composante majeure de la texture de laminage du Titane est proche de {$\bar{2}$115} <10$\bar{1}$0> .

La texture du Zirconium est voisine de celle du Titane, à la seule différence près que l'inclinaison des pôles {0002} n'est que de ±20° par rapport à la normale au plan de laminage. La composante majeure de la texture du Zirconium est proche de {$\bar{2}$116} <10$\bar{1}$0> . (fig. II.10) [76]

II.C.2.2.- EVOLUTION DE LA TEXTURE DURANT UN ESSAI DE TRACTION.

Une traction dans le sens de laminage modifie peu cette texture; l'orientation des axes c reste inchangée et la composante majeure s'intensifie. En revanche, une traction dans le sens travers se traduit par une modification très importante de la texture de départ. Les axes c se regroupent tout d'abord au centre de la figure de pôle {0002} , puis s'en écartent légèrement dans la direction de laminage. L'axe a , originellement parallèle (en moyenne) à la direction de laminage, se trouve distribué de façon totalement aléatoire dans l'espace (fig. II.11).

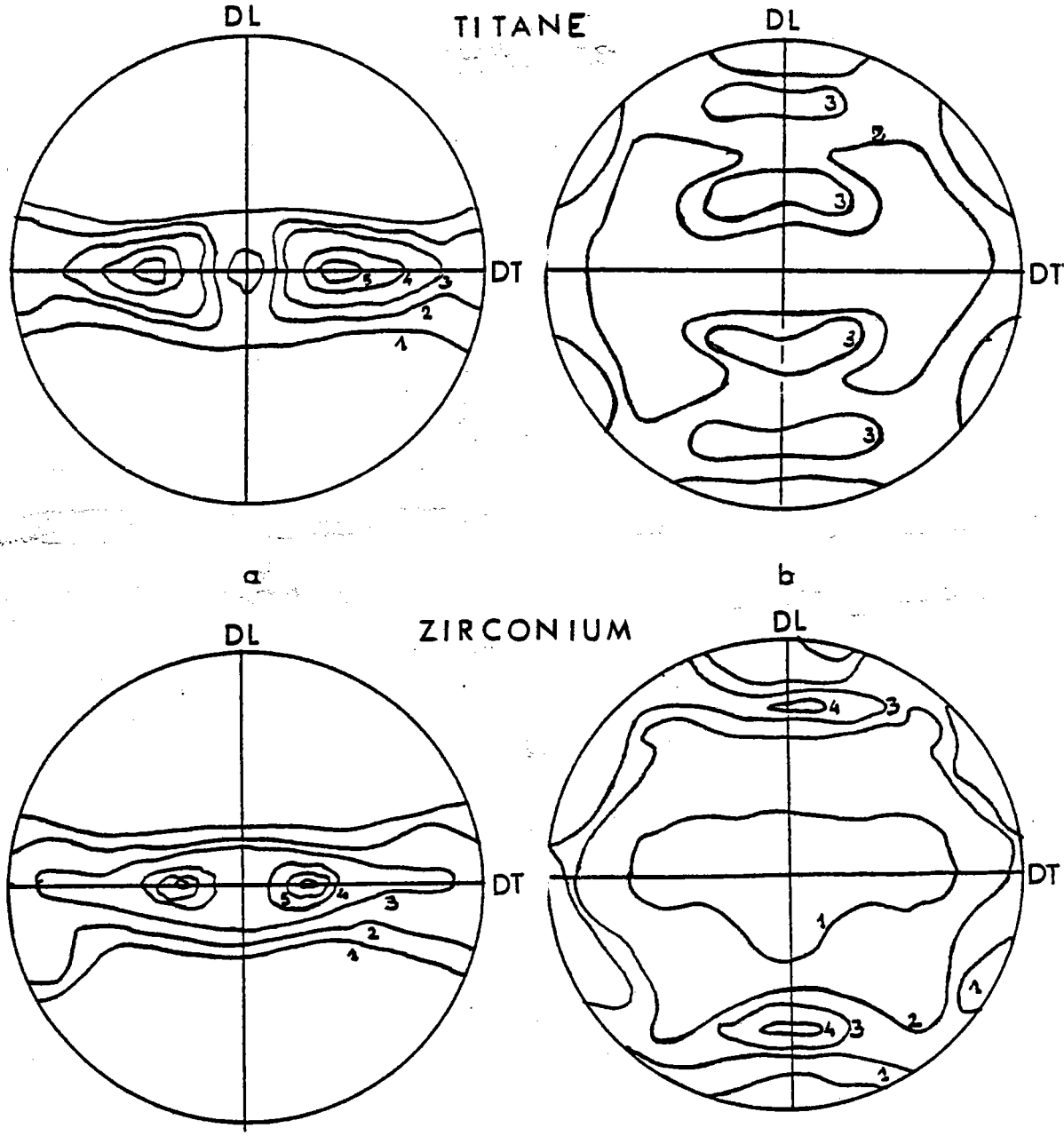


Fig. II.10.

Figure de pôles

a) {0002}

b) {10$\bar{1}$1}

pour le titane T35 et le zirconium dit de qualité nucléaire à l'état de réception.

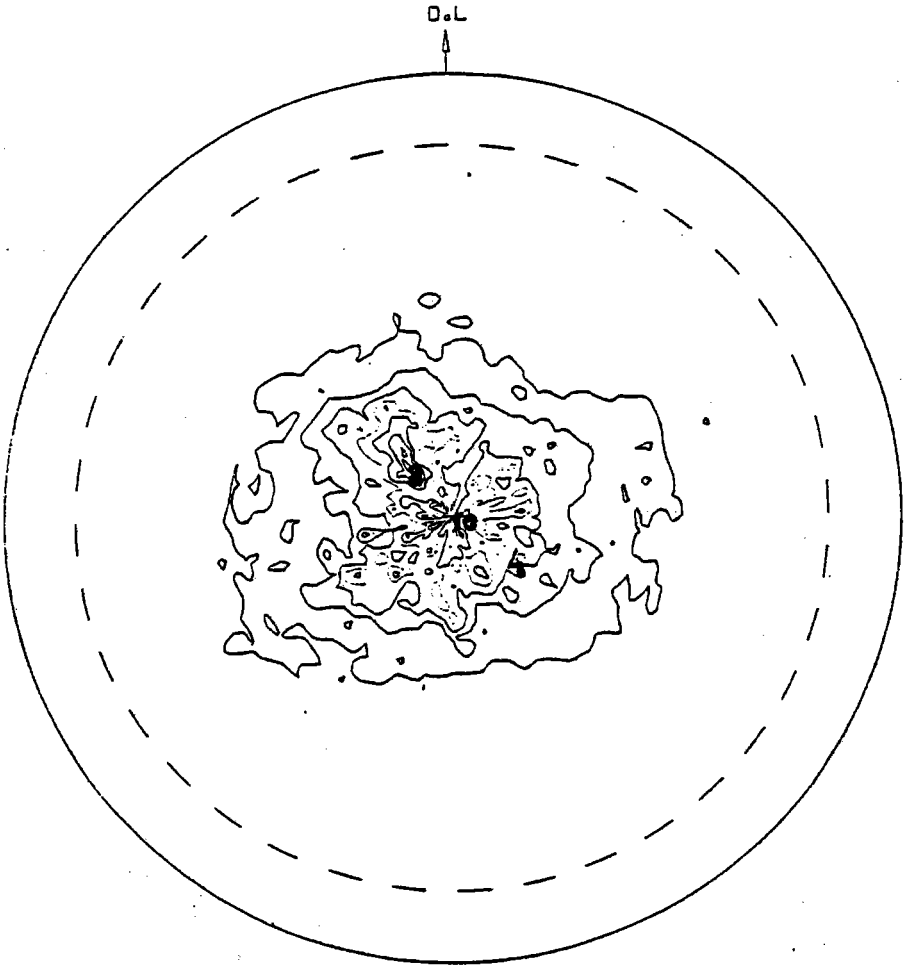


Fig. II.11.

Figure de pôles (00.2) du titane déformé en traction sens travers.

II.C.2.3. - EVOLUTION DE LA TEXTURE PENDANT UN ESSAI D'EXPANSION.

En expansion équibiaxiale, la modification des orientations est également importante. Elle se traduit pour le Titane et le Zirconium par une diminution de l'angle d'inclinaison de la plupart des axes c par rapport à la normale au plan de laminage. Cette évolution est moins marquée pour le Zirconium, celui-ci ne se déformant que peu avant la rupture des éprouvettes (Fig. II.12 et II.13) .

Pour le Titane, on observe en outre, une dispersion d'une partie des axes c dans tout l'espace des orientations, ce qui semble être dû à une intervention importante du maclage au cours de la déformation. L'axe a, quant à lui, se trouve distribué de façon aléatoire dans l'espace.

II.C.3. - DEFORMATION EN TRACTION SIMPLE.

II.C.3.1. - MORPHOLOGIE DES COURBES DE TRACTION.

Pour le Titane, les courbes de traction présentent toutes un décrochement à la limite d'élasticité, suivi d'un palier. Ce palier varie avec la direction de prélèvement ; il est maximal dans la direction travers . (Fig. II.14).

Pour le Zirconium, les courbes de traction sens travers présentent un point d'inflexion (Fig. II.15).

Les courbes de traction des deux matériaux comportent une succession de petits paliers dans le domaine plastique. Ce phénomène rappelle quelque peu un phénomène du type PORTEVIN-LECHATELIER. Si ce phénomène a été effectivement

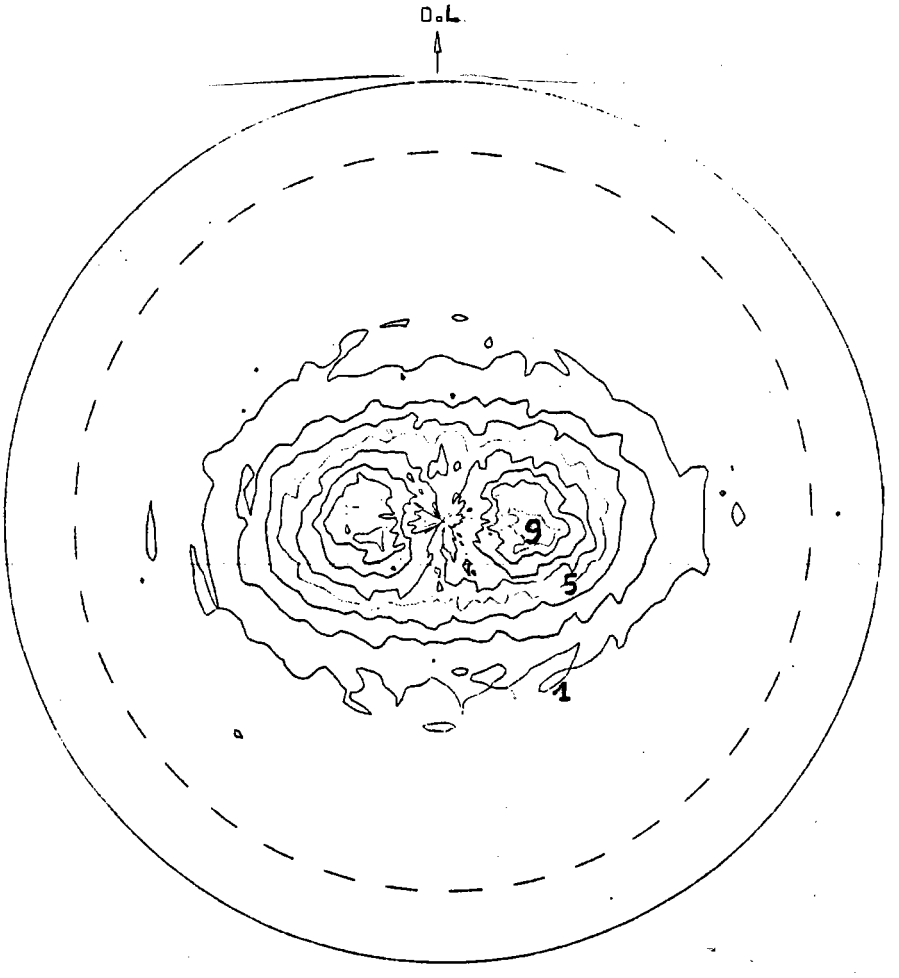


Fig. II.12.

Figure de pôles (00.2) du zirconium déformé en expansion biaxiale.

B.U. METZ

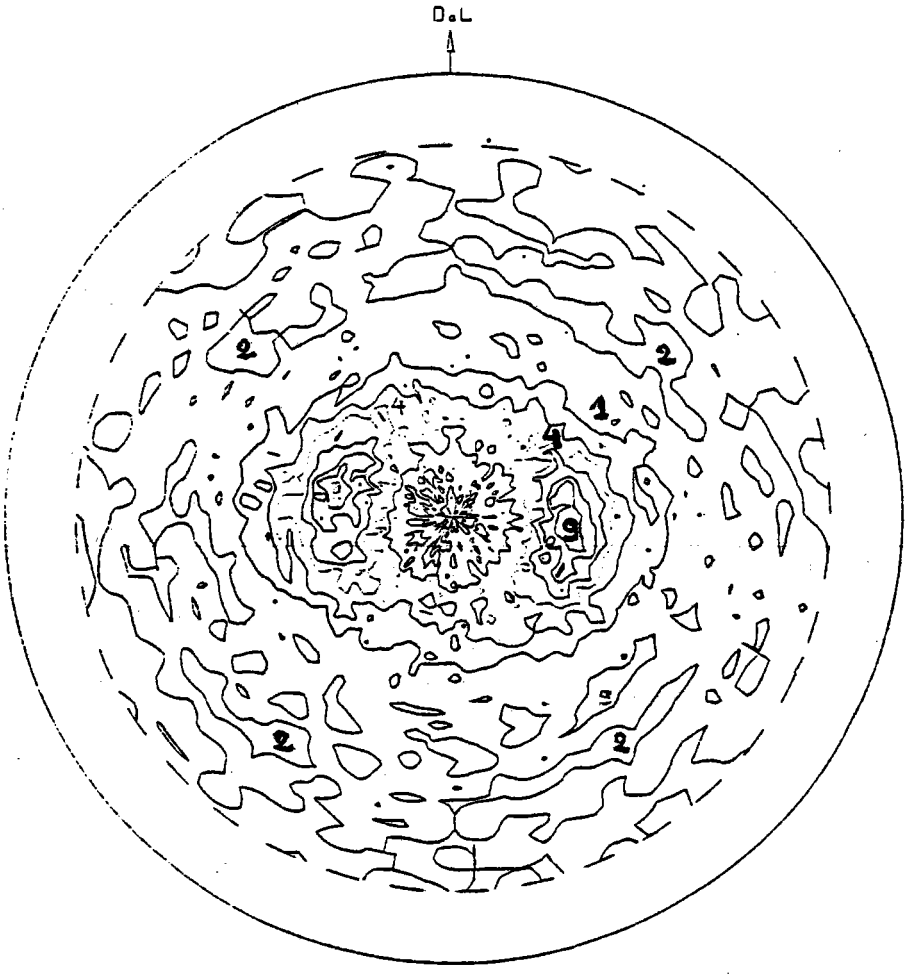


Fig. II.13.

Figure de pôles (00.2) du titane déformé en expansion biaxiale.

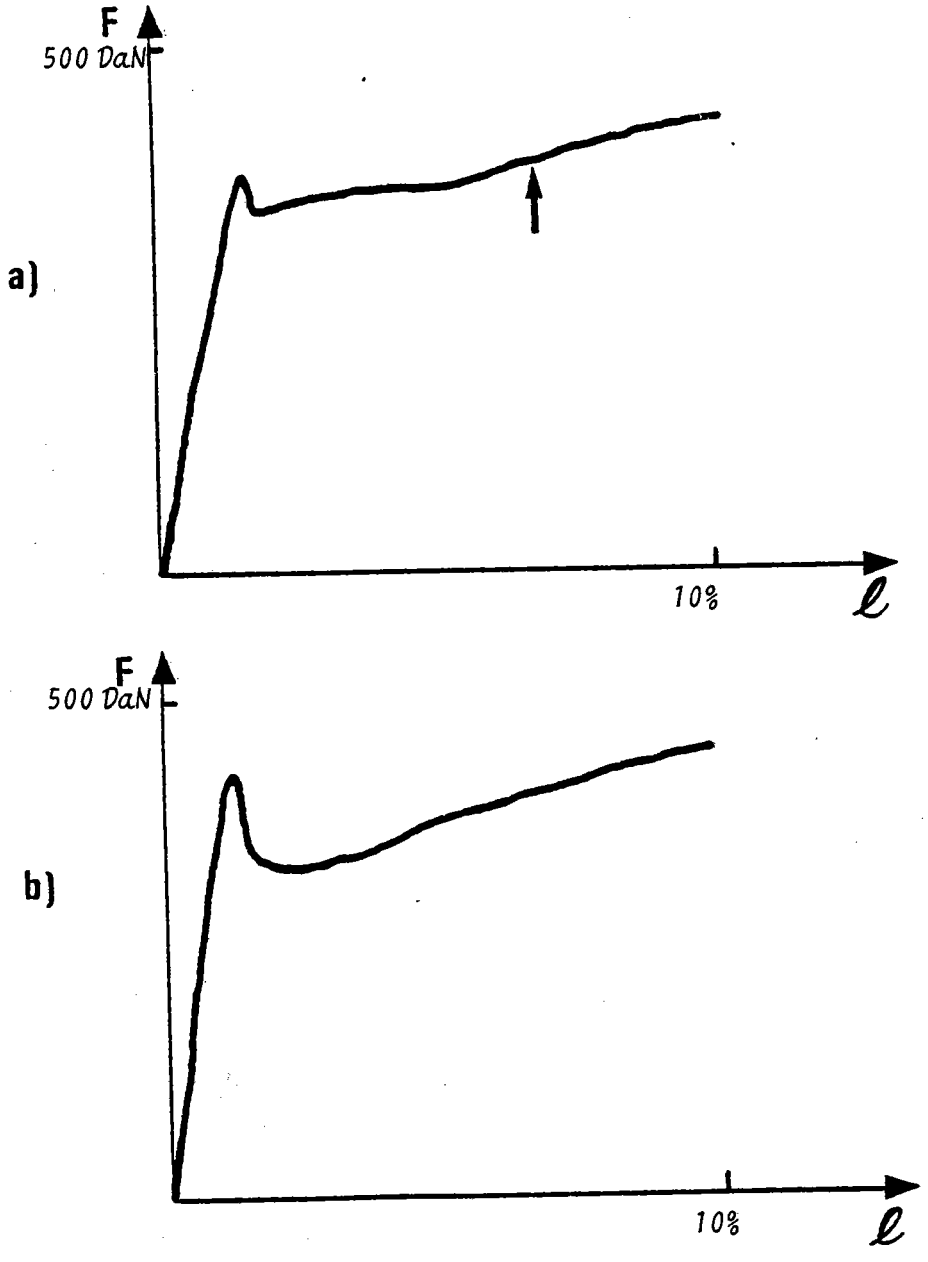


Figure II.14 : Courbes de traction du Titane

a) sens travers (décrochement et paliers)

b) sens long (décrochement)

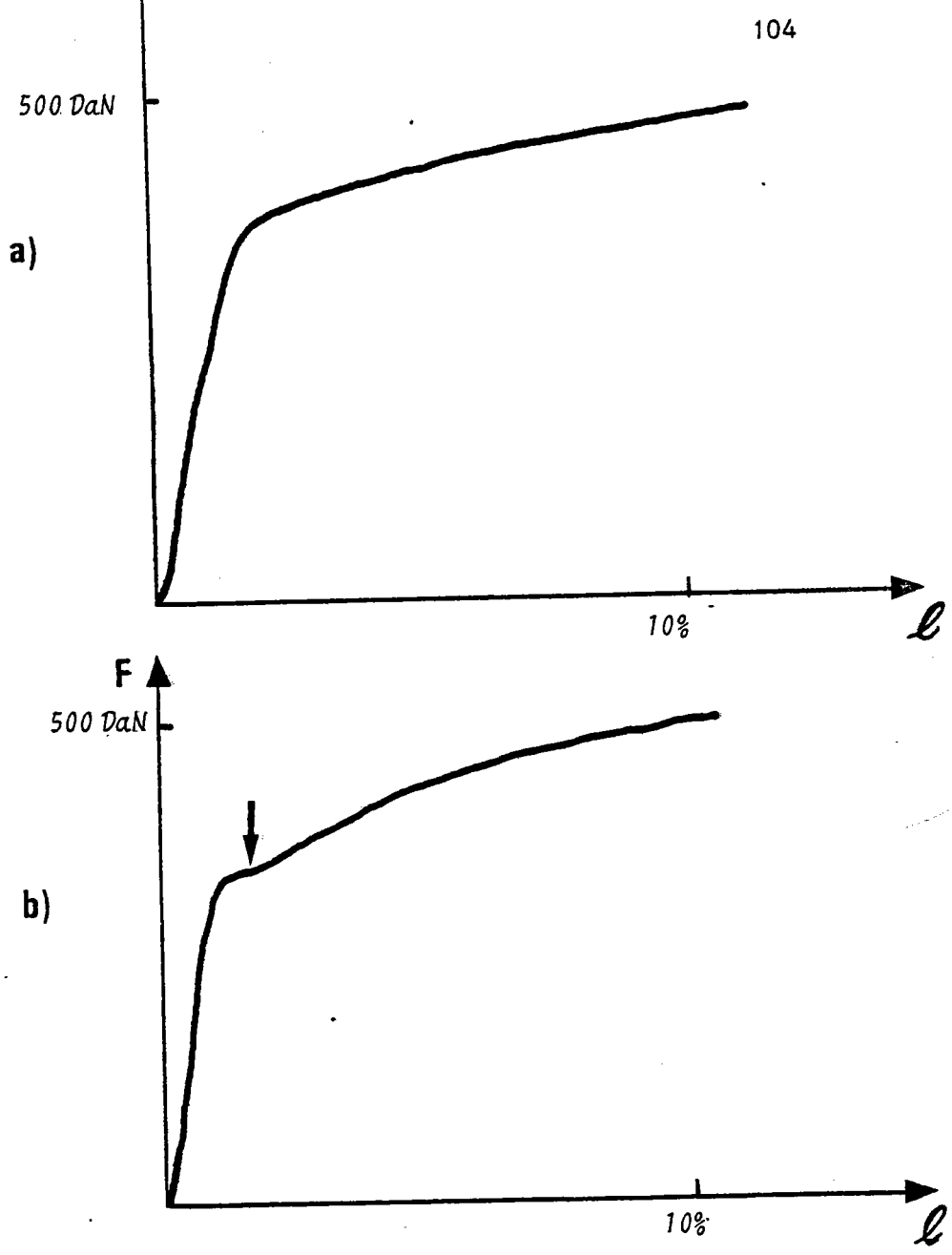


Figure II.15 : Courbes de traction du Zirconium

a) sens travers

b) sens long (point d'inflexion)

observé sur du Titane pour des températures supérieures à 100°C [79] il semble qu'il n'avait, en revanche, jamais été mis en évidence sur du Titane ou du Zirconium pour des déformations à la température ambiante.

Ces anomalies peuvent également être associées au développement d'un ou plusieurs systèmes de maclage pendant la traction.

Il faut cependant préciser que la succession de petits paliers est un phénomène si peu marqué, qu'il convient de rester prudent quant à l'affirmation de leur existence et encore plus quant à l'explication de leur origine.

II.C.3.2.- DOMAINE PLASTIQUE.

II.C.3.2.1.- Modélisation des courbes rationnelles.

Elle s'effectue à partir de représentations du type JAOUL-CRUSSARD [80] comme l'indique le paragraphe II.A.2.2.

Il existe en effet deux stades pendant la déformation, entre 0 et 12% d'allongement dans le domaine des allongements répartis et ce, quel que soit le sens de la traction et le matériau. Chaque portion de courbe peut être décrite par une relation empirique du type $\sigma = \sigma_{oi} + k_i \varepsilon^{ni}$ [Fig.II.16,a,b,c,d].

Le premier stade est toujours associé à un coefficient d'écrouissage élevé (0,2 à 0,8).

Après 5% de déformation (environ), le second stade est caractérisé par un écrouissage faible et les valeurs de n sont comprises entre 0,03 et 0,06, selon le matériau et le sens de prélèvement de l'éprouvette.

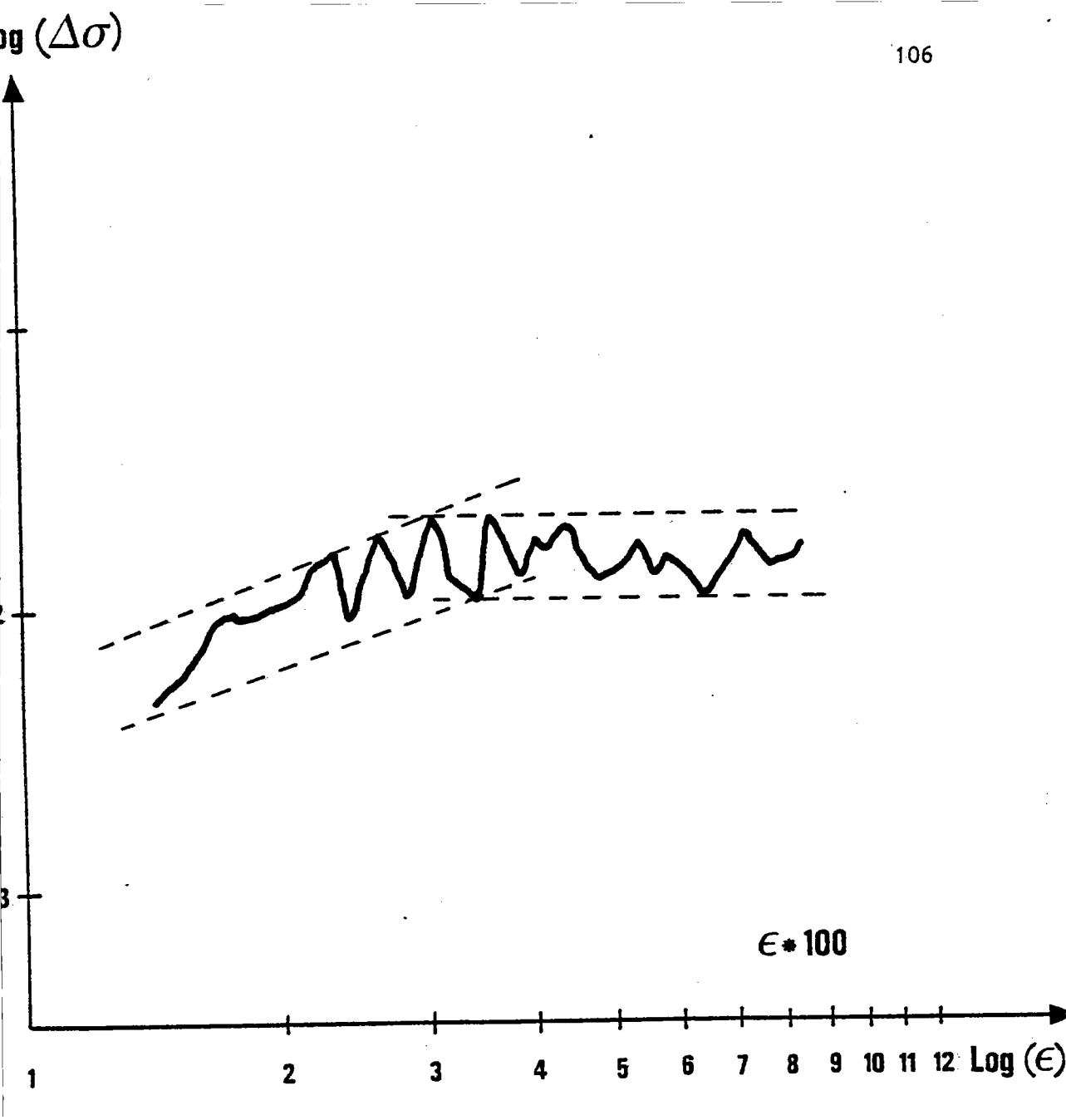


Figure II.16.a

Courbe Log(Δσ) = f(Log(ε)) pour le Titane lors d'une traction dans le sens long

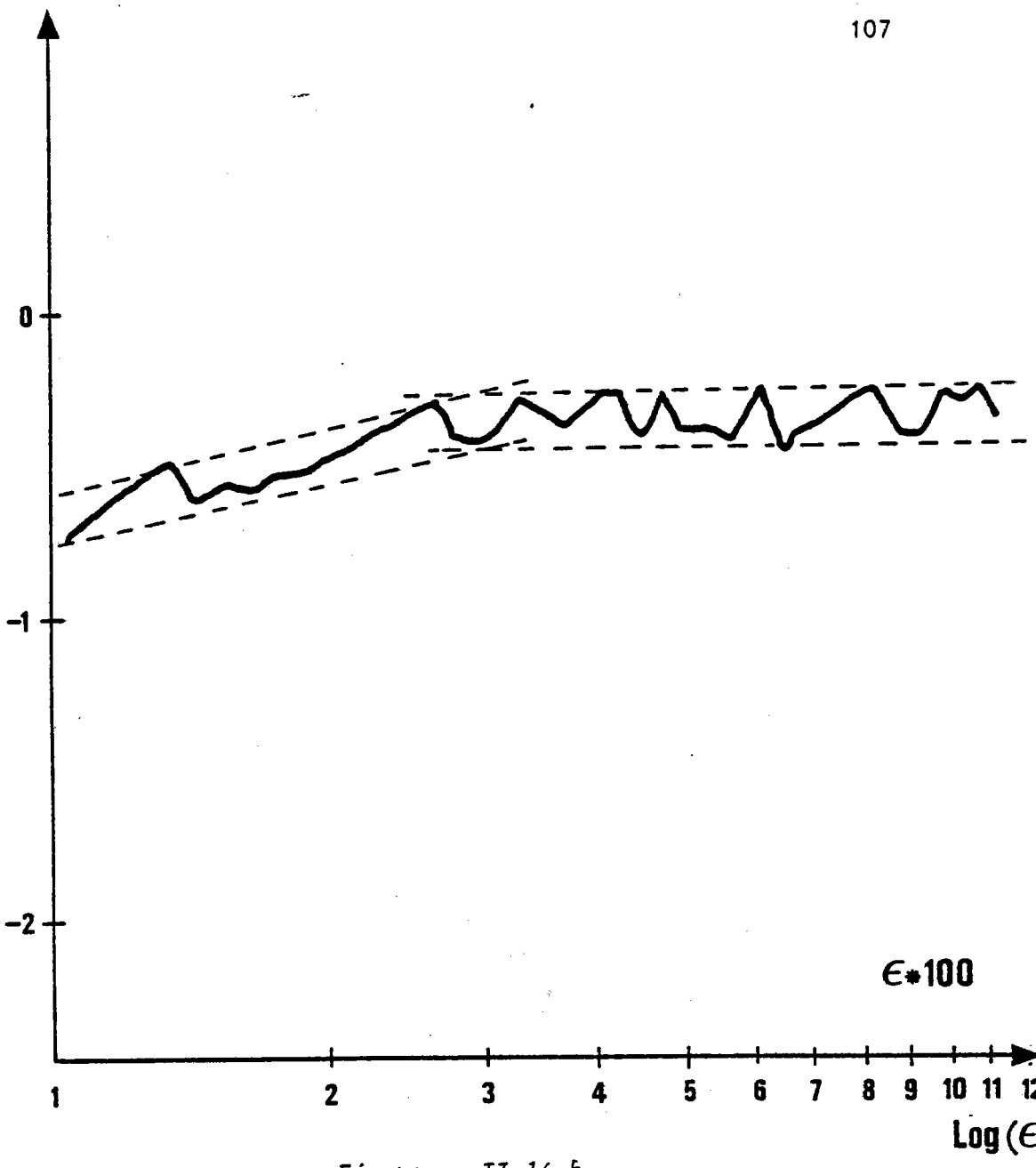


Figure II.16.b

Courbe $Log(\Delta\sigma) = f(Log(\epsilon))$ pour le Titane soumis à une traction dans le sens travers

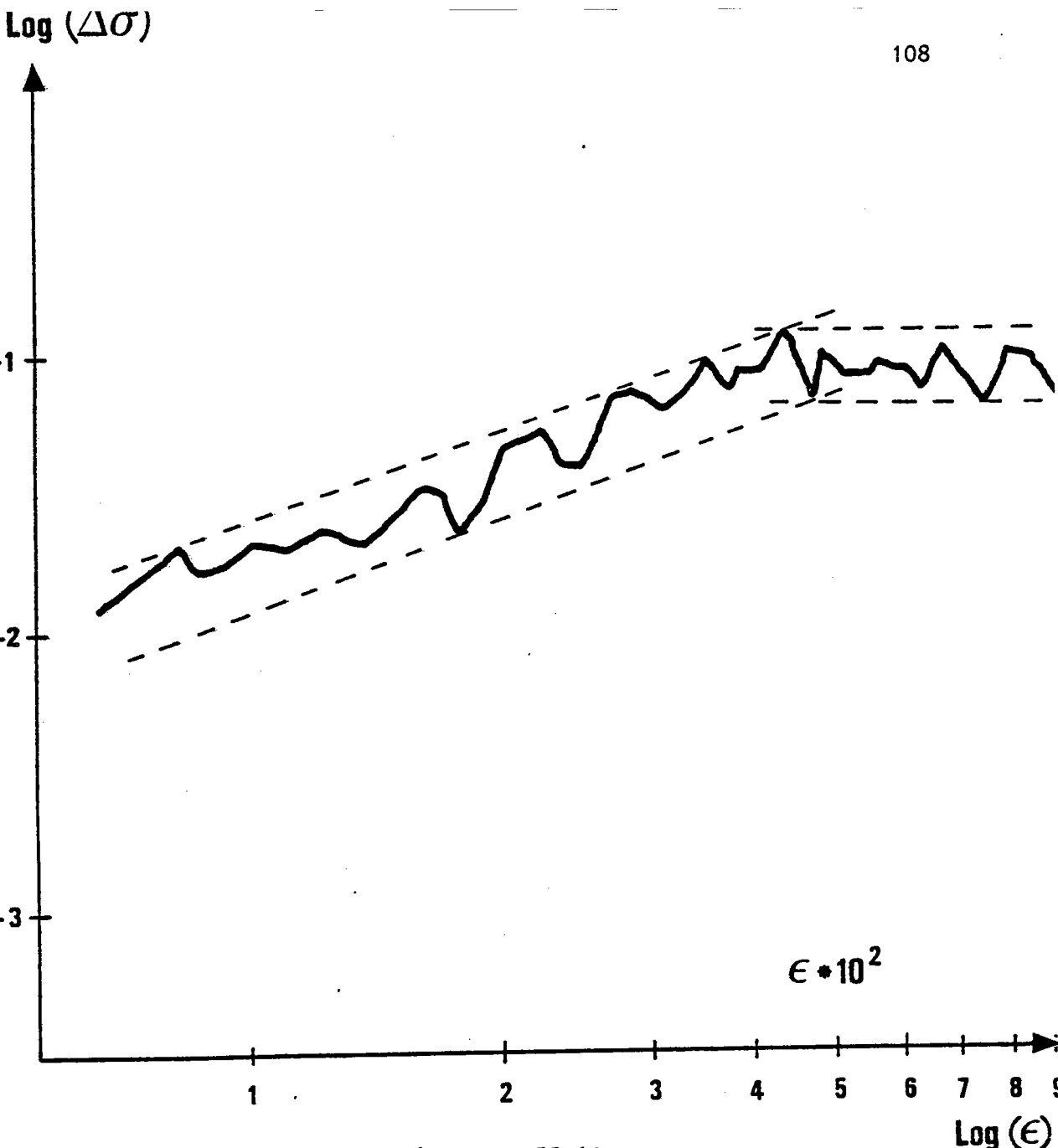


Figure II.16.c

Courbe Log(Δσ) = f(Log(ε)) pour le Zirconium soumis à une traction dans le sens long.

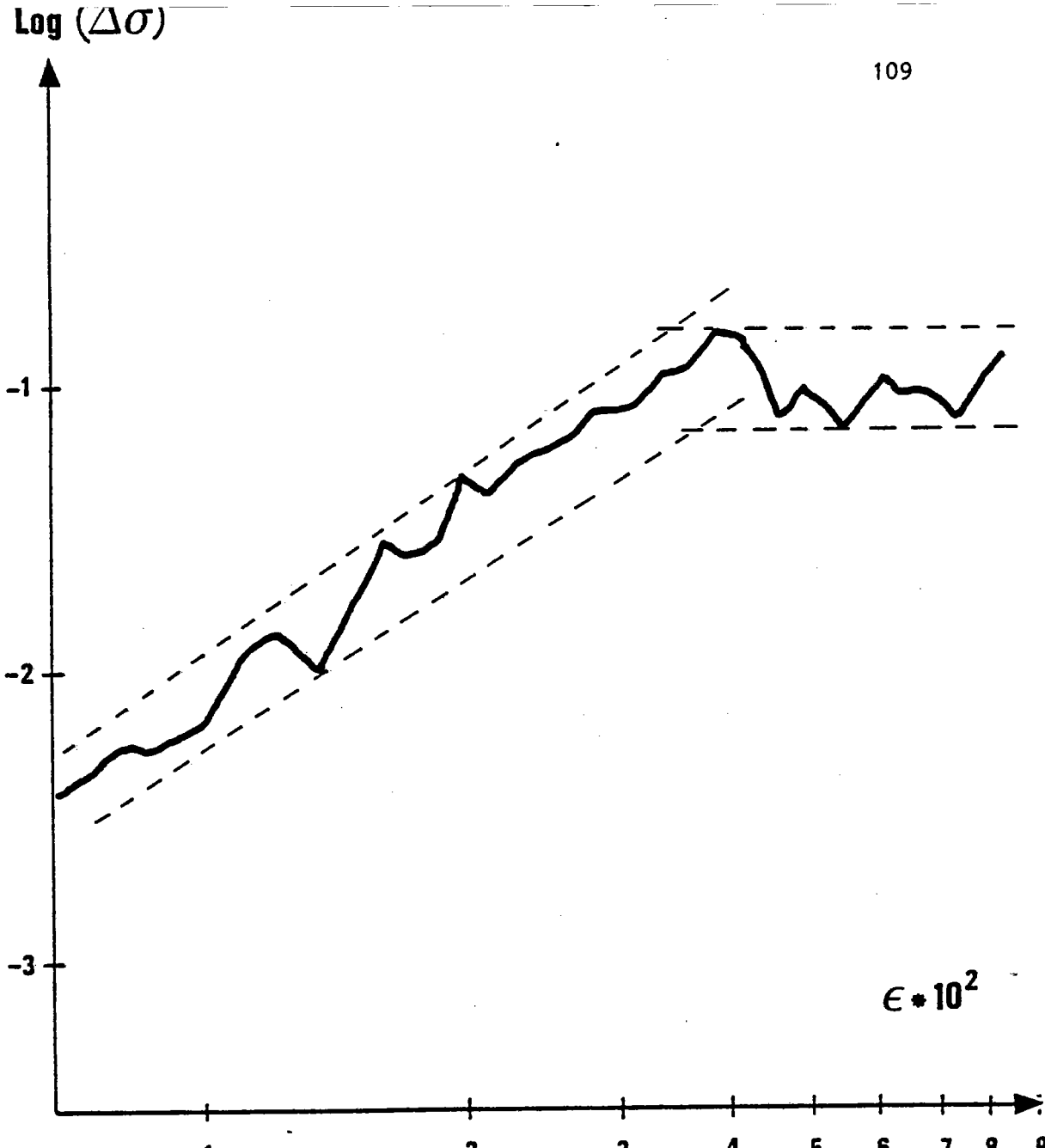


Figure II.16.d

Courbe Log(Δσ) = f(Log(ε)) pour le Zirconium soumis à une traction dans le sens travers

II.C.3.2.2. - Aspect micrographique.

Après une traction à 12% d'allongement, la grosseur et la forme du grain sont peu modifiées. Les micrographies effectuées sur la surface d'éprouvettes prépolies, puis déformées, montrent que les glissements qui apparaissent dans l'éprouvette, ont souvent une direction commune (au début de la déformation). Ceci est dû au fait que la plupart des grains ont des orientations proches et qu'il s'agit du même système (prismatique) qui intervient.

Une autre conséquence de cette texture prononcée (lors des premiers % de la déformation), réside dans le fait que les glissements "traversent" facilement les joints de grains, car la désorientation entre grains voisins est faible (Fig.II.17). Lorsque le taux de déformation croît, d'autres directions de glissements apparaissent dans un même grain (à 120° ou 60° des premiers). Il s'agit de glissements sur un autre plan prismatique (Fig. II.18).

Dans le cas du Titane, et en particulier lorsque la traction s'effectue dans le sens travers, les micrographies indiquent la présence de quelques macles lenticulaires du type $\{10\bar{1}2\}$ dans lesquelles apparaissent les stries dues à l'intervention du glissement (Fig. II.19) .

Le maclage est absent dans le Zirconium, quel que soit le sens de prélèvement de l'éprouvette.

II.C.3.2.3. - Détection de l'émission acoustique.

La méthode a été testée par B. PIGÉ [81] sur des matériaux présentant en traction uniquement du glissement comme

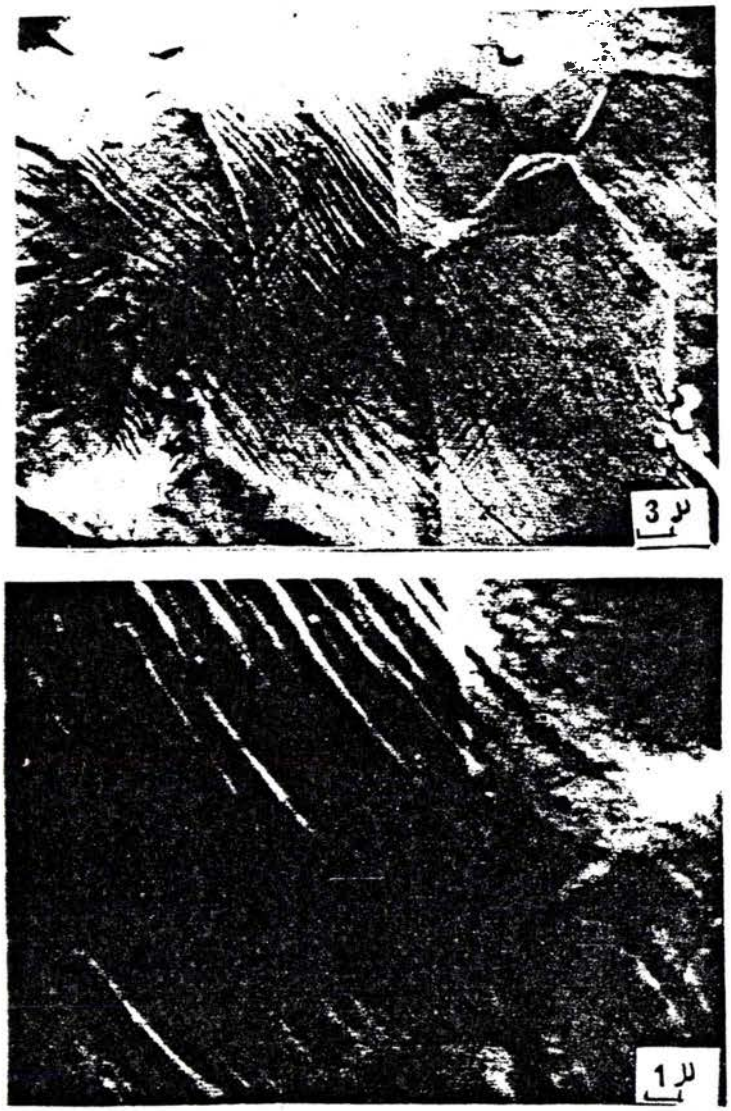


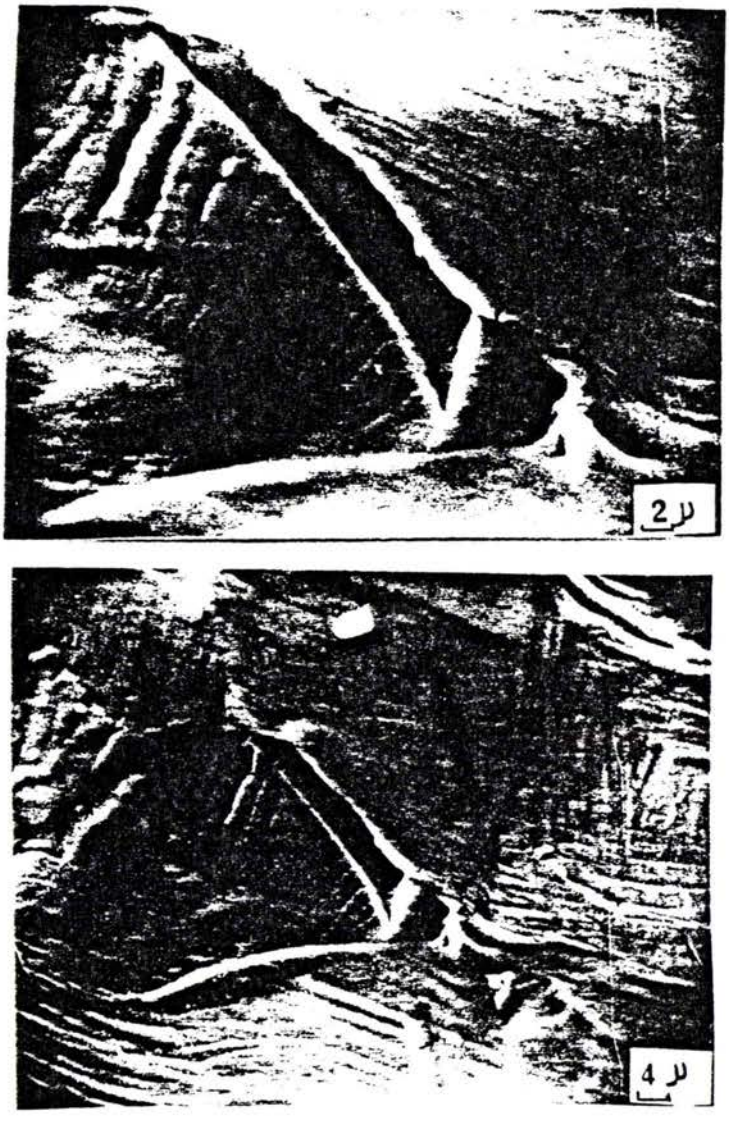
Fig.II.17 Glissement traversant les joints de grains

éprouvette de titane deformée en traction dans la direction de laminage; ε=3à4%



Fig.II.8 Glissement double

Eprouvette de titane déformée par traction dans la direction de laminage; $\varepsilon = 10\%$



FigII.19 Macles

Eprouvette de titane
(à l'interieur de la macle apparaît
le glissement)

mode de déformation et sur des matériaux pour lesquels le maclage est, au contraire, le mécanisme de déformation prépondérant au cours de la traction. Elle a ensuite été utilisée pour suivre la réponse acoustique en traction du Titane et du Zirconium. La figure II.20 établit un rapprochement entre la réponse acoustique globale au cours de la déformation et la fonction $\log\left[\frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}\right] = f(\varepsilon)$ pour des tractions sens long et sens travers du Titane T35.

La figure II.21 donne le même type de résultats pour le Zirconium, dit de qualité nucléaire. Les points particuliers de l'une des courbes, lorsqu'ils existent, correspondent à 1% de déformation près, aux singularités de l'autre courbe, ce qui nous a encouragé à approfondir l'étude des correlations entre les courbes de réponse acoustique et les différents stades de la déformation dans le domaine plastique d'un matériau.

Pour compléter ces informations, des micrographies ont été réalisées pour les deux matériaux à chaque étape de la déformation. Lorsque la réponse acoustique "RMS"* est quasi horizontale, elle correspond aux pentes faibles de la fonction $\text{Log}\ \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}$, donc à de petites valeurs du coefficient d'écrouissage. Ces phases de la déformation sont exemptes de maclage ; seul, le glissement intervient. Lorsqu'il y a intervention du maclage, la réponse acoustique "RMS" est importante et la pente de la fonction $\text{Log}\ \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}$ est élevée, comme c'est le cas, par exemple, pour le domaine supérieur à 12% d'allongement lors d'une traction dans le sens travers du Zirconium.

*RMS : *Root mean square* (*valeur quadratique moyenne*).

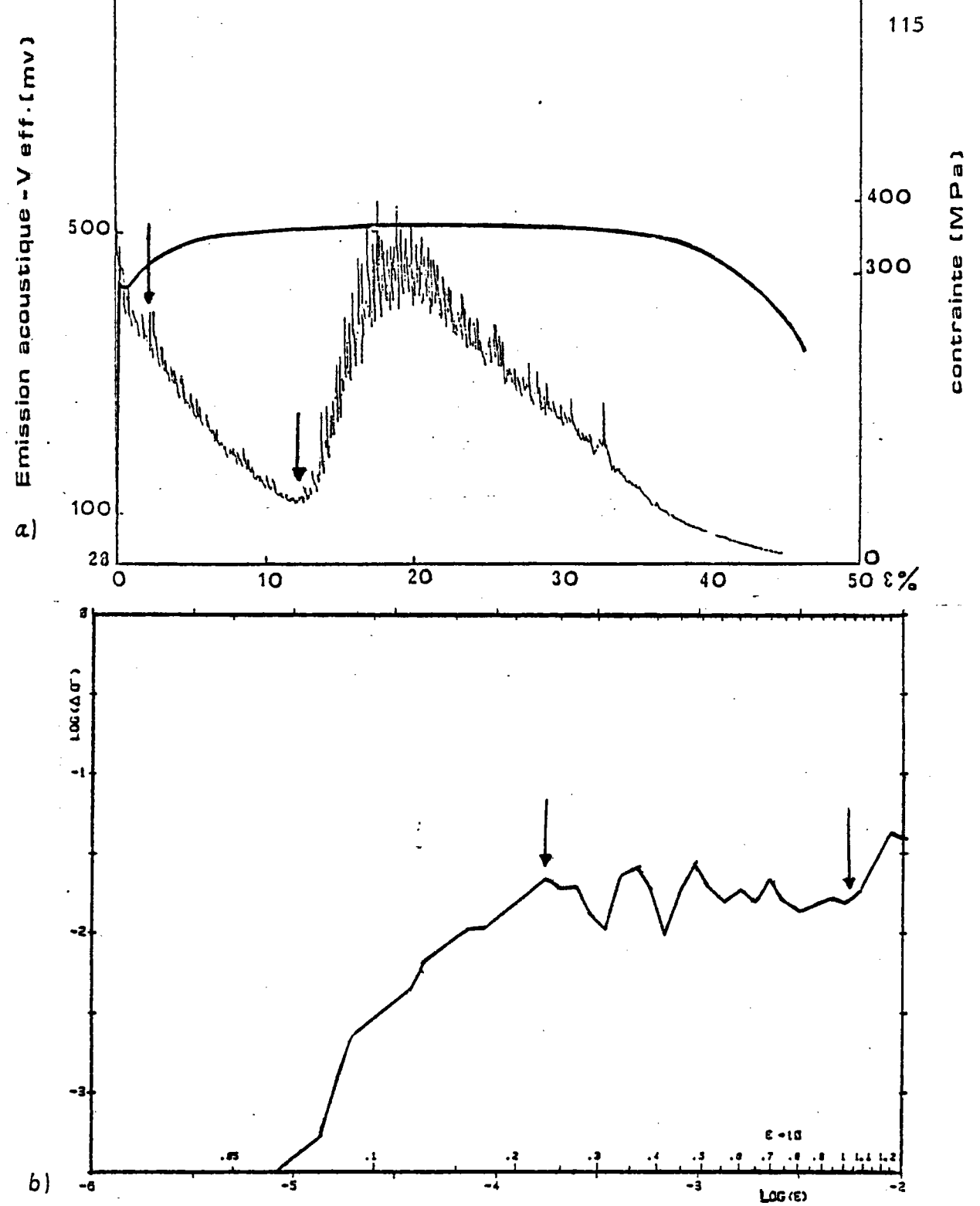


Fig. II.20.

a) *variation de l'émission acoustique et de la contrainte en fonction de la déformation (éprouvette de titane perpendiculaire à la direction de laminage).*

b) *graphe de la fonction* $Log(\Delta\sigma) = f(Log(\varepsilon))$ *correspondante.*

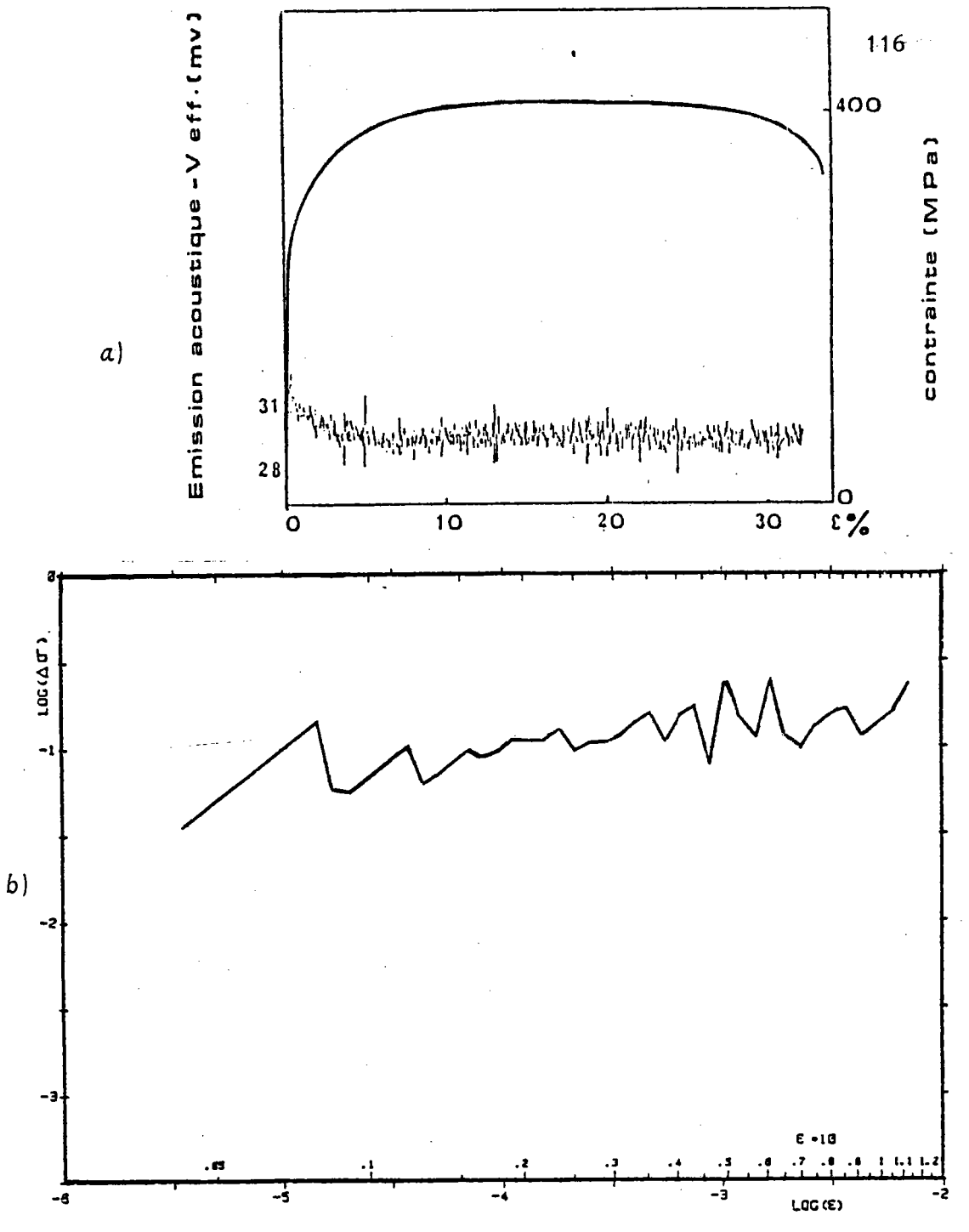


Fig. II.21.

a) *variation de l'émission acoustique et de la contrainte en fonction de la déformation. (éprouvette de zirconium parallèle à la direction de laminage).*

b) *graphe de la fonction* $Log(\Delta\sigma) = P(Log\varepsilon)$ *correspondante.*

Le maclage, par ailleurs, intervient tout au long de la déformation du Titane et n'est pas localisé en fin de déformation. De ce fait, les pentes de la fonction $\text{Log}(\frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}) = f(\text{Log } \varepsilon)$ sont toujours plus grandes pour le Titane que pour le Zirconium.

II.C.3.2. DOMAINE STRICTION-RUPTURE.

La zone entre striction et rupture correspond à un domaine étendu (en % d'allongement) pour le Titane, alors qu'elle se trouve relativement réduite dans le cas du Zirconium. Ainsi, il est très difficile d'arrêter la traction dès qu'apparaît la striction dans le Zirconium, car la rupture suit, quasi-instantanément, ce qui n'est pas le cas pour les éprouvettes de Titane.

L'analyse micrographique ne montre que quelques macles à la striction dans le Zirconium, alors que le volume maclé du Titane est très important. L'étude de la réponse acoustique confirme ces résultats, car elle met en évidence une émission très importante entre striction et rupture, ce qui est caractéristique d'un maclage important. Ainsi, lorsque la striction apparaît dans le Titane et que les contraintes ne sont plus planes, le maclage se développe de façon telle, que l'apparition de la rupture est retardée. En revanche, l'absence de maclage dans le Zirconium précipite sa rupture.

II.C.4. - CARACTERISTIQUES DEDUITES DE L'ESSAI DE TRACTION.

Les caractéristiques mécaniques des deux matériaux (tôles de 1mm recuites 1 h à 600°C) sont résumées dans le tableau II.2.

II.C.4.1. - COEFFICIENT DE LANKFORD.

Les mesures du coefficient de Lankford ont été effectuées grâce à une méthode originale évoquée au paragraphe II.A.2.1.

Au cours d'un essai de traction sur des éprouvettes prélevées dans le sens de laminage, la valeur du coefficient de Lankford varie peu pendant les premiers pour cent de la déformation, mais ensuite il croît légèrement. Une opération similaire menée sur des éprouvettes prélevées dans le sens travers indique que la valeur du coefficient de Lankford décroît tout au long de cet essai (tableau II.3) .

Par ailleurs, il ne faut pas perdre de vue que les valeurs du coefficient de Lankford ne doivent pas être utilisées comme des valeurs absolues, car elles sont sujettes à fluctuations en fonction des dimensions de l'éprouvette utilisée et des conditions d'essais, comme l'a montré J-J. GONCALVES [68a/68b] .

Les valeurs du coefficient de Lankford ont été également mesurées sur des éprouvettes prélevées à 30°, 45° et 60° de la direction de laminage. Les valeurs moyennes obtenues entre 0 et 10% d'allongement pour tous ces essais sont répertoriées dans le tableau II.4.

Sens de prélèvement	Limite d'élasticité à 0,2% (da N/mm²)	Charge maximale (da N/mm²)	Allongement réparti %	Allongement à rupture %
Titane	29,5	40,9	23	41,9
Zirconium	24,6	38,5	21,1	35

Tableau II.2.

% d' allongement		4	8	12	16
r Ti commercial (T35)	sens long	1.2	1.25	1.33	
	sens travers	3.2	2.95	2.8	
r Zr commercial	sens long	2.95	3.00	3.05	
	sens travers	5.2	4.8	4.6	

Tableau II.3.

Tableau II.4.

Matériaux	$r_{0°}$	$r_{30°}$	$r_{45°}$	$r_{60°}$	$r_{90°}$
Titane T35 (1 mm)	1.2	1.6	2.	3.	2.8
Zirconium Q N (1 mm)	2.7	3.4	4.2	5.3	5.5

Valeurs du coefficient d'anisotropie (moyenne entre 0 et 10% d'allongement) pour différents angles de traction par rapport à la direction de laminage

La courbe $r(\Psi)^*$ théorique a été calculée pour les deux matériaux dans le cadre du modèle de Hill, à partir des trois valeurs r_0° , r_{45}° et r_{90}° :

$$r(\Psi) = \frac{2r_0^\circ\, r_{90}^\circ \cos^2 2\Psi + r_{45}^\circ (r^\circ + r_{90}^\circ) \sin^2 2\Psi}{r_0^\circ (1 - \cos 2\Psi) + r_{90}^\circ (1+\cos 2\Psi)} \qquad \text{(report § I.B)}$$

Les points expérimentaux r_{30}° et r_{60}° servent alors de comparaison.

Sur la figure II.22 apparaît l'écart entre ces points expérimentaux et la courbe théorique.

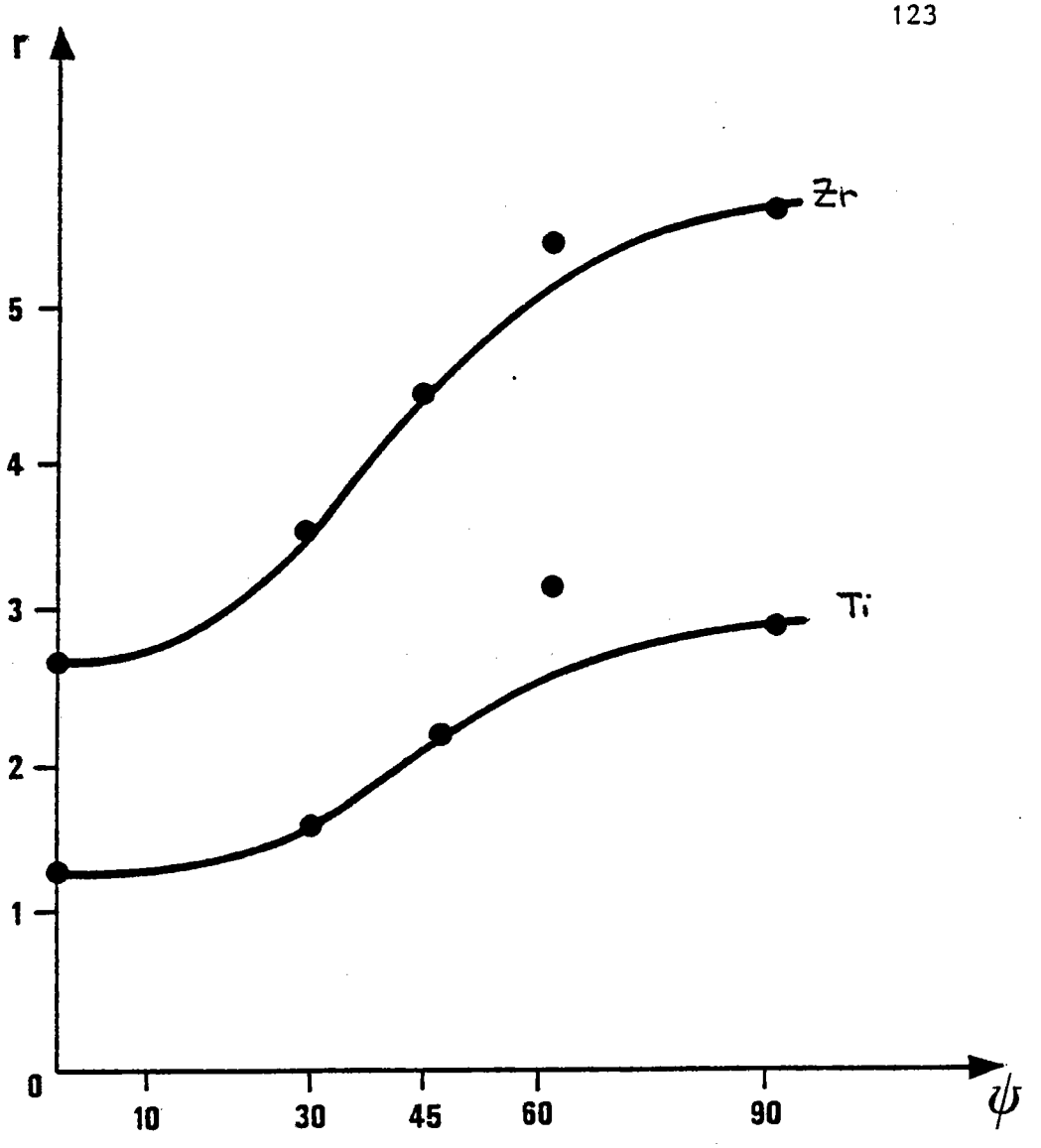
Pour le Zirconium, la dispersion n'est pas excessive. En revanche, pour le Titane, l'écart enregistré pour la mesure à 60° est notable.

Nous nous gardons à ce niveau de l'étude, de tirer des conclusions de ces résultats. N'oublions pas en effet, que les mesures de r sont sujettes à fluctuations et que le calcul dans le cadre de la théorie de Hill est d'une part, symétrique par rapport aux contraintes et d'autre part, fait totalement abstraction des mécanismes d'adaptation tels que le maclage.

II.C.4.2. - COEFFICIENT D'ECROUISSAGE.

Les mesures du coefficient d'écrouissage ont été effectuées selon la méthode développée au paragraphe II.A.2.2.

*Ψ *étant l'angle entre la direction de prélèvement de l'éprouvette et la direction de laminage de la tôle. (cf. fig. I.1)* .



● points expérimentaux

——— courbe théorique

Figure II.22.
Evolution du coefficient d'anisotropie
avec l'orientation de la traction

Le tableau II.5 donne les valeurs du coefficient d'écrouissage $\bar{n}$ (moyen entre 0 et 12% d'allongement) et du coefficient d'écrouissage pour chaque stade de la déformation.

Au premier stade correspond un coefficient d'écrouissage élevé, quel que soit le matériau et le sens de la traction. Le second se caractérise, en revanche, par un coefficient d'écrouissage modeste.

II.C.5. - COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Elles ont été tracées à partir d'essais simulatifs répertoriés au paragraphe II.A.3. , et pour la détermination de chaque point, trois éprouvettes ont été utilisées.

Les techniques de tracé des courbes limites de formage mises au point pour les aciers sont adaptables au Titane et au Zirconium, moyennant quelques modifications, principalement en raison de la faible aptitude de ces matériaux au pliage sous tension, au niveau des arêtes et des rayons de matrice, surtout pour le Zirconium. L'étude complète et détaillée des techniques mises en œuvre et des courbes limites de formage fait l'objet du mémoire de A. VINCENT [82a/82b] .

II.C.5.1 - COURBES REALISEES A LA TEMPERATURE AMBIANTE.

Selon le type d'éprouvettes utilisées, les courbes limites de formage ont une forme différente (Fig.II.23 & II.24). Le niveau le plus élevé correspond aux essais NAKAZIMA, le plus bas aux essais IRSID. Cette différence s'explique par la géométrie des éprouvettes employées pour les essais IRSID : les

EPROUVETTE		$\bar{n}$ coefficient d'écrouissage moyen entre 0 et 12 % d'allongement	n Stade I de la déformation	n Stade II de la déformation
TITANE	traction sens long	0.178	0.369	0.092
	sens travers	0.132	0.817	0.034
ZIRCONIUM	traction sens long	0.342	0.355	0.065
	sens travers	0.17	0.92	0.03

Tableau II.5.

Valeur des coefficients d'écrouissage du Titane et du Zirconium.

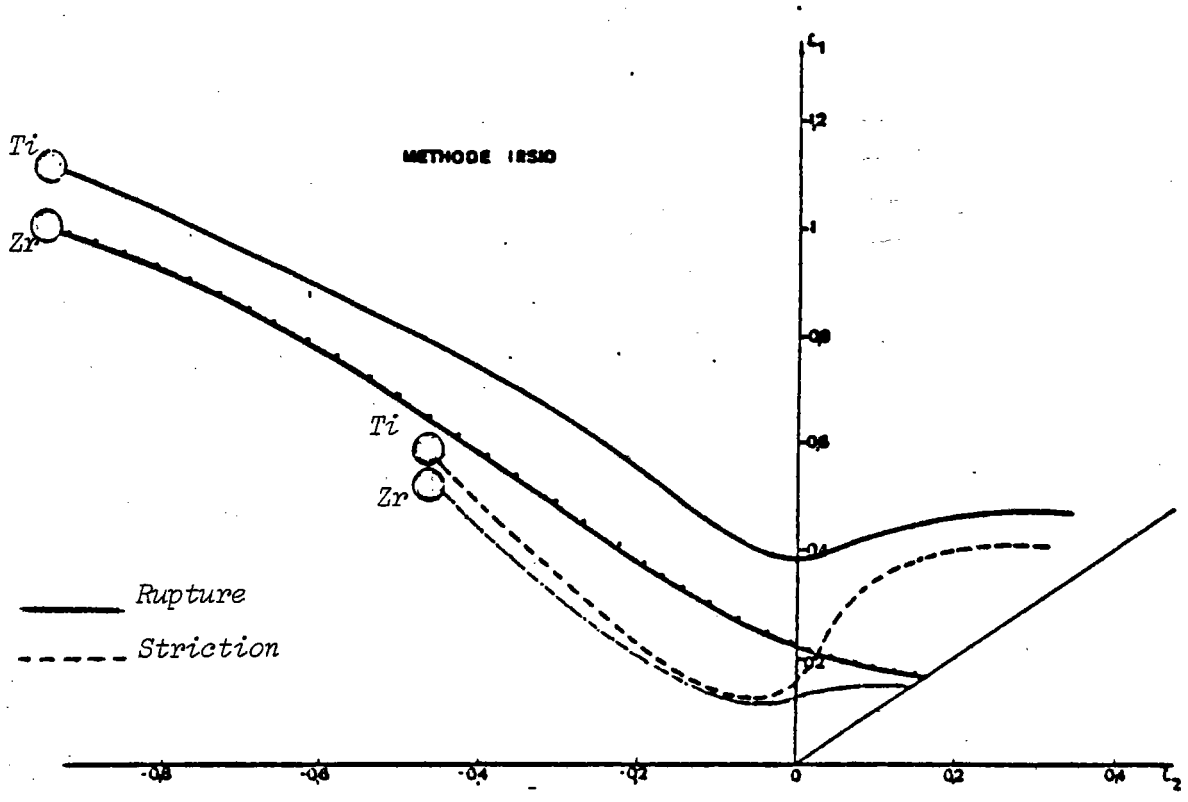


Fig. II.23.

Courbes limites de formage
(éprouvettes prélevées dans le sens travers)

Ces courbes sont des courbes moyennes ; la dispersion des points expérimentaux n'est pas supérieure à 0.03 en ε_1 et ε_2 de part et d'autre de ces courbes

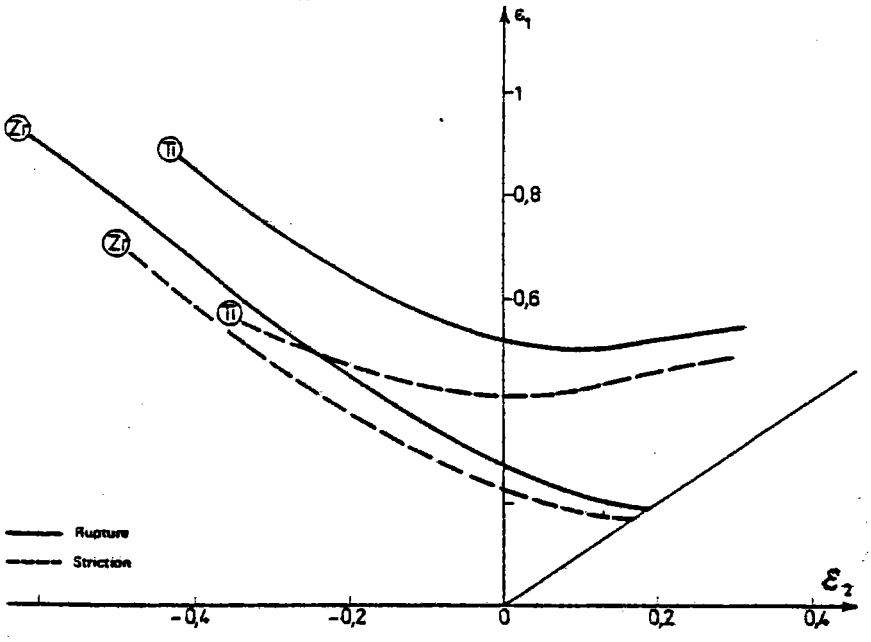


Fig. II.24.

Courbes limites de formage
(éprouvettes prélevées dans le sens travers)
Méthode NAKAZIMA

Ces courbes sont des courbes moyennes ; la dispersion des points expérimentaux n'est pas supérieure à 0.03 en ε_1 *et* ε_2 *de part et d'autre de ces courbes*

éprouvettes entaillées conduisent à un fort gradient de déformation et l'on sous-estime beaucoup la déformation à l'apparition de la rupture. En revanche, dans les essais NAKAZIMA, le contact tôle-outillage induit une contrainte normale qui peut permettre des déformations plus importantes avant striction.

Les éprouvettes prélevées parallèlement au sens de laminage donnent en général des valeurs de ε_1 plus fortes que celles prélevées perpendiculairement (Fig. II.25.) , hormis pour le Titane dans le domaine de l'expansion. Dans le domaine du rétreint, l'allure des courbes est semblable pour les deux matériaux (Fig. II.23.) . Dans le domaine de l'expansion, les possibilités de déformation du Titane, bien que faibles, sont nettement supérieures à celles du Zirconium, ce qui explique les difficultés rencontrées lors de l'emboutissage de tôles de Zirconium. Du point de vue structural, une nette différence apparaît entre les deux métaux après une déformation en expansion.

Le Titane voit sa structure fortement maclée, alors que celle du Zirconium permet d'exclure toute contribution apparente du maclage et ce, aussi bien dans le cas de l'expansion biaxiale dissymétrique que dans celui de l'expansion biaxiale symétrique. Le taux de grains maclés est maximum dans le Titane lorsque la déformation est symétrique en expansion (Fig. II.26.) .

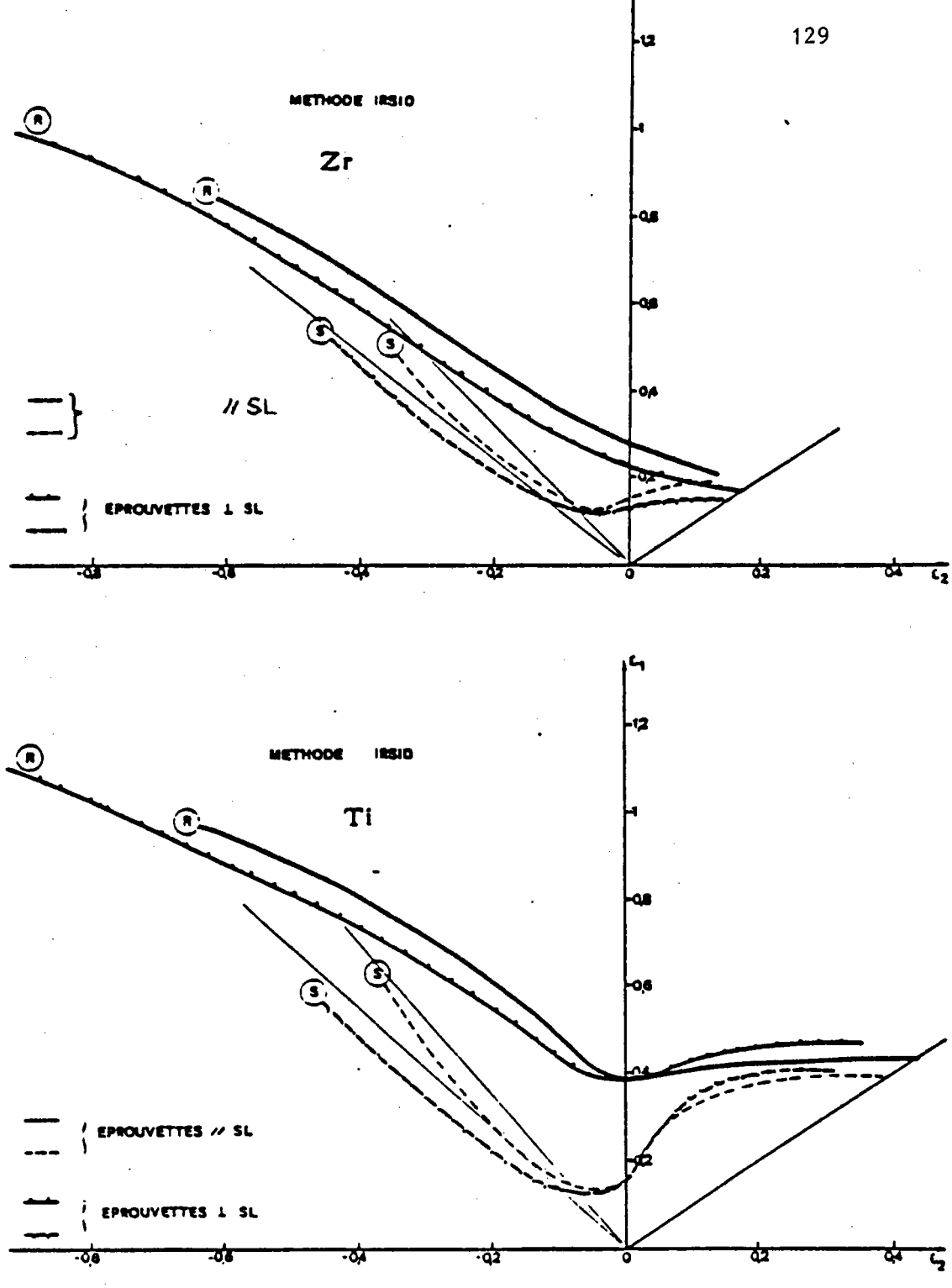
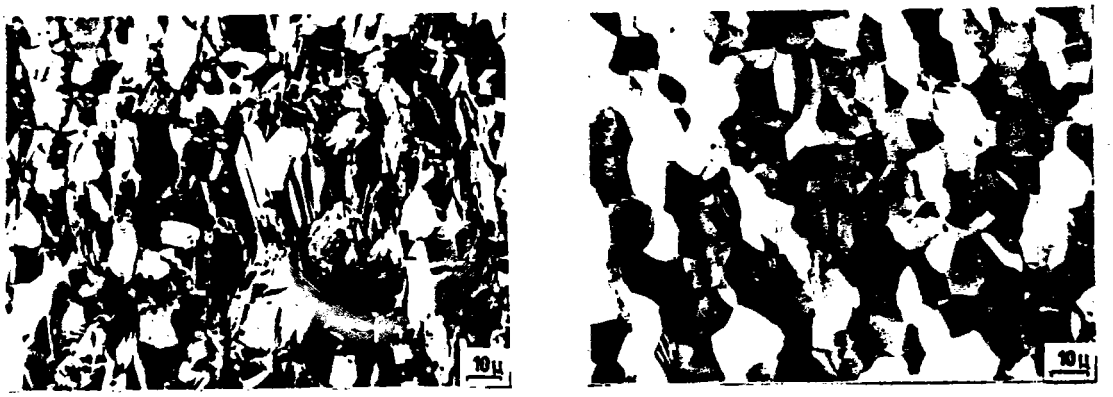


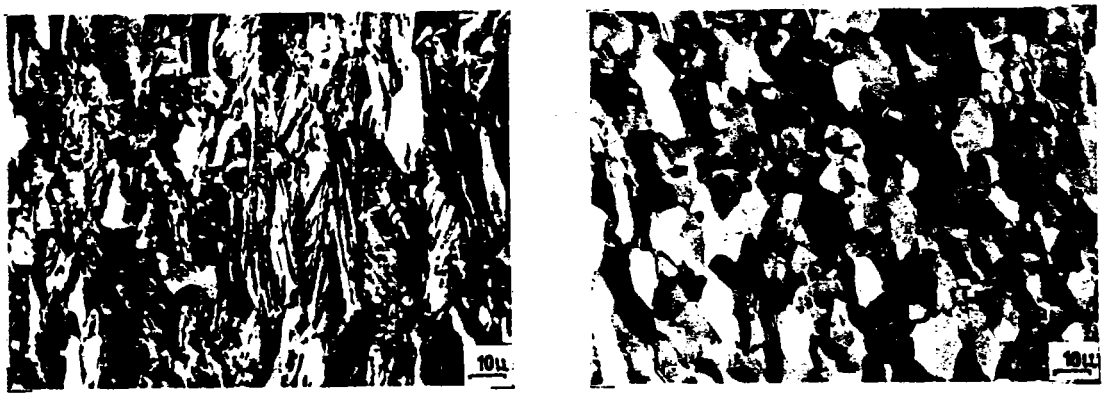
Fig. II.25.

Courbes limites de formage du titane T35 et du zirconium dit de qualité nucléaire

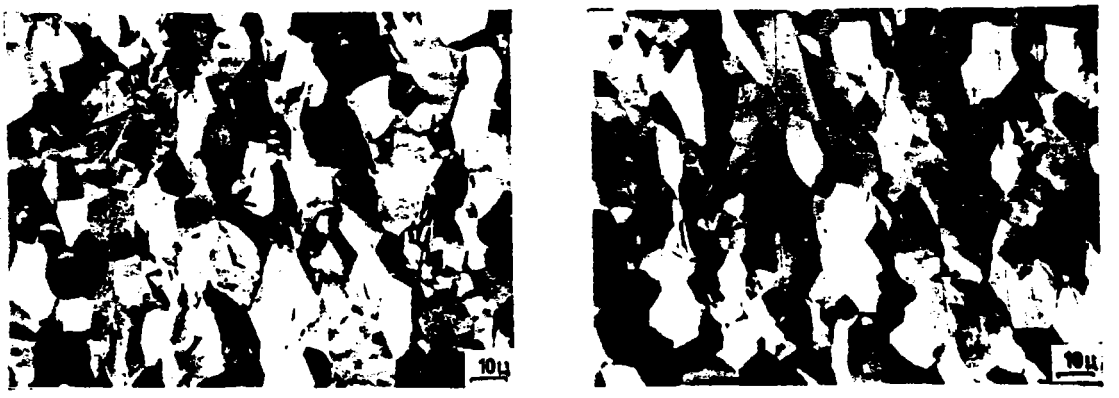
Ti Lumiere polarisee Zr



Expansion biaxiale disymétrique déformée à l'ambiante



Expansion biaxiale symétrique déformée à l'ambiante



Expansion biaxiale symétrique déformée à 175°C

Fig.II.26

II.C.5.2. - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA POSITION DES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Les essais de traction ont été réalisés à l'aide d'une machine INSTRON équipée d'une enceinte climatique. Le montage JOVIGNOT a également été placé dans une enceinte climatique (Fig. II.27).

L'augmentation de la température améliore très sensiblement les valeurs des déformations à rupture du Titane et du Zirconium dans le domaine du rétreint ; elles augmentent progressivement lorsque la température s'élève.

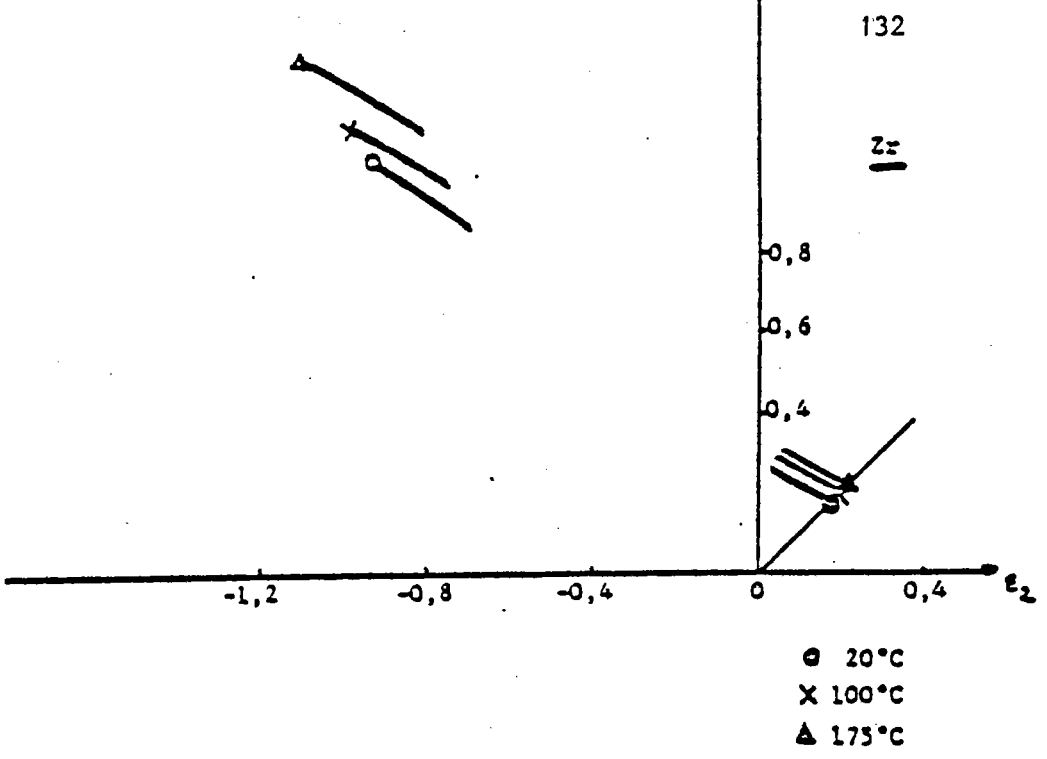
En expansion, les valeurs à rupture et à striction du Titane décroissent de façon continue lorsque la température s'élève, alors que celles du Zirconium s'accroissent légèrement. L'étude micrographique révèle qu'entre 175°C et 200°C en particulier, le maclage est inexistant dans les deux métaux. (Fig. II.26.) .

II.C.5.3. - INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION SUR LA POSITION DES COURBES LIMITES.

Les déformations à rupture et à striction du Titane diminuent dans le domaine du rétreint lorsque la vitesse de déformation augmente (dans la plage de vitesse considérée) (Fig. II.28).

Les valeurs des déformations à rupture ne varient pas pour le Zirconium dans la gamme de vitesses allant de 0,005 cm/mn à 5 cm/mn.

Elles décroissent ensuite pour des vitesses supérieures. Dans le domaine de l'expansion, une augmentation de vitesse



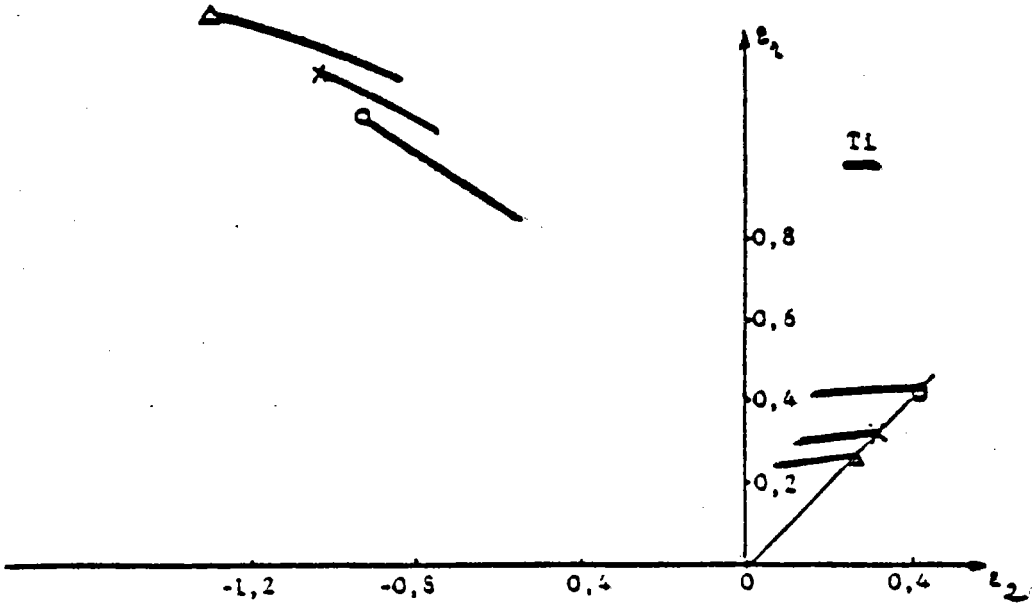
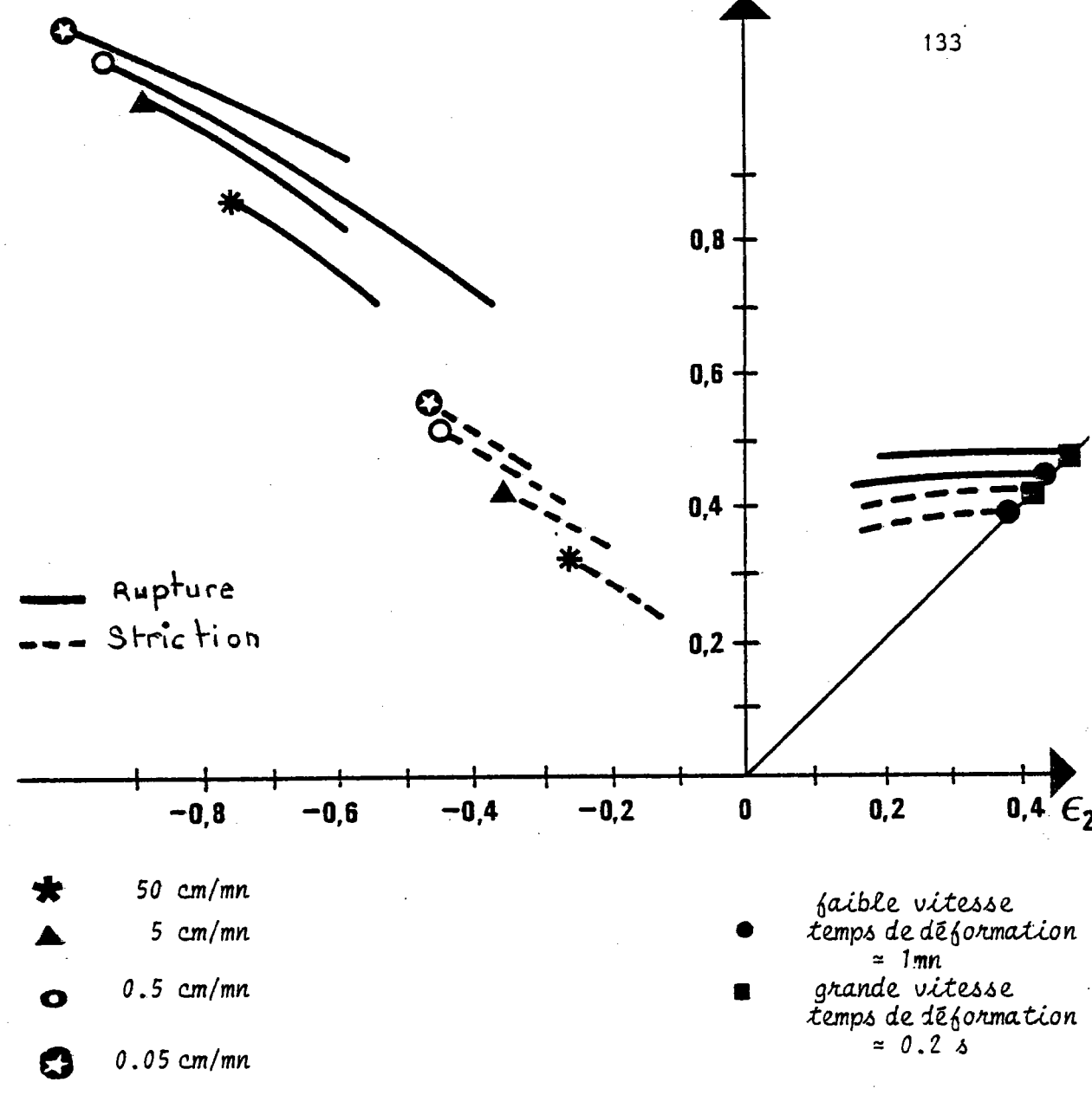


Fig. II.27.

Influence de la température de déformation



50 cm/mn
5 cm/mn
0.5 cm/mn
0.05 cm/mn

faible vitesse
temps de déformation
≈ 1mn

grande vitesse
temps de déformation
≈ 0.2 s

Figure II.28.
Influence de la vitesse de déformation
sur l'aptitude au formage du Titane

entraîne une légère amélioration des valeurs des déformations à rupture et à striction du Titane. Les essais JOVIGNOT sur le Zirconium n'ont pu être poursuivis à vitesse élevée en raison de ruptures prématurées au jonc.

II.C.5.4. - TRAJECTOIRES COMPLEXES.

Des travaux antérieurs [83/84] ont souligné que les chemins de déformations utilisés pour la détermination des courbes limites d'emboutissage à striction et à rupture, influent fortement sur leur forme et leur position.

Les travaux entrepris dans cette partie de l'étude ont tout d'abord pour but de vérifier si, comme pour les aciers, le trajet de déformation a une influence sur le niveau de déformation ultime que peuvent atteindre localement les tôles de Titane et de Zirconium, et de constater éventuellement, les gains de déformation que l'on peut obtenir.

Nous avons exploré les chemins complexes du type expansion biaxiale - traction uniaxiale (sens long et sens travers et traction uniaxiale (sens long et sens travers) , suivie d'expansion biaxiale (Fig. II.29).

Ces résultats confirment, pour ces matériaux hexagonaux, diverses études antérieures sur l'influence des chemins de déformation effectuées sur des matériaux c.c et c.f.c. Ainsi, en vue d'une déformation ultérieure, une première déformation en traction (qu'elle soit effectuée parallèlement ou perpendiculairement à la direction de laminage) ne modifie pas la résistance à l'amincissement de la tôle, alors que cette résistance se trouve notablement diminuée lorsque la première

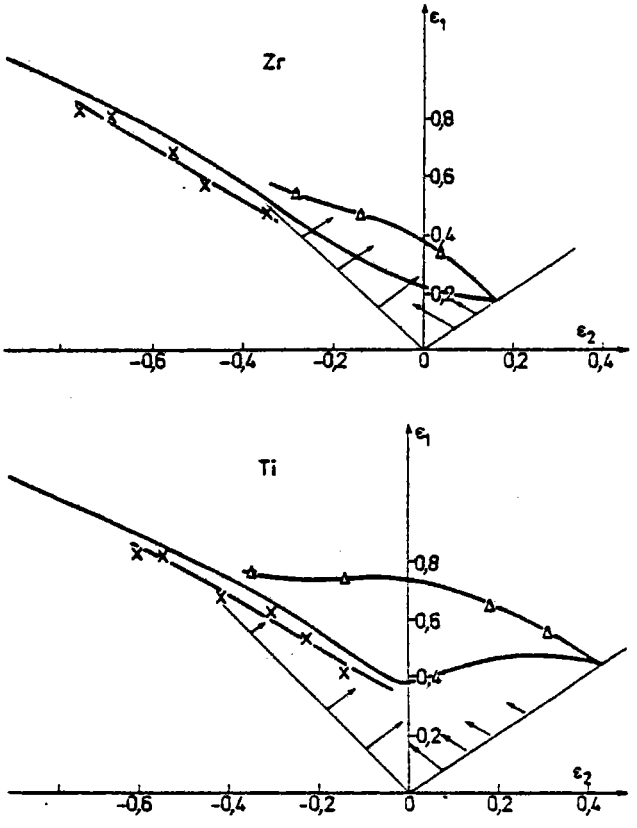


Fig. II.29.

Trajectoires complexes.

Δ *Traction - expansion biaxiale*

X *Expansion biaxiale - traction*

déformation a été une expansion biaxiale [85] . L'analyse au microscope électronique à transmission de la géométrie des cellules de dislocations conduit à penser que cette géométrie est un paramètre important à considérer.

Les cellules de déformation en traction (qu'elle soit longitudinale ou transversale) sont régulières et de forme rectangulaires (Fig. II.30). En revanche, en expansion biaxiale, cette régularité et cette forme géométrique n'apparaissent plus. Nous n'avons pas non plus retrouvé cette géométrie dans les éprouvettes prédéformées en expansion, puis déformées en traction simple.

De toute façon, il est préférable de réaliser les séquences rétreint-expansion, plutôt que les séquences expansion-rétreint. Et, bien que le gain pour le Zirconium soit faible, les résultats laissent à penser qu'il est possible de tirer un meilleur parti du métal en le sollicitant, suivant une trajectoire appropriée.

II.C.5.5. - MODELISATION DES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Les courbes limites théoriques ont été tracées selon le modèle et le programme correspondant décrits au paragraphe I.E.3 et dans l'appendice 2. [86] .

Ces calculs sont basés sur :

- la loi de comportement, c'est-à-dire les valeurs de k et n (loi du type $\sigma = k\varepsilon^n$) et éventuellement + σ_o, k' et n' (loi du type $\sigma = \sigma_o + k\varepsilon^n$) .

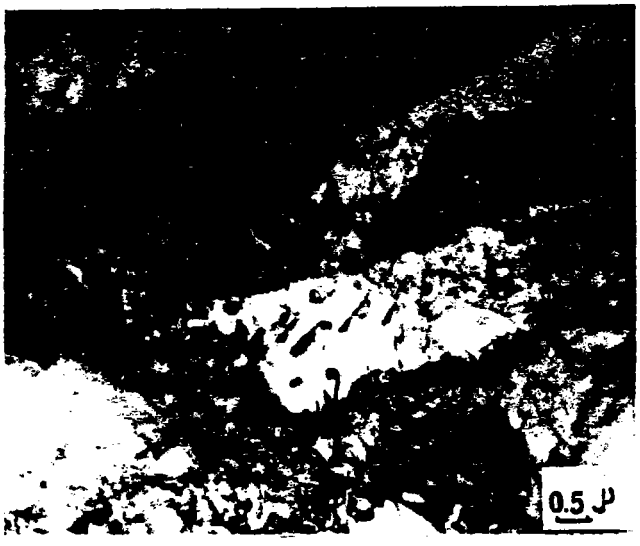


Fig.II.30 Cellules de dislocations en traction uniaxiale

TITANE (Microscopie à transmission)

- les valeurs $r_{0°}$ et $r_{90°}$ du coefficient d'anisotropie.

- l'épaisseur du matériau et le paramètre F_o caractérisant l'endommagement initial (ici $F_o = 0,01$) .

Les figures II.31 et II.32 représentent les courbes expérimentales et théoriques à striction, respectivement pour le Titane et le Zirconium. Les courbes théoriques ont été obtenues dans ce cas, à partir des valeurs moyennes de $r_{0°}$ et $r_{90°}$ entre 0 et 12% d'allongement, et des valeurs du coefficient d'écrouissage tirées de la loi d'HOLLOMON.

Pour le Zirconium, les valeurs théoriques et expérimentales sont assez voisines. En revanche, les courbes théoriques du Titane sont beaucoup trop basses et inversées par rapport aux courbes expérimentales.

Un calcul différent, basé sur les valeurs du coefficient d'écrouissage tirées de lois de comportement du type $\sigma = \sigma_o + k\varepsilon^n$ (Fig. II.33) , a été effectué.

Cependant, les résultats sont aussi peu satisfaisants ; et l'écart relatif entre courbes théoriques et courbes expérimentales est toujours supérieur à 100%.

II.C.6. - DISCUSSION DES RESULTATS.

Ces résultats expérimentaux et les données bibliographiques sur les scissions critiques de glissement et maclage (§ I.G.3), nous permettent d'analyser les mécanismes de la déformation de chaque métal, selon le mode de sollicitation, puis de comparer leurs comportements en déformation.

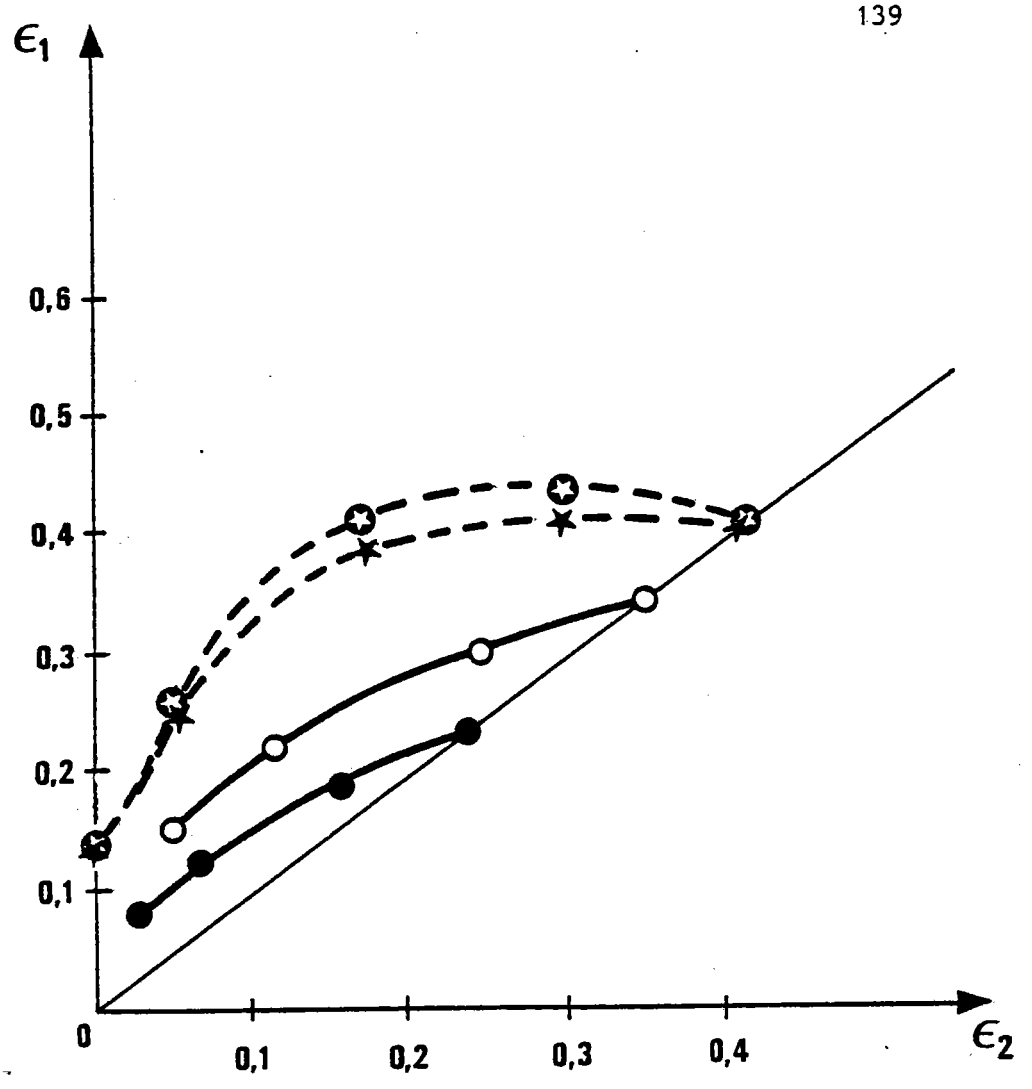


Figure II.31

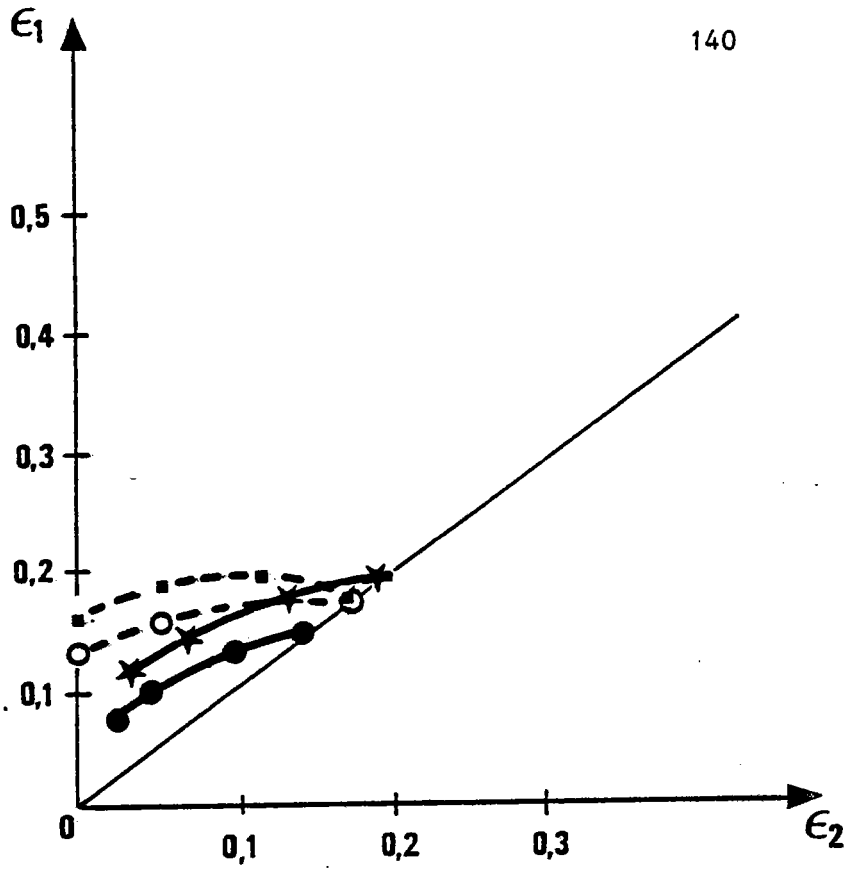
Courbes limites de formage tracées pour le Titane.
Le modèle théorique utilise la loi d'Hollomon.

★ Courbes expérimentale sens long.

● Courbe théorique sens travers.

✪ Courbes expérimentale sens travers.

○ Courbe théorique sens long.



o Courbe expérimentale sens travers

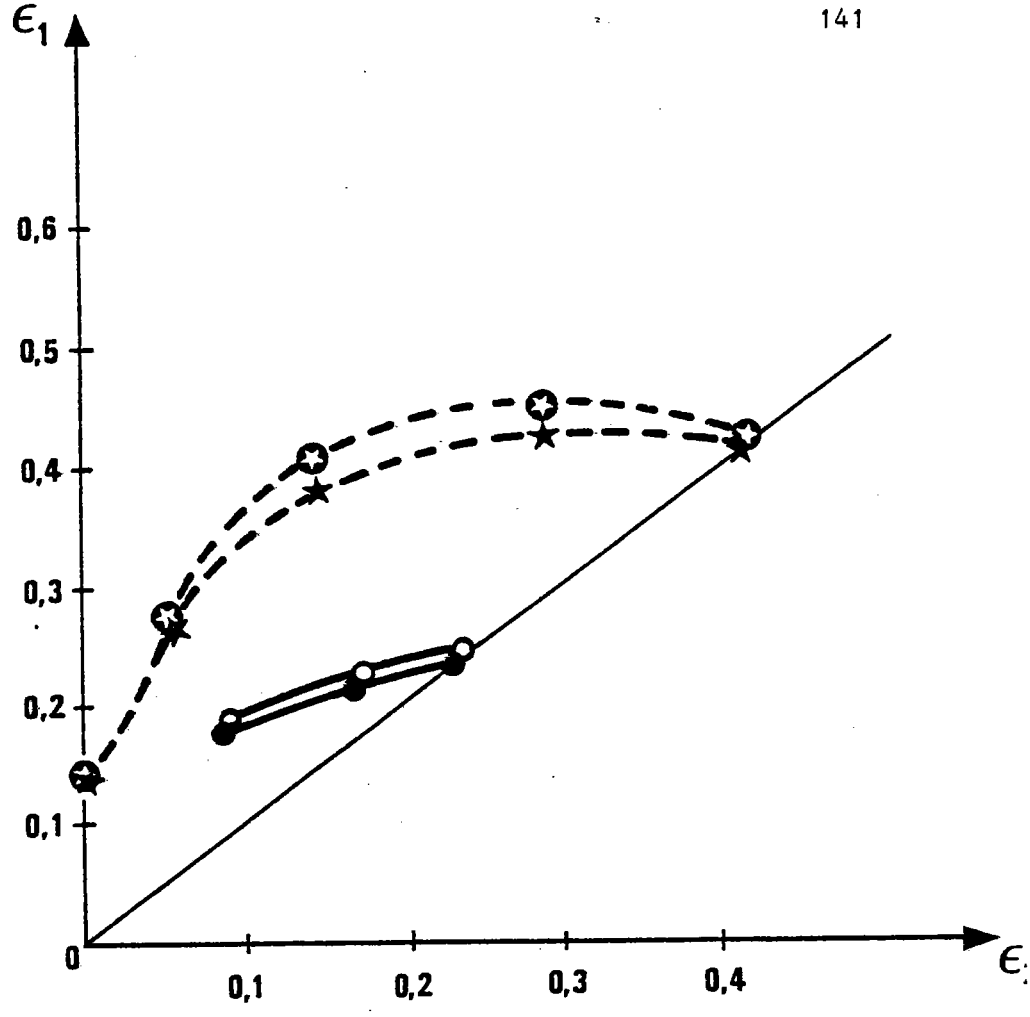
● Courbe théorique sens travers

▪ Courbe expérimentale sens long

★ Courbe théorique sens long

Figure II.32.

Courbes limites de formage tracées pour le Zirconium. Le modèle théorique utilise la loi d'Hollomon.



Courbe expérimentale sens long

Courbe expérimentale sens travers

Courbe expérimentale sens travers

Courbe expérimentale sens long

Figure II.33.

Courbes limites de formage tracées pour le Titane
Le modèle théorique utilise la loi de Ludwick

D'une façon générale, la texture de départ conditionne fortement l'aptitude à la mise en forme du matériau, en ce sens que, selon la direction de la contrainte, certains systèmes de glissement ou maclage seront sollicités ou non.

Par ailleurs et en guise de préliminaire, il faut souligner que pour le Titane et le Zirconium, les scissions critiques de glissements basal et pyramidal à température ambiante sont très supérieures à celles du glissement prismatique. Les scissions des différents système de maclage sont supérieures ou égales à celles des glissements basal et pyramidal (Tableau II.6) .

Comme la texture de ces matériaux est très marquée, nous allons raisonner par rapport à un monocristal dont l'orientation correspond à la composante majeure de la texture du polycristal.

Lors d'une traction dans le sens de laminage, la position des hexagones est telle qu'elle permet au glissement prismatique d'intervenir; le facteur de SCHMID pour 4 des 6 plans est de 0,43 pour les deux métaux (Tableau II.7) . Ce mode de glissement étant également le mode principal d'adaptation rencontré lors du laminage, on conçoit qu'il n'y ait que peu de modification de la texture sous une contrainte uniaxiale parallèle à la direction de laminage (le taux d'écrouissage préalable subi lors du laminage étant important).

Une traction dans le sens travers n'est pas incompatible avec la possibilité de glissement prismatique (facteurs de SCHMID, respectivement de 0,29 pour le Titane et 0,38 pour le

Tableau II.6.

Valeurs connues des différentes scissions critiques de glissement et de maclage pour le Titane (eq. O_2 = 0.1 % A), d'après CONRAD (9)

SYSTEME	S.C.C.R (daN/mm^2) θ = 20°C	
Glissement sur $\{10\bar{1}0\}$ (prismatique) du type a	30	
Glissement sur {0001} (basal) du type a	80	
Glissement sur $\{10\bar{1}1\}$ (pyramidal) du type a	≃ glissement basal (10)	
Maclage sur $\{10\bar{1}2\}$		γ_τ = 0,167
Maclage sur $\{11\bar{2}2\}$	60	γ_τ = 0,225

N.B. : Il n'existe pas de valeurs précises pour le Zirconium (eq. O_2 = 0.1 A) mais quelques données fragmentaires qui indiquent que le glissement prismatique possède une S. CC R beaucoup plus faible que celles de tous les autres (11).

Tableau II 7

Valeurs des facteurs de Schmid correspondant aux différents systèmes de glissement. Une contrainte unixiale est appliquée selon la direction de la contrainte principale à un monocristal placé dans l'orientation $\{\bar{2}115\}\langle 10\bar{1}0\rangle$ pour le titane et $\{\bar{2}116\}\langle 10\bar{1}0\rangle$ pour le zirconium.

Système de glissement	traction sens long		traction sens travers		expansion biaxiale	
	titane	zirconium	titane	zirconium	titane	zirconium
$\{10\bar{1}0\}\langle 1\bar{2}10\rangle$	0.43	0.43	0.29	0.38	0.14	0.05
$\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	0.43	0.43	0.29	0.38	0.14	0.05
$\{01\bar{1}0\}\langle \bar{2}110\rangle$	0	0	0	0	0	0
$\{0001\}\langle 1\bar{2}10\rangle$	0	0	0.33	0.4	0.16	0.10
$\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	0	0	0.33	0.4	0.16	0.10
$\{0001\}\langle \bar{2}110\rangle$	0	0	0	0	0	0
$\{10\bar{1}1\}\langle 1\bar{2}10\rangle$	0.36	0.36	0.39	0.50	0.16	0.06
$\{01\bar{1}1\}\langle \bar{2}110\rangle$	0	0	0	0	0	0
$\{1\bar{1}01\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	0.36	0.36	0.39	0.50	0.16	0.06
$\{10\bar{1}1\}\langle 1\bar{2}10\rangle$	0.36	0.36	0.10	0.17	0.16	0.06
$\{01\bar{1}1\}\langle \bar{2}110\rangle$	0	0	0	0	0	0
$\{1\bar{1}01\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	0.36	0.36	0.10	0.17	0.16	0.06

Zirconium) mais elle entraîne une réorientation des grains, ce qui explique en particulier, la dispersion de l'axe $\vec{a}$ et l'évolution de l'axe c . Il en résulte une diminution de la valeur du coefficient d'anisotropie, du fait de la diminution d'acuité de la composante majeure et une modification du trajet de déformation, lequel s'incurve fortement.

Ainsi en règle générale, le glissement prismatique simple ou dévié orchestre et gouverne la déformation en traction uniaxiale, avec dans le cas du Titane l'apparition de quelques macles.

Ces hypothèses sont confortées par les comportements des deux matériaux (en température, avec la vitesse de déformation...) dans le domaine du rétreint. Ces mécanismes expliquent la bonne ductilité en traction des deux matériaux.

En expansion équibiaxiale, l'orientation initiale des réseaux cristallins n'est pas favorable à la possibilité de glissement suivant les plans prismatiques (direction de glissement $<1\bar{1}20>$ proche ou dans le plan de la tôle). Le facteur de SCHMID est, en effet, de 0,14 pour le Titane et de 0,05 pour le Zirconium. Les autres modes de glissements (basal et pyramidal) possèdent des valeurs de scissions critiques très élevées et ne sont guère plus avantagés par leurs facteurs d'orientation (la direction de glissement est commune aux trois systèmes). La striction et la rupture se produisent alors très tôt dans le cas du Zirconium soumis à ce type de sollicitation. En revanche, le Titane se macle au cours de la déformation à la température ambiante (macles de type $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}2\}$).

A 175°C, le maclage est absent dans les deux matériaux, et leur comportement en expansion est médiocre.

Il semble donc que ce soit le maclage qui soit responsable de la meilleure aptitude à la déformation en expansion biaxiale du Titane (à la température ambiante). Nous chercherons à préciser au chapitre suivant, comment et pourquoi.

Mais il semble d'ores et déjà possible d'avancer :

1 - que le maclage explique la position des courbes limites de formage, sens long et sens travers du Titane.

1 - que le coefficient d'écrouissage déterminé en traction simple ne peut en aucun cas être représentatif du comportement en expansion biaxiale du Titane. Ce dernier point sera développé dans la troisième partie de cet ouvrage.

II.D. - PRÉDÉFORMATIONS À BASSE TEMPÉRATURE.

II.D.1. - INTRODUCTION.

Les expériences de déformation du Titane et du Zirconium révèlent des différences importantes dans le domaine de l'expansion. L'étude micrographique indique la présence du maclage dans le Titane commercial déformé à l'ambiante alors que le Zirconium, déformé dans les mêmes conditions, ne se macle pas. Il semblait donc intéressant de prédéformer à basse température le Zirconium afin d'y développer différents systèmes de macles et d'améliorer ainsi les capacités de déformation en expansion de ce métal.

Aussi, en se basant sur les idées émises par REED. HILL et al. [61] , une série d'essais de prédéformations à basse température, suivie de déformations en expansion biaxiale a-t-elle été entreprise . Ce travail a été précédé d'une étude de la plastification des deux matériaux.

Le double but de cette démarche se résume comme suit :

- rechercher les conditions de prédéformations optimales à basse température (le maclage se développant toujours plus facilement à basse température) dans le Zirconium de façon que les macles induites par ce procédé, permettent une meilleure déformation ultérieure en expansion.

- comprendre les mécanismes du développement du maclage au cours de la déformation.

Parmi les paramètres auxquels la formation de macles est sensible, nous examinerons la température et le taux de prédéformation.

II.D.2. - ETUDE DE LA PLASTIFICATION.

Dans ce cas particulier, la plastification désigne le franchissement de la limite d'écoulement plastique du métal considéré et Π_o correspond au seul de contrainte correspondant.

Cette technique expérimentale mise au point au CEA, permet, outre la détermination de Π_o , la caractérisation de la ductilité du métal au moyen de la courbe $P = f(\omega_o)$, P et ω_o représentant respectivement la contrainte et la flèche (voir § II.A.4) .

Le dépouillement des résultats permet, en effet, de tracer la courbe $P = f(\frac{\Delta\omega_o}{\omega_o})$ qui donne immédiatement la valeur de Π_o (produit de la pente de la courbe par la flèche ω_o) .

Les essais concernant le Titane et le Zirconium ont été effectués à la température ambiante et donnent les résultats suivants :

Dans le cas du Titane, la valeur de Π_o est de 0,82 MPa correspondant à une flèche égale à 0,05 mm, alors que dans le cas du Zirconium, la valeur de Π_o est de 2,28 MPa pour une flèche de 0,13 mm (Fig II.7 et Fig. II.8 [§ II.A.4] .

Cela revient à dire qu'il existe entre les deux métaux, un coefficient multiplicateur de 2,5, tant du point de vue pression, que du point de vue flèche.

Les indications ainsi recueillies précisent un peu mieux les choses en ce sens, qu'une faible valeur de Π_c pour le Titane implique une plastification rapide, alors que pour le Zirconium, la valeur du seuil d'écoulement est plus élevée, ce qui tend à montrer qu'une partie de l'énergie nécessaire à la déformation totale a déjà été utilisée pour vaincre la déformation élastique, avant même d'attaquer la capacité de déformation du métal dans le domaine plastique. L'étude des courbes "flèche au pôle en fonction de la pression" (ω_o = f (P)) (Fig. II.34) apporte également des données intéressantes pour la caractérisation des matériaux. Ce type de courbe, en effet, renseigne sur la ductilité du métal i.e. sur sa capacité de mise en forme et, par voie de conséquence, sur un coefficient (n*) en expansion. Une courbe présentant une faible pente est caractéristique d'un matériau à fort coefficient d'écrouissage; une courbe à forte pente est, à l'inverse, caractéristique d'un matériau à faible coefficient d'écrouissage.

Ainsi, la comparaison des courbes tracées pour le Titane et le Zirconium commercial, fait apparaître que la pente enregistrée dans le cas du Titane est nettement moins accentuée que celle du Zirconium.

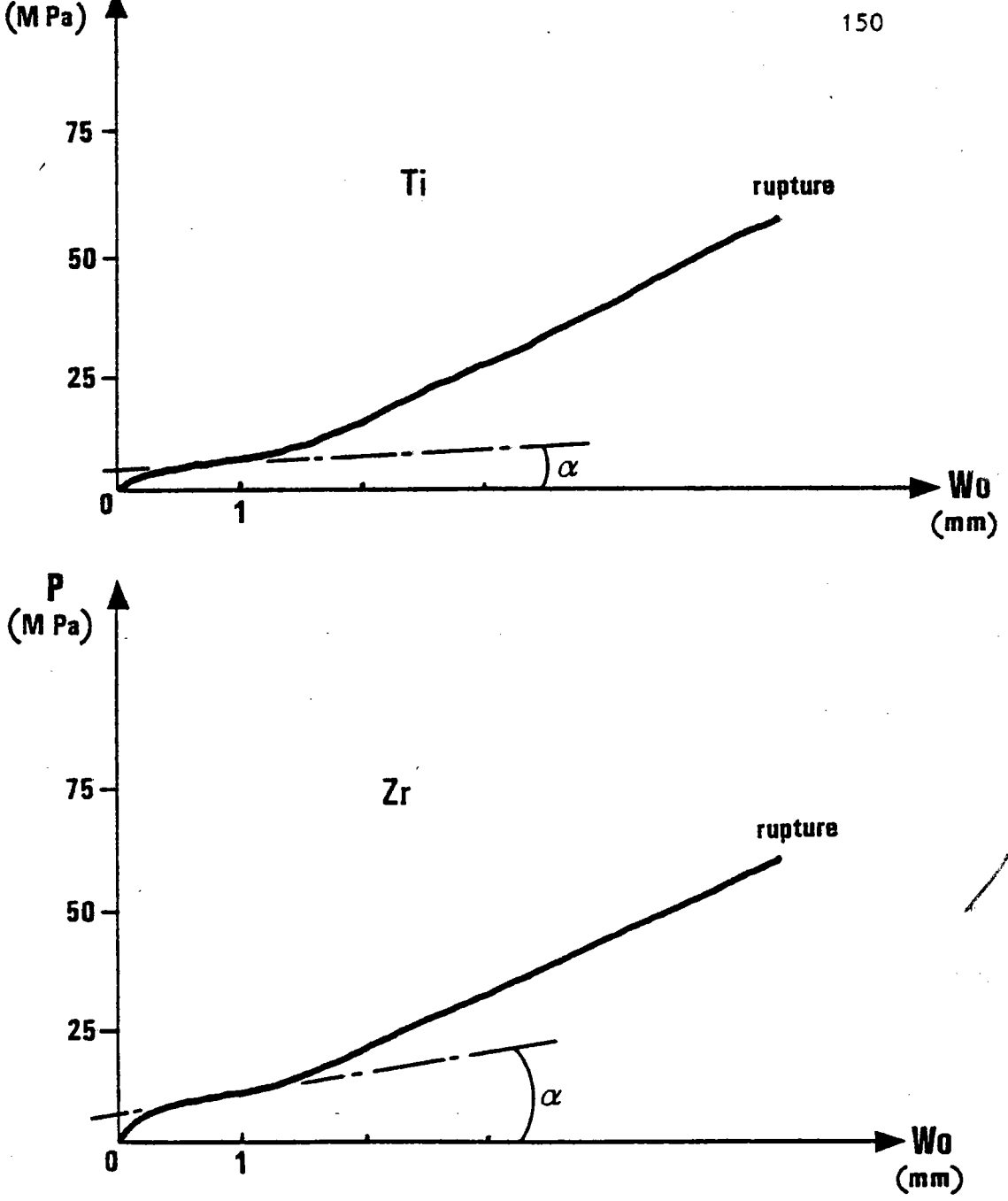


Figure II.34.

Courbes représentant la pression en formation de la flèche pour le Titane et le Zirconium

II.D.3. - EFFET DES PREDEFORMATIONS SUR LES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Les conditions opératoires des essais préliminaires et des essais de prédéformation, sont détaillées dans le mémoire de P. LEMOISSON [87] . Les essais ont été menés à des températures de prédéformation de - 50°C et - 196°C avec des taux de prédéformations en expansion de 2 à 4% et à une vitesse de 2 MPa . mn^{-1} ou 120 MPa . mn^{-1} . D'autres essais de prédéformations ont également été réalisés par laminage et par compression. Tous ces essais ont été suivis par une déformation en expansion biaxiale à la température ambiante et à 175°C.

II.D.3.1 - PREDEFORMATIONS PAR LAMINAGE ET PAR COMPRESSION.

L'étude micrographique montre que les modes de prédéformation par compression ou par laminage n'ont pas entraîné de changement de structure notable dans le Zirconium; notamment, il n'y a pas d'apparition de macles. Ceci s'explique par le fait que la texture de la tôle de Zirconium de départ est très affirmée et le développement des systèmes de macles est très sensible à l'orientation de la contrainte. Le laminage, par exemple, n'est qu'une superposition de contraintes en compression pure et en traction pure, alors qu'en expansion biaxiale, les directions de contraintes sont plus diversifiées et l'on peut ainsi obtenir des états de contraintes plus favorables à l'initiation du maclage (Tableaux II.8 et II.9).

II.D.3.2. - PREDEFORMATIONS EN EXPANSION BIAXIALE.

C'est dans ce cas seulement qu'un taux de macles notable a été obtenu dans le Zirconium.

Tableau II.8.

Résultats en expansion biaxiale après essai de prédéformation

TITANE			Avec Pré-déformation													Sans Pré-déformation
Type de pré-déformation			SOLLICITATION BI-AXIALE								LAMINAGE			COMPRESSION		
Vitesse de pré-déformation			2 MPa.mn^{-1}				120 MPa mn^{-1}									
Température de pré-déformation			-50°C		-196°C		-50°C		-196°C		-196°C theor.			-196°C theor.		
Taux de pré-déformation			2 %	4 %	2 %	4 %	2 %	4 %	2 %	4 %	9 %	12 %	15 %	145 T	162 T	
Fraction volumique exclue (%)			20	30	60	75	30	70	80	80	70	85	100	0	5	0
Déformation Ultérieure ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$)	A 20°C	Striction ε_1	0,43	0,42	0,43	0,43	0,41	0,43	0,44	0,45	0,48	0,37	0,33	0,39	0,46	0,42
		Striction ε_2	0,33	0,33	0,34	0,36	0,34	0,32	0,34	0,38	0,32	0,38	0,27	0,33	0,36	0,31
		Rupture ε_1	0,58	0,53	0,60	0,60	0,49	0,48	0,55	0,43	0,59	0,48	0,42	0,46	0,58	0,61
		Rupture ε_2	0,52	0,47	0,60	0,64	0,43	0,42	0,60	0,42	0,49	0,42	0,38	0,44	0,61	0,48
	A 175°C	Striction ε_1	0,34	0,37	0,38	0,40	0,36	0,34	0,34	0,37	—	—	—	—	—	0,32
		Striction ε_2	0,26	0,24	0,28	0,31	0,29	0,30	0,32	0,30						0,21
		Rupture ε_1	0,43	0,49	0,61	0,60	0,45	0,47	0,63	0,70	—	—	—	—	—	0,34
		Rupture ε_2	0,37	0,39	0,60	0,60	0,41	0,42	0,41	0,48						,32

Tableau II.9.

Résultats en expansion biaxiale après essai de prédéformation

ZIRCONIUM			Avec Pré-déformation												Sans Pré-déformation
Type de pré-déformation			SOLLICITATION BI-AXIALE								LAMINAGE			COMPRESSION		
Vitesse de pré-déformation			2 MPa.mn^{-1}				120 MPa mn^{-1}									
Température de pré-déformation			-50°C		-196°C		-50°C		-196°C		-196°C liquide			-196°C vapeur		
Taux de pré-déformation			2 %	4 %	2 %	4 %	2 %	4 %	2 %	4 %	9 %	12 %	15 %	145 T	162 T	
Fraction volumique acide (%)			3	3	5	10	0	0	5	15	5	5	5	0	0	0
Déformation Ultérieure ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$)	A 20°C	ε_1 Striction	0,11	0,10	0,12	0,13	0,08	0,10	0,13	0,12	0,10	0,07	0,07	0,08	0,10	0,12
		ε_2 Striction	0,04	0,04	0,07	0,07	0,04	0,06	0,06	0,08	0,05	0,03	0,04	0,02	0,05	0,05
		ε_1 Rupture	0,12	0,16	0,17	0,13	0,10	0,14	0,16	0,17	0,13	0,08	0,05	0,07	0,10	0,12
		ε_2 Rupture	0,08	0,05	0,11	0,12	0,09	0,06	0,12	0,10	0,09	0,04	0,03	0,04	0,05	0,07
	A 175°C	ε_1 Striction	0,08	0,09	0,10	0,16	0,11	0,11	0,11	0,12	—	—	—	—	—	0,11
		ε_2 Striction	0,03	0,06	0,07	0,09	0,04	0,03	0,07	0,08						0,06
		ε_1 Rupture	0,13	0,23	0,14	0,19	0,15	0,21	0,16	0,16	—	—	—	—	—	0,16
		ε_2 Rupture	0,09	0,19	0,12	0,17	0,10	0,11	0,14	0,14						0,12

L'étude micrographique sur les tôles seulement prédéformées fait apparaître que, dans les deux cas, l'abaissement de la température de prédéformation se traduit par une augmentation du volume maclé. Ce dernier est d'autant plus important que le taux de prédéformation est plus élevé (dans les limites, bien entendu, du domaine de prédéformation examiné) (Fig. II.35 et II.36).

Si dans le Titane prédéformé à 4% et à - 196°C le volume maclé est de l'ordre de 75% du volume total, la fraction volumique maclée du Zirconium déformé dans les mêmes conditions reste cependant faible (≃ 10%).

L'augmentation de la vitesse de prédéformation n'apporte, non seulement aucune modification du volume maclé, mais aucune amélioration non plus du comportement en déformation ultérieur du Zirconium (dans le domaine de vitesse considéré).

Les tableaux II.8 et II.9 donnent les valeurs des couples ε_1 et ε_2 obtenus après la déformation ultime à l'ambiante et à 175°C. Le gain optimal de déformation pour le Zirconium s'obtient lorsque les prédéformations sont réalisées dans les conditions suivantes :

- température de prédéformation égale à - 196°C,
- taux de prédéformation égal à 4% ,
- vitesse de prédéformation égale à 1 sous 2 MPa . mn^{-1}

et que la déformation ultime est effectuée à 175°C. Dans ce cas, le gain en déformation à striction obtenu par rapport aux valeurs notées à l'ambiante sans prédéformation, est de 36% en ε_1 et de 50% en ε_2 . Une augmentation sensible de

Fig.II.35 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE PRE-DEFORMATION

Ti

Lumiere polarisee
X 480

2 MPa.mn^{-1}

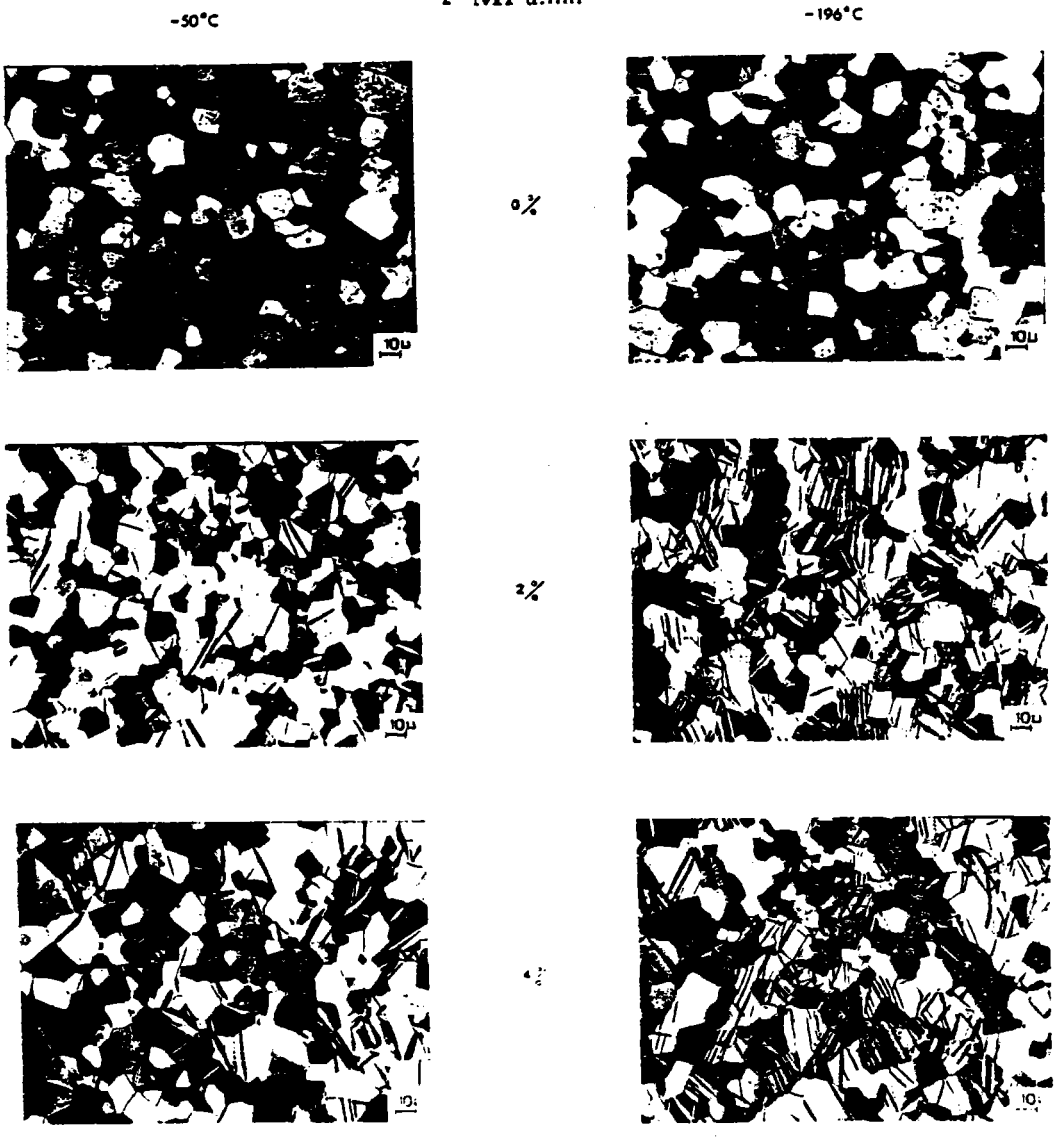


Fig.II.36 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE PRE-DEFORMATION

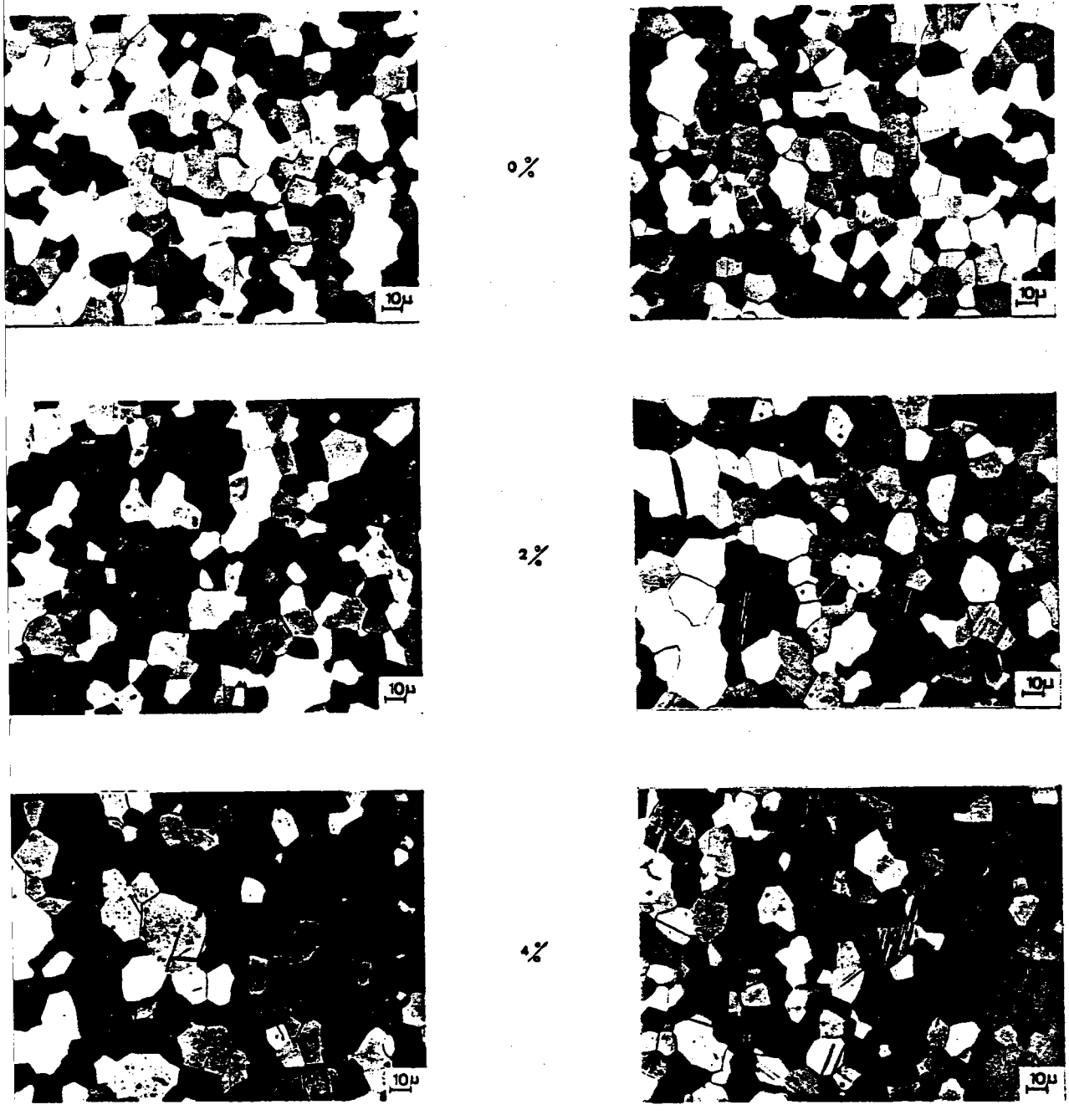
Zr

Lumiere polarisée
X 480

2 MPa.mn^{-1}

-50°C

-196°C



ces valeurs est toujours associée à l'augmentation du volume maclé lors de la prédéformation. Des essais similaires ont été menés sur le Titane à titre de comparaison et ils confirment ce qui vient d'être dit.

Le Titane présente après prédéformation à basse température, un volume maclé important. Après la déformation ultime à 175°C (où le glissement intervient seul) les performances atteintes sont égales ou supérieures selon le cas, aux déformations obtenues en trajet simple à 20°C.

Dans certains cas, lorsque le volume maclé après la déformation est trop important, il y a rupture prématurée, ce qui explique les valeurs faibles en ε_1 et ε_2 .

II.D.4. - DISCUSSION DES RESULTATS.

Dans le cadre de cette étude, nous avons fait varier les paramètres taux, tempérautre et vitesse de prédéformation. Pour le Zirconium, les meilleurs résultats sont obtenus lorsque la prédéformation en expansion équibiaxiale est réalisée dans les conditions suivantes :

- température de prédéformation égale à - 196°C,
- taux de prédéformation égal à 4% ,
- vitesse de prédéformation égale à 1 sous 2 $MPa.mn^{-1}$,
- température de déformation ultime égale à 175°C.

En opérant dans ces conditions, on crèe quelques macles lors de la prédéformation et pendant la déformation finale à la température ambiante ou à 175°C; il n'y a pas formation de macles secondaires, comme le montrent les micrographies de la figure II.37.

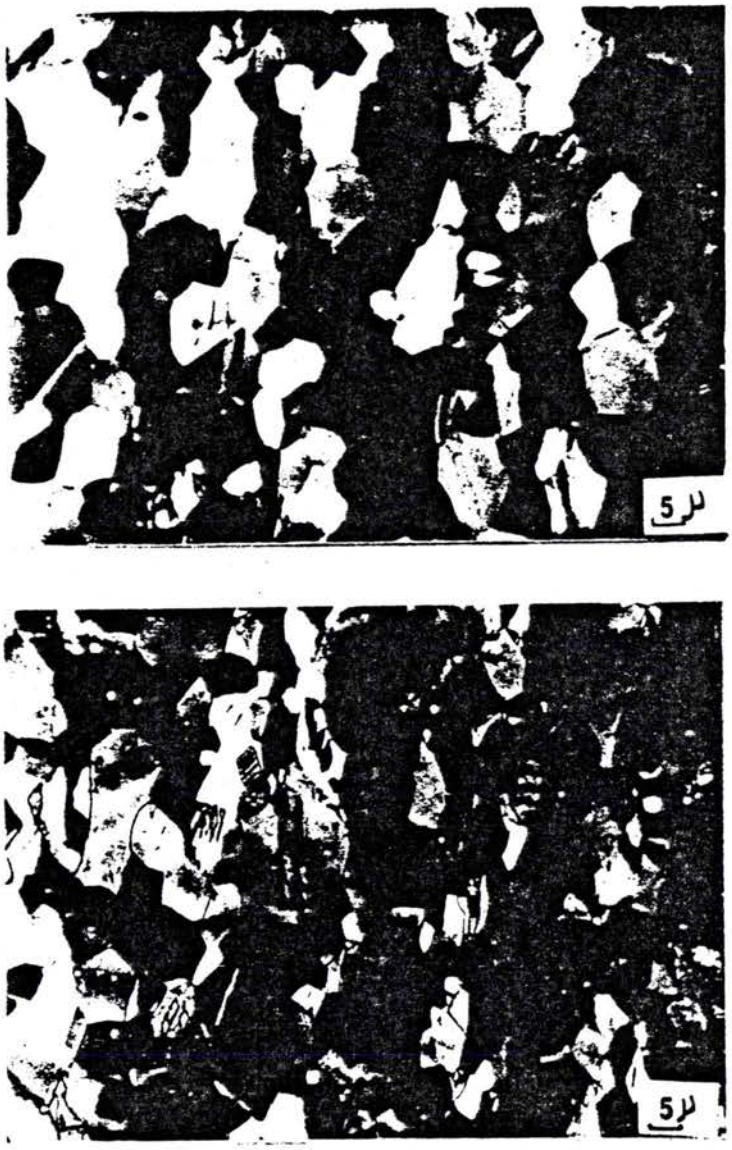


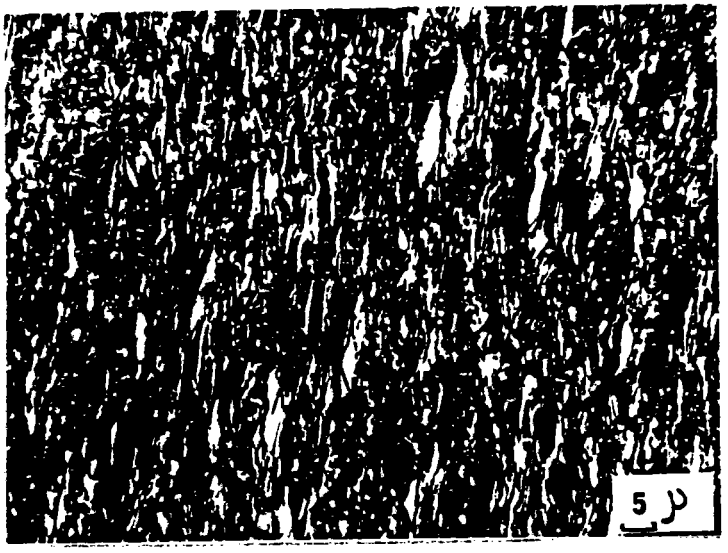
Fig.II.37 Zirconium prédéformé à -196°C ; 4 % puis déformé à a) 20°C
b) 175°C

Pour le même type de déformation, le Titane continue, quant à lui, à se macler lors de la déformation ultime à la température ambiante. Ceci explique la faible différence existant pour ce matériau, entre les valeurs du couple ε_1 ε_2 avec ou sans prédéformations (Fig. II.38). En revanche, lorsque la déformation ultime s'effectue à 175°C, le Titane ne se macle plus durant cette dernière étape ; toutefois, le taux de macles induit lors de la prédéformation est suffisamment important pour que la déformation totale donne des valeurs du couple ε_1 ε_2 pratiquement équivalentes à celles résultant d'une déformation directe à 20°C.

Ces observations tendent à montrer que les macles créées à basse température, servent seulement à réorienter les grains de manière à permettre aux systèmes de glissement, non encore activés, d'opérer dans les parties réorientées (voir § II.C.3.2.2) Ces résultats corroborent ceux de REED HILL et DAHLBERG qui ont observé une augmentation de 50% des allongements pour une prédéformation de 1% à - 196°C . Il ne faut cependant pas perdre de vue que l'interprétation comparative est délicate, du fait que REED HILL et DAHLBERG [61] ont effectué des essais de traction alors que nous sommes en mode d'expansion équibiaxiale.

Les essais de prédéformations tendent également à montrer que l'apparition du maclage permet une meilleure répartition des contraintes, si bien que l'on se rapproche de la triaxialité pure (symétrie parfaite $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$) lors des essais de déformation ultérieurs. Cette théorie est en accord avec celle de KOCHS et WESFLAKE [88] . Ceux-ci avancent l'hypothèse que le maclage qui intervient, se développe là où les contraintes localisées sont les plus élevées.

a



b



Fig.II.38 Titane prédéformé à -196°C ; 4% puis déformé à a, 20°C
b, 175°C

La conclusion la plus importante, mais aussi la plus "inquiétante" résultant de ces essais, est qu'il est très difficile d'obtenir des macles dans le Zirconium dit "de Qualité Nucléaire" et ce, quel que soit le sens de la contrainte.

Il semble donc difficile de réaliser de meilleurs résultats, sauf, peut-être, si les essais de déformation sont effectués à très grande vitesse (essais de choc).

II.E. - ÉTUDE DE L'EFFET DES IMPURETÉS.

II.E.1. - INTRODUCTION.

Il apparaît donc, au vu des résultats des chapitres précédents, qu'à grosseur de grain égale, le Zirconium se macle beaucoup moins facilement que le Titane et ce, quelle que soit l'orientation de la contrainte exercée. Peu de données existent dans la littérature, mais il semble que les valeurs des scissions critiques de maclage soient différentes pour les deux matériaux.

Pour confirmer ou infirmer cette hypothèse, nous avons élaboré différents alliages de Titane et de Zirconium (voir § II.B.4) dont les teneurs en oxygène, azote et fer sont différentes; les valeurs des scissions critiques sont fonction, en effet, de la teneur en impuretés.

Parallèlement, nous avons pu observer l'évolution de la texture, des caractéristiques mécaniques et des courbes limites de formage avec le taux en impuretés.

II.E.2. - TEXTURE.

Les matériaux dopés décrits au paragraphe II.B.4 ont été laminés dans les mêmes conditions jusqu'à 1 mm d'épaisseur, de manière que les tôles soient dans un état écroui d'environ 50 à 75%. Les échantillons ont été recuits 1 h à 600°C.

Toutes les textures des différents échantillons sont très proches de celles décrites au paragraphe II.C.2. Cependant, une augmentation de la teneur en oxygène diminue légèrement l'inclinaison de l'axe c par rapport à la normale au plan de laminage.

Ces résultats sont analogues avec ceux donnés par LARSON et al. [23] pour des alliages de Titane dopés.

II.E.3. - COURBES DE TRACTION.

Les conditions d'essais et l'effet des impuretés sur les caractéristiques mécaniques du Titane et du Zirconium sont rassemblés dans le mémoire de C. BAUDET [89].

II.E.3.1. - MORPHOLOGIE DES COURBES.

L'allure générale des courbes décrites au paragraphe II.C.3.1. est conservée; seule, l'amplitude de chaque phénomène décrit, varie avec la teneur en impuretés.

Pour le Titane, la longueur du palier qui suit le décrochement à la limite d'élasticité ainsi que la hauteur du décrochement, augmentent avec la teneur en éléments interstitiels. Pour le Zirconium, plus la teneur en éléments interstitiels est élevée, plus l'apparition d'un point "d'inflexion" est fréquente.

Enfin, l'acuité des petits paliers observés sur les courbes de traction des deux matériaux augmente avec la pureté. Elle est particulièrement nette pour les éprouvettes de Zirconium haute pureté ou dopé en fer. Or, l'étude micrographique montre que les systèmes de maclage $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}1\}$ de ces matériaux sont activés lors d'une déformation en traction.

Ces remarques rendent plus crédible encore l'hypothèse que ces petits paliers successifs traduisent l'apparition du maclage (§ II.C.3.1) .

II.E.3.2. - ANALYSE DU DOMAINE PLASTIQUE.

Comme pour le Titane T35 et le Zirconium dit de Qualité Nucléaire, il existe, pour tous les alliages de Titane et de Zirconium étudiés, au moins deux, voire trois stades pendant la déformation entre 0 et 12 % d'allongement dans le domaine des allongements répartis. Le premier stade correspond toujours à un coefficient d'écrouissage n relativement élevé. Il existe dans tous les alliages et quel que soit le sens de la contrainte. Son domaine s'étend parfois jusqu'à 5 % d'allongement. Il est réduit à 1 ou 2 % lorsque les matériaux sont très purs. En revanche, le coefficient d'écrouissage associé au second stade est très faible, voire pratiquement nul dans certains cas. A ce stade, on n'observe jamais de macles dans le Zirconium, quelle que soit la teneur en interstitiels, alors que quelques macles apparaissent dans le Titane; elles sont d'autant plus nombreuses que ce dernier est plus pur.

Le second stade s'étend jusqu'à 12 % de déformation, sauf dans deux cas :

1) Pour le Zirconium VAN ARKEL ultra pur ou dopé en fer (c'est-à-dire ne contenant que très peu d'éléments interstitiels) où un troisième stade apparaît entre 6 et 8 % de déformation (Fig. II.39). Il est associé à une valeur relativement élevée du coefficient d'écrouissage et les micrographies faites à ce stade de la déformation de l'éprouvette présente de nombreuses macles (Fig. II.40) .

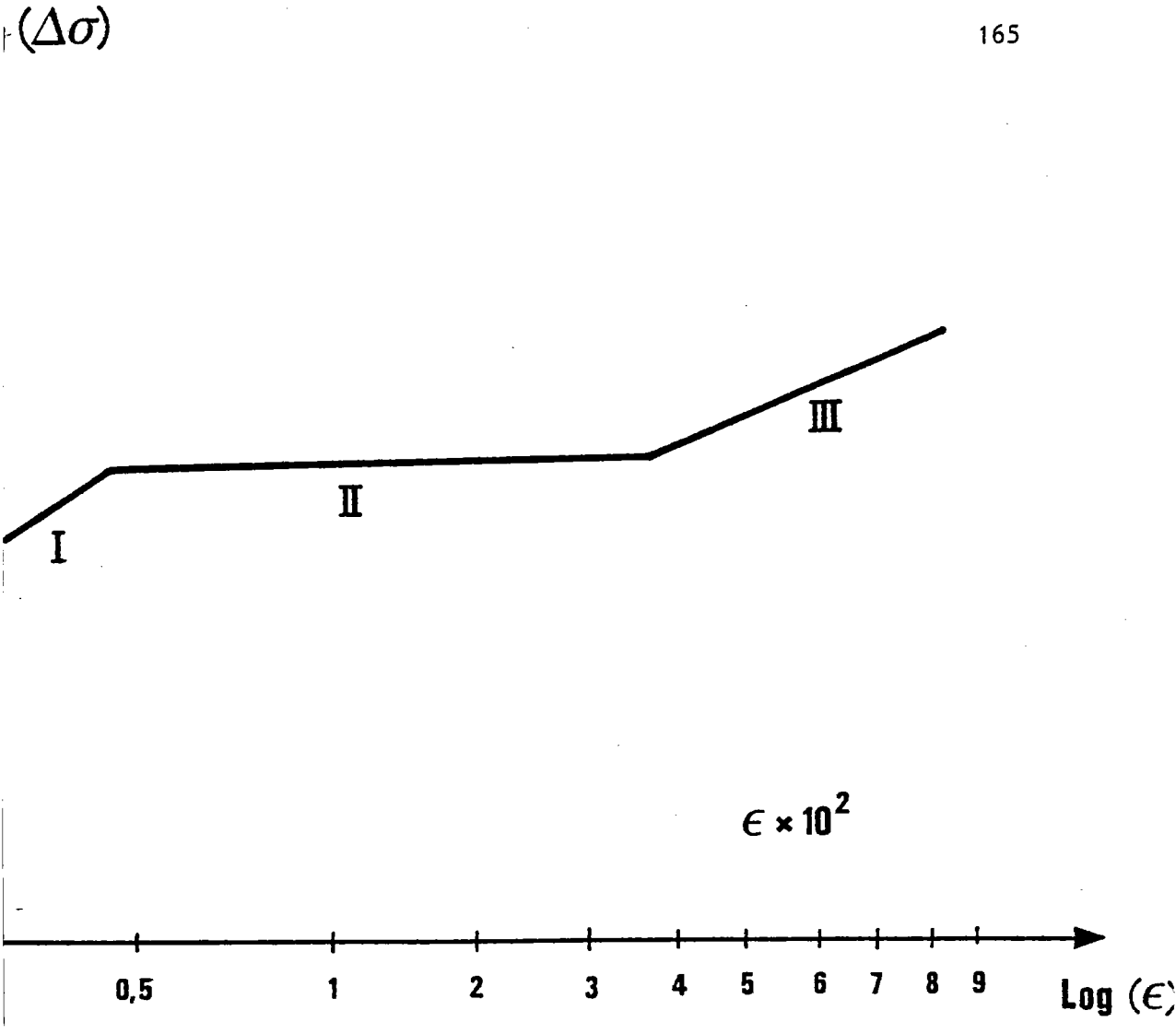


Figure II.39.

Zirconium pur

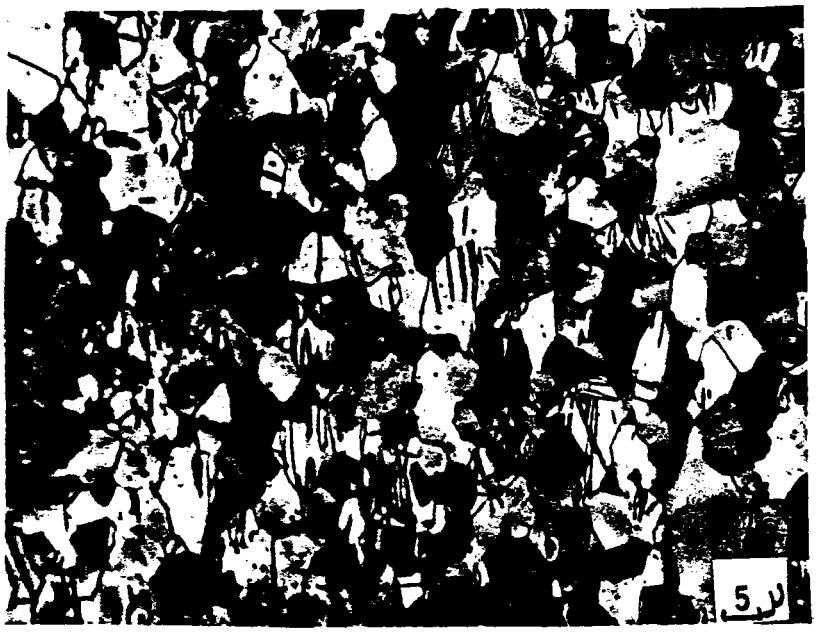


Fig.II.40 Micrographie de zirconium pur déformé (10 %) en traction

2) Dans les alliages de Titane fortement dopés en oxygène et en azote où un autre type de "stade III" apparaît après 8 à 12 % de déformations, le "coefficient d'écrouissage" s'avère être négatif. Il s'agit vraisemblablement d'un stade au cours duquel la striction diffuse a été atteinte dans l'éprouvette (Fig. II.41) .

Une augmentation en taux d'impuretés interstitielles (O_2 et N_2) se traduit par une augmentation simultanée de la déformation et de la contrainte du point correspondant au début du second stade.

L'insertion d'oxygène et d'azote dans le Zirconium entraîne une diminution très rapide du taux de maclage dans l'éprouvette étirée de telle sorte, qu'à partir de 400 ppm d'impuretés (O_2 ou N_2) , le maclage est inopérant et le troisième stade disparaît. Dans le cas du Titane, le maclage intervient à tous les stades de la déformation, à condition toutefois, que la teneur en éléments interstitiels soit inférieure à 2000 ppm.

II.E.4. - CARACTERISTIQUES DEDUITES DE L'ESSAI DE TRACTION.

La limite d'élasticité (Re) et la charge à rupture (Rm) ainsi que les valeurs de l'allongement maximal uniformément réparti (Au) et de l'allongement à la rupture (A) sont portés dans le tableau II.10.

L'oxygène augmente notablement les valeurs de Re et Rm; cet effet est d'avantage marqué pour le Zirconium que pour le Titane. Parallèlement, les valeurs de Au et A décroissent.

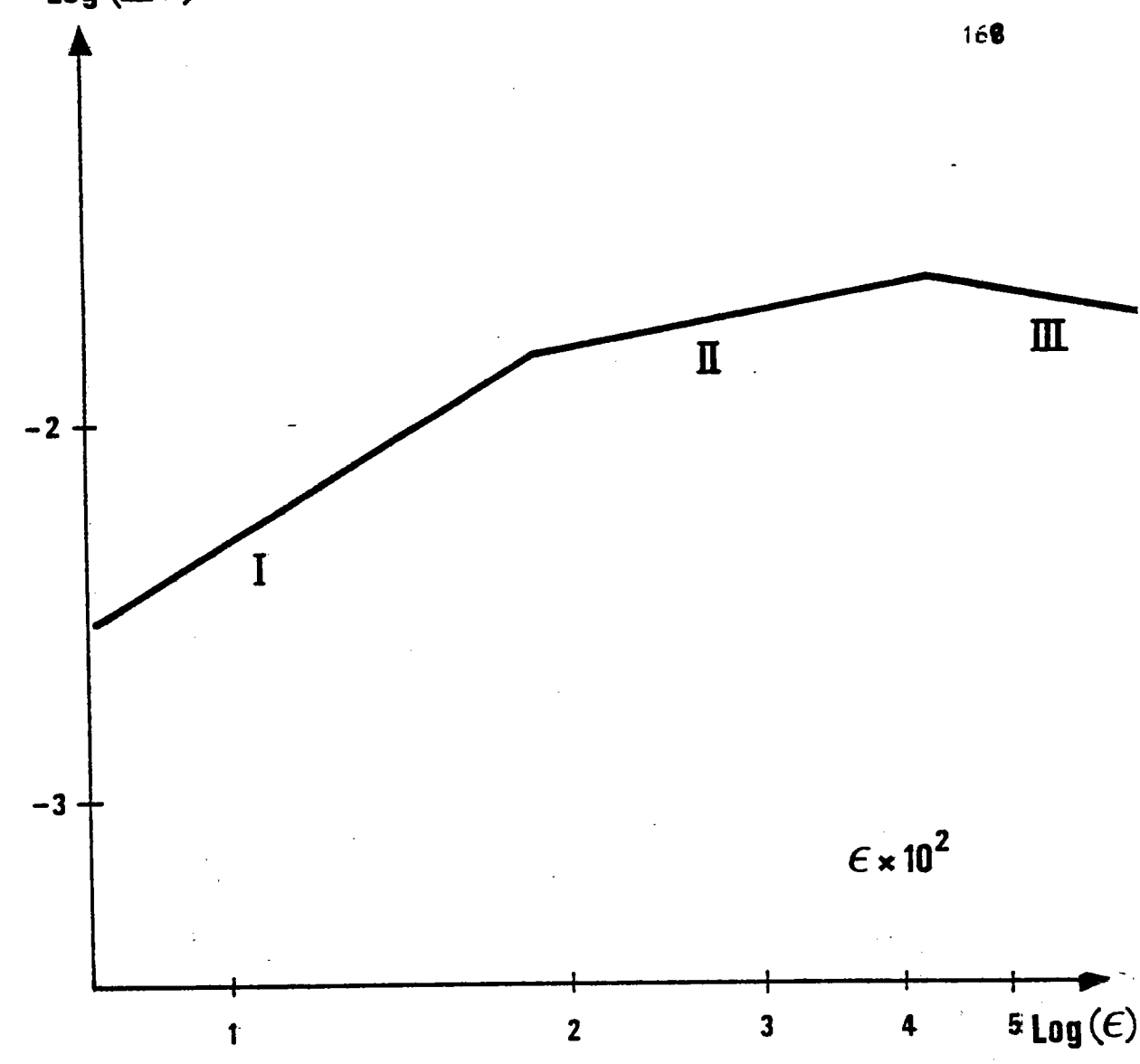


Figure II.41.

Titane dopé oxygène

Tableau II.10.

Caractéristiques de Traction

	Ti							Zr						
	Désignation		A %	Au %	Re	Rm	Hv	Désignation		A %	Au %	Re	Rm	Hv
Matériaux de base	$T_{90_2\ 4Fe}$	DL	48,8	26	28,9	38,2	130	$Z_{90_2\ 3Fe}$	DL	44,3	18	27,3	37,5	140
		DT	49,4	14	34	35			DT	38,1	13,5	31,1	36,9	
+ O_2	$T_{180_2\ 4Fe}$	DL	37,1	16,7	39,5	48,9	177	$Z_{18\ 0_2\ 3Fe}$	DL	35,9	15	39,8	48,3	180
		DT	35,4	12,6	43,8	47,3			DT	36,5	13,2	43,5	48,4	
	$T_{250_2\ 4Fe}$	DL	33,7	15,5	43,8	53,4	206	$Z_{25\ 0_2\ 3Fe}$	DL	33,6	13,2	52	56,7	210
		DT	36,5	13,4	46,6	52,5			DT	33,4	12,4	54,4	57,1	
+ Fe	$T_{90_2\ 7\ Fe}$	DL	47,7	25,6	28,1	38,2	130	$Z_{90_2\ 7Fe}$	DL	43,2	19,2	27,9	39,2	150
		DT	46,9	14,7	33,6	35,9			DT	35,4	12,4	34,1	37,9	
	$T_{90_2\ 10Fe}$	DL	48,3	26,5	27,5	38,3	134	$Z_{90_2\ 10Fe}$	DL	41,5	19,3	28,7	39,3	140
		DT	53,8	14,9	32,8	35,3			DT	38,7	13	33,8	38,5	
+ N_2	$T_{90_2\ 4Fe\ 1N_2}$	DL	37,8	18,7	33,3	44,3	162	$Z_{90_2\ 3Fe\ 1N_2}$	DL	39,6	16,8	31,8	41,6	160
		DT	39,6	12,1	39	42,7			DT	37	13,2	35,1	40,4	
	$T_{90_2\ 4Fe\ 3N_2}$	DL	39,5	20	29,7	41,8	151	$Z_{90_2\ 3Fe\ 3N_2}$	DL	36,2	16,4	36,4	46,3	160
		DT	41,8	11,2	35,8	40,1			DT	31,4	12,3	41,9	46,5	
Matériaux purs								Z	DL	60,9	45,5	10,6	25,4	86
									DT	54,4	37	14,7	21,3	
+ Fe								Z 2 Fe	DL	59,8	45,6	9	24	86
									DT	65,7	38,3	13,2	20,1	
								Z 4 Fe	DL	61,6	46,5	9,4	23,3	80
									DT	68,9	38,2	12,2	19,5	
+ O_2	T_{50_2}	DL	52,1	26,4	18,6	33,6	120	Z_{30_2}	DL	58,8	39,6	11,3	27,1	101
		DT	47,1	12,5	25,4	32,5			DT	58,8	16,2	16,3	23,9	
	T_{80_2}	DL	41	12,9	25,5	39,4	145	Z_{80_2}	DL	53,6	28,4	17,1	31,2	120
		DT	39,8	11,6	32,2	38,6			DT	48,5	14,4	21,7	29,7	
+ Fe + O_2	$T_{50_2\ 3Fe}$	DL	53,9	34,7	17,7	32,1	112	$Z_{50_2\ 3Fe}$	DL	53,4	28,4	14,9	30,1	110
		DT	44,9	21,2	26,6	32,5			DT	49,3	13,8	20,1	27,8	

Le fer a peu d'influence sur ces paramètres.

Les valeurs du coefficient d'anisotropie (moyen entre 0 et 12% d'allongement) à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage sont résumées dans le tableau II.11. Quel que soit le sens de prélèvement et le type d'alliage, les valeurs de r enregistrées pour le Zirconium sont toujours plus élevées que les valeurs correspondantes pour le Titane.

Les valeurs du coefficient d'écrouissage pour les différents stades de la déformation décrits au paragraphe II.E.3.2. sont regroupées dans les tableaux II.12. pour le Titane et II.13. pour le Zirconium.

II.E.5. - COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Elles ont été tracées à partir d'essais simulatifs du type IRSID, et seulement dans les cas limites de la traction uniaxiale et de l'expansion biaxiale symétrique. Dans le domaine du rétreint,

Dans le domaine du rétreint, les meilleures caractéristiques correspondent, dans les deux cas (Titane et Zirconium), aux matériaux purs ou dopés en fer (Fig. II.42 et II.43).

L'effet de l'oxygène est très marqué pour le Titane dans le domaine de l'expansion biaxiale. Une croissance de la teneur en oxygène correspond à une décroissance marquée des déformations principales ε_1 ε_2 à la striction et à la rupture. Un enrichissement en fer ne modifie que peu les valeurs des déformations principales à striction et à rupture. Notamment, le couple de valeurs $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ s'éloigne de la biaxialité lorsque le taux en fer augmente.

Coefficients d'anisotropie

	Ti				Zr			
	Désignation	$r_{0°}$	$r_{45°}$	$r_{90°}$	Désignation	$r_{0°}$	$r_{45°}$	$r_{90°}$
Matériaux de base	$T_{90_2\ 4Fe}$	2,27	3,23	4,10	$Z_{90_2\ 3Fe}$	6,16	7,44	8,99
+ O_2	$T_{180_2\ 4Fe}$	2,53	3,37	4,07	$Z_{180_2\ 3Fe}$	6,05	6,79	9,25
	$T_{250_2\ 4Fe}$	4,16	5,26	5,63	$Z_{250_2\ 3Fe}$	5,92	5,96	5,82
+ Fe	$T_{90_2\ 7Fe}$	2,51	3,5	4,11	$Z_{90_2\ 7Fe}$	4,42	6,37	6,92
	$T_{90_2\ 10Fe}$	2,56	3,58	4,22	$Z_{90_2\ 10Fe}$	4,75	6,13	7,93
+ N_2	$T_{90_2\ 4Fe_{1N_2}}$	2,66	3,67	4,43	$Z_{90_2\ 3Fe_{1N_2}}$	5,74	6,65	8,26
	$T_{90_2\ 4Fe_{3N_2}}$	2,70	3,72	4,97	$Z_{90_2\ 3Fe_{3N_2}}$	4,92	6,64	7,85
Matériaux purs					Z	3,67	4,80	5,48
+ Fe					$Z_{2\ Fe}$	3,76	5,14	5,7
					$Z_{4\ Fe}$	3,88	5,31	6,08
+ O_2	T_{50_2}	2,09	3,54	4,07	Z_{30_2}	4,04	6,27	8,02
	T_{80_2}	2,41	3,62	4,01	Z_{80_2}	6,22	7,13	11,91
+ Fe + O_2	$T_{50_2\ 3Fe}$	0,98	2,03	2,92	$Z_{50_2\ 3Fe}$	4,65	6,57	8,25

Tableau II.11.

Valeurs moyennes de r

Tableau II.12.

Valeurs des coefficients d'écrouissage du Zirconium

Eprouvettes		$\bar{n}$	n Stade I *	n Stade II *	n Stade III *
Z ultra pur	SL	0.224	0.501	0.0707	0.5
	ST	0.269	0.3	0.04	0.441
Z 400 ppm Fe	SL	0.279	0.479	0.0749	0.557
	ST	0.279	0.499	0.179	0.5
Z 800 ppm O_2	SL	0.1103	0.981	0.0009	
	ST	0.185	domaine très réduit		
$Z_{900ppm\ O_2}$ 340ppm Fe	SL	0.342	0.355	0.065	
	ST	0.71	0.92	0.03	
$Z_{2500ppm\ O_2}$ 340ppm Fe	SL	0.84	0.84	domaine très réduit	
	ST	0.93	0.93		
$Z_{900ppm\ O_2}$ 1000ppm Fe	SL	0.299	0.393	0.053	
	ST	0.476	0.77	0.028	
$Z_{900ppm\ O_2}$ 340ppm Fe 300ppm N_2	SL	0.413	0.471	0.097	
	ST	0.646	0.91	0.023	

*La dénomination des stades a été définie au paragraphe II.E.3.1. et sur les figures II.39 et II.41.

Tableau II.13.

Valeurs du coefficient d'écrouissage du Titane.

Eprouvette		$\bar{n}$	n Stade I*	n Stade II*	n Stade III *
T 800 ppm O_2	SL	0.203	0.365	domaine très réduit	- 0.36
	ST	0.346	0.652	domaine très réduit	- 0.34
T 900 ppm O_2 400 ppm Fe	SL	0.178	0.369	0.092	
	ST	0.132	0.817	0.034	
T 2500 ppm O_2 400 ppm Fe	SL	0.329	0.416	0.021	
	ST	0.571	0.856	0.03	
T 900 ppm O_2 1000 ppm Fe	SL	0.200	0.35	0.05	
	ST	0.090	0.52	0.02	
T 900 ppm O_2 400 ppm Fe 300 ppm N_2	SL	0.344	0.84	0.26	- 0.35
	ST	0.271	0.91	0.30	- 0.54

* la dénomination des stades a été définie au paragraphe II.E.3.1 et sur les figures II.39 et II.41.

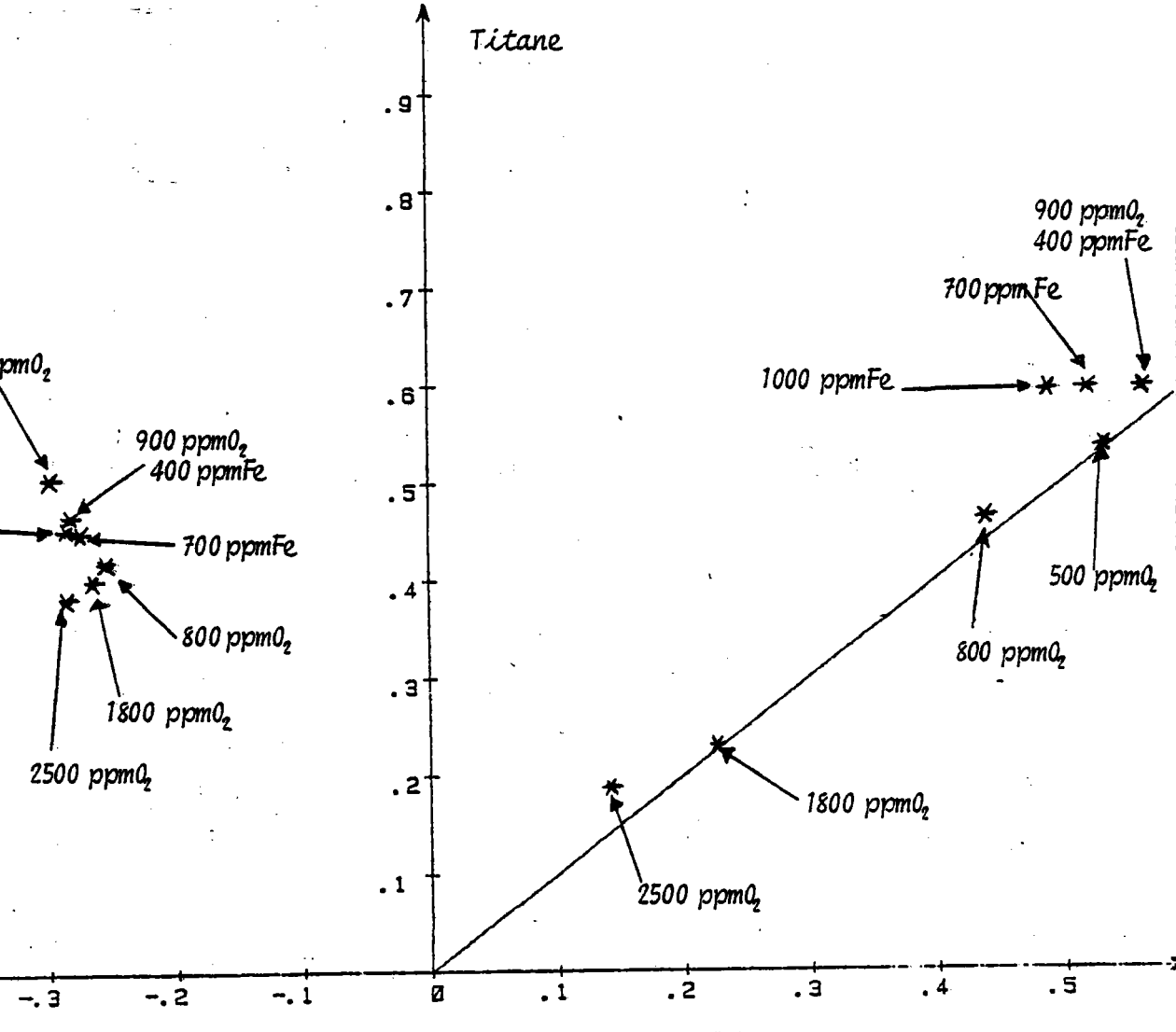


Fig. II.42.

Strictions de différents alliages de Titane en traction uniaxiale et expansion biaxiale

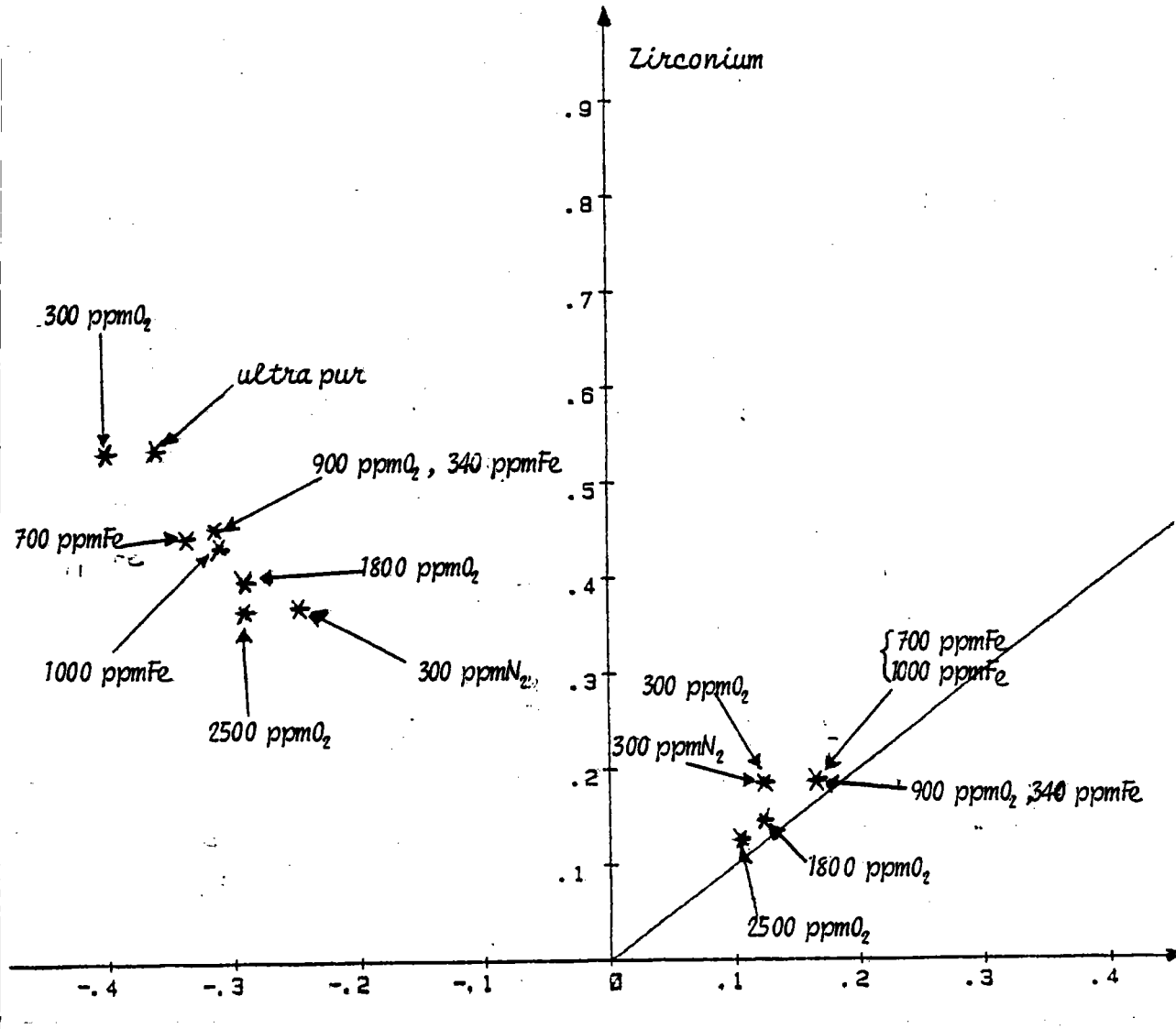


Fig. II.43.

Strictions de différents alliages de Zirconium en traction uniaxiale et expansion biaxiale.

Dans le cas du Zirconium, les valeurs obtenues pour tous les alliages restent groupées entre 0.1 et 0.2 , aussi bien pour ε_1 que ε_2 .

II.E.6. - COMPARAISON ENTRE LE TITANE ET LE ZIRCONIUM.

En premier lieu, dans le domaine de l'expansion, il est difficile de relier la position des courbes aux diverses séries de valeurs de coefficient d'écrouissage n déterminées en traction (n stade I, n stade II, n moyen). Le maclage est inexistant dans les alliages de Titane fortement dopés en oxygène ainsi que dans pratiquement tous les échantillons de Zirconium dopés, lors d'une déformation en expansion. Pour ces échantillons, l'aptitude au formage est médiocre.

Pour les matériaux dopés en fer, plus la teneur en fer est élevée, plus la taille de grain est petite. Cette diminution de la grosseur de grain entraîne une régression du taux de maclage. Donc, la diminution de l'aptitude au formage entraînée par une intervention moins grande du maclage est compensée par une diminution de la grosseur du grain. Il en résulte un couple de valeurs (ε_1, ε_2) quasi stationnaire pour tous les dopages en fer. C'est également à cause d'une grosseur de grain trop élevée que les matériaux ultra purs (en dépit de la présence de macles) ne se déforment pas beaucoup mieux que les qualités commerciales (T35.Zr , Qualité Nucléaire).

II.F. - INFLUENCE DU LAMINAGE À FROID.

II.F.1. - INTRODUCTION.

Les tôles que nous avons utilisées jusqu'alors ont toutes été élaborées et transformées dans des conditions similaires. En conséquence, toutes les tôles de Titane d'une part, et celles de Zirconium d'autre part, présentent les mêmes textures. Or, ce dernier paramètre est important puisque les chapitres précédents nous montrent que selon le sens de la contrainte, certains systèmes de glissement sont actifs ou non. Or, comme pour ces matériaux hexagonaux, seul le glissement prismatique semble facile à mettre en œuvre. On peut en induire que la texture joue un rôle déterminant dans l'aptitude à la mise en forme des matériaux hexagonaux.

Nous avons cherché à modifier la texture des matériaux (T35 et Zr "QN") en effectuant différents cycles de laminage à froid afin de préciser l'influence de certaines conditions de laminage sur l'évolution de la texture, des caractéristiques mécaniques et de l'aptitude au formage du Titane et du Zirconium polycristallins.

Ainsi, après un recuit de 1 h à 600°C, les tôles de 2 mm ont subi un laminage allant de 0 à 87,5 % sans recuit intermédiaire, suivant quatre cycles différents :

1 - Laminage unidirectionnel parallèle à la direction de laminage de la tôle de départ.

2 - Laminage alterné parallèle à la direction de laminage de la tôle de départ.

3 - Laminage unidirectionnel perpendiculaire à la direction de laminage de la tôle de départ.

4 - Laminage alterné perpendiculaire à la direction de laminage de la tôle de départ.

Les tôles ont subi ensuite un recuit de 1 h à 600°C.

II.F.2. - EVOLUTION DE LA TEXTURE.

II.F.2.1. - INFLUENCE DU LAMINAGE A FROID SUR LE TITANE.

Quand le taux de réduction croît pour un cycle de laminage donné, le pic correspondant à l'orientation des axes c à 35° de la normale au plan de laminage dans la direction travers s'accentue. Il en va de même pour les directions $<10\bar{1}0>$, la dispersion s'atténue et lorsque le taux de réduction est égal ou supérieur à 87,5 % , la composante $\{\bar{2}115\}$ $<10\bar{1}0>$ étant alors très marquée.

Le fait d'alterner le laminage n'a aucune incidence sur la texture. Ceci n'est pas surprenant si l'on considère la symétrie de figures de pôle.

Effectuer un laminage croisé entraîne, en revanche, une modification assez importante de l'orientation des axes c qui tournent de 90° autour de la normale au plan de laminage (Fig. II.44) .

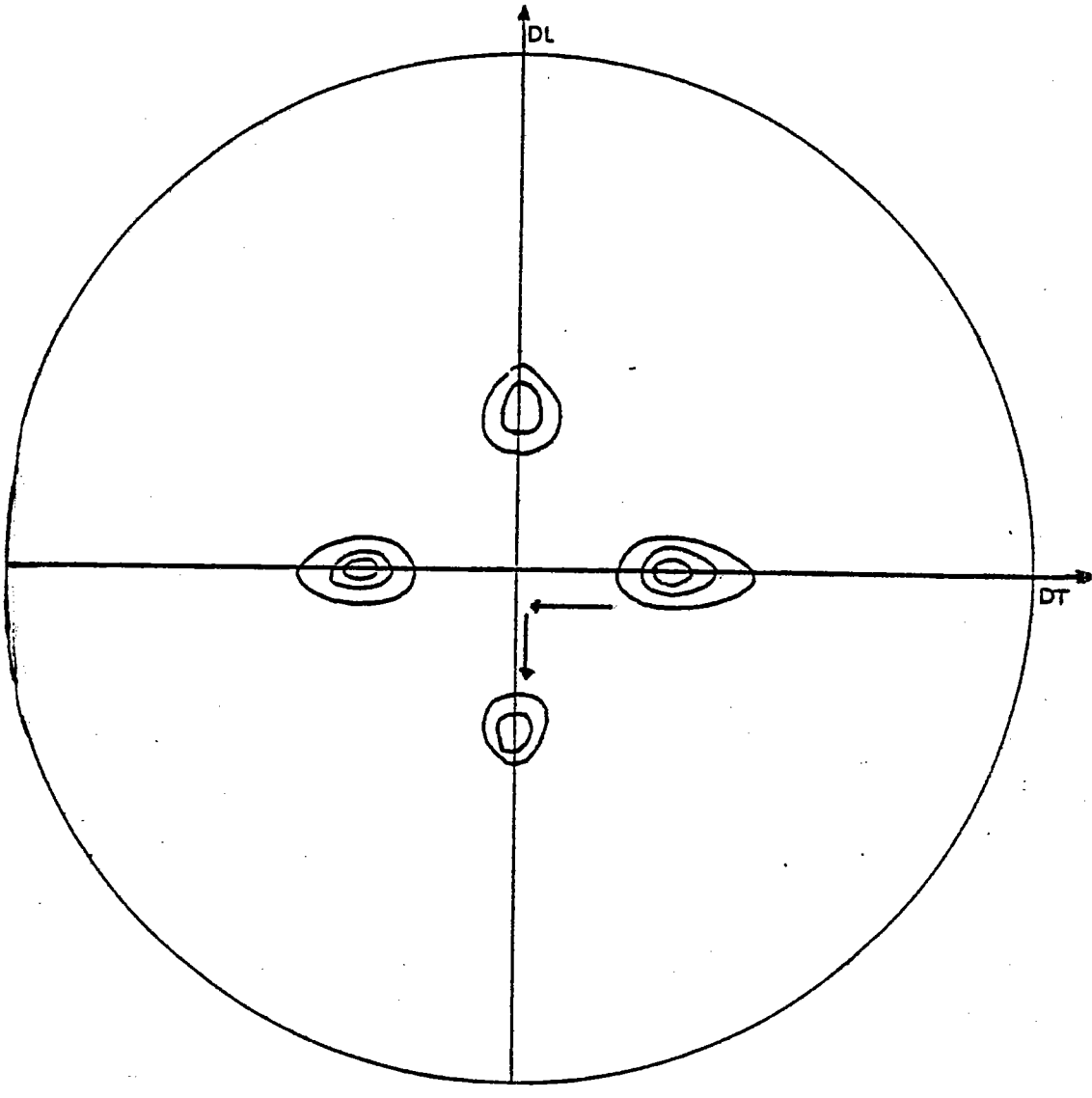


Fig. II.44.

Rotation enregistrée lors d'un laminage croisé
(figure de pôle {0002})

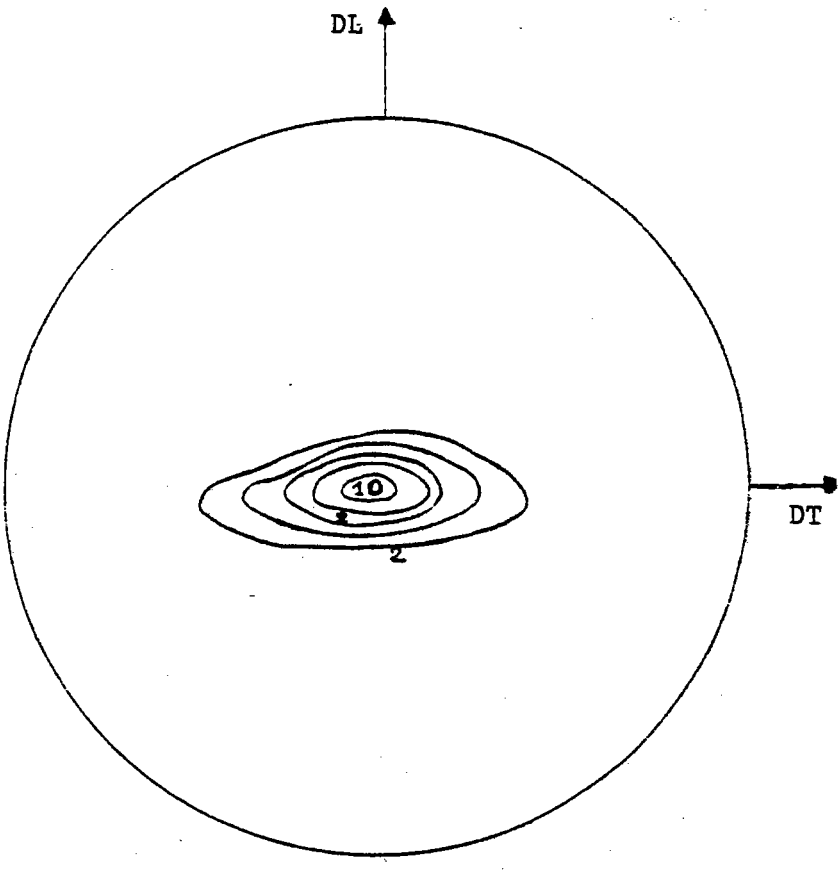


Fig. II.45.

Figure de pôle {0002} du Zirconium dit de Qualité Nucléaire écroui à 93,75%.

II.F.2.2. - INFLUENCE DU LAMINAGE A FROID SUR LE ZIRCONIUM.

Lorsque le taux d'écrouissage, quel que soit le cycle de laminage, est inférieur à 60 % , les directions parallèles à l'axe c sont distribuées dans la direction travers et font un angle compris entre 0 et ± 20° avec la normale au plan de laminage. Au-delà de 60 % d'écrouissage, l'orientation d'une grande proportion des axes c évolue et ceux-ci deviennent parallèles à la normale au plan de laminage.

La direction $<10\bar{1}0>$ reste, dans tous les cas, parallèle à la direction de laminage.

Dans le voisinage de 60 % d'écrouissage, la texture du Zirconium comporte deux composantes principales $\{\bar{2}116\}<10\bar{1}0>$ et $\{0002\}<10\bar{1}0>$. Lorsque le taux d'écrouissage croît, la composante de texture $\{0002\}<10\bar{1}0>$ devient prépondérante au détriment de la composante $\{\bar{2}116\}<10\bar{1}0>$. Ainsi, à 93,75 % d'écrouissage, cette dernière composante a pratiquement disparue (Fig. II.46). Les laminages alternés et croisés ont le même effet dans le cas du Zirconium et du Titane.

Nota : L'effet du recuit de 1 h à 600°C est peu marqué lorsque le taux d'écrouissage reste inférieur à 60 % . Pour des taux de laminage élevés (>75 %) le recuit développe une nouvelle composante dont la direction $<11\bar{2}0>$ est parallèle à la direction de laminage.

II.F.3. - EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES DEDUITES DE L'ESSAI DE TRACTION. (sur éprouvettes recuites 1 h à 600°C après laminage).

Quel que soit le cycle de laminage subi par le matériau, les valeurs du coefficient de Lankford dans le sens long sont toujours inférieures à celles déterminées dans le sens travers.

Tous les coefficients d'anisotropie mesurés sont supérieurs à ceux de la tôle avant laminage. Le Zirconium présente des variations importantes du coefficient d'anisotripie r dans la direction de laminage, en fonction des conditions de laminage. Ces valeurs se groupent en deux familles :

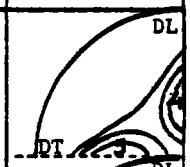
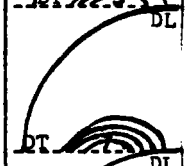
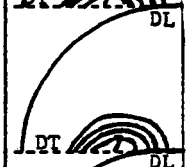
- celle des laminages croisés pour lesquels les coefficients d'anisotropie sont voisins de 7, voire, légèrement supérieurs.

- celle des laminages unidirectionnels pour lesquels les coefficients d'anisotropie sont compris entre 4 et 7.

On note un phénomène analogue, toutefois moins marqué, dans le cas du Titane (Tableaux II.14, II.15, II.16) .

Les valeurs moyennes du coefficient d'écrouissage mesurées entre 0 et 12 % de déformation pour les différentes tôles laminées, sont concentrées autour de celles mesurées à partir d'éprouvettes découpées dans la tôle avant laminage [68] avec des valeurs moyennes plus faibles pour le Zirconium ($n \simeq 0,10$) que pour le Titane ($n \simeq 0,15$) . Le coefficient d'écrouissage dans la direction de laminage croît avec le taux d'écrouissage pour les deux métaux, mais de manière plus sensible pour le Titane.

TITANE

Cas de laminage		r^*	$\bar{r}$	n^*	$\bar{n}$	Re daN/mm^2	Ar %	Figure de pôle {0002}
	DL	2,5		0,12		26,7	26,7	
	D45	4,8	4,55	0,10	0,10	26,9	17,4	
	DT	6,2		0,09			14,2	
	DL	2		0,14		24,8	25,9	
	D45	4,8	4,37	0,12	0,13	28,8	18,8	
	DT	5,9		0,16		30,9	13,2	
	DL	2,2		0,13		25,7	24,3	
	D45	3,5	3,6	0,18	0,11	26,5	14,4	
	DT	5,2		0,08		25,4	12,6	
	DL	4,8		0,13		25	25,2	
	D45	3,9	4,45	0,13	0,12	26,6	15,3	
	DT	5,2		0,12		25,4	12	

ZIRCONIUM

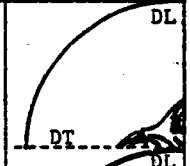
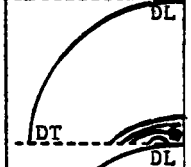
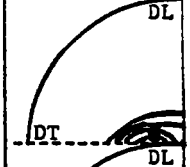
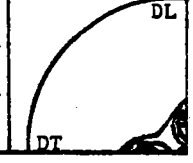
Cas de laminage		r^*	$\bar{r}$	n^*	$\bar{n}$	Re daN/mm^2	Ar %	Figure de pôle {0002}
	DL	6,1		0,15		26,1	13,9	
	D45	8,4	7,67	0,11	0,10	27,6	12,2	
	DT	7,8		0,05		29	10,9	
	DL	5,4		0,11		26,8	17,9	
	D45	7,0	7,15	0,09	0,09	28,3	13,1	
	DT	8,4		0,09		31,4	11,4	
	DL	5,8		0,10		24,8	17,0	
	D45	6,5	6,9	0,10	0,10	27,7	13,3	
	DT	8,8		0,07		30,6	11,2	
	DL	8,4		0,10		29,0	14,2	
	D45	6,3	6,77	0,11	0,11	26,8	12,4	
	Dr	6,1		0,12		26,1	10,7	

Tableau II.14.

Caractéristiques mécaniques du Titane et du Zirconium écrouis à 50 % et recuits 1 h à 600°C

TITANE

Cas de laminage		r*	$\bar{r}$	n*	$\bar{n}$	Re daN/mm^2	Ar %	Figure de pôle {0002}
	DL	4,1		0,14		26,8	23,6	
	D45	4,3	5,95	0,15	0,14	27,3	18,5	
	DT	7		0,12		30,6	13,5	
	DL	3,6		0,18		8,5	28,6	
	D45	5,5	5,6	0,13	0,13	26,4	19,1	
	DT	7,8		0,11		33,7	14,2	
	DL	2,5		0,17		26,4	27,1	
	D45	5,6	4,75	0,14	0,14	29,2	19,9	
	DT	5,3		0,11		32,5	14,0	
	DL	5,5		0,17		26,5	29,4	
	D45	4,7	5,22	0,13	0,13	27,8	19,2	
	DT	6		0,10		31,3	13,7	

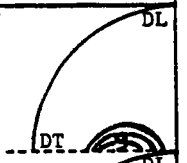
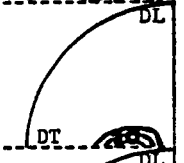
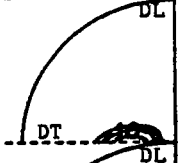
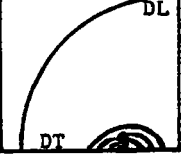
ZIRCONIUM

Cas de laminage		r*	$\bar{r}$	n*	$\bar{n}$	Re daN/mm^2	Ar %	Figure de pôle {0002}
	DL	8,3		0,12		31,1	15,1	
	D45	14	12,8	0,07	0,09	25	13,1	
	DT	15		0,10		28,2	11,2	
	DL	4,1		0,12		27,4	22,2	
	D45	6,8	6,3	0,12	0,11	29,4	16,0	
	DT	7,5		0,09		32	14,4	
	DL	5,8		0,13		28,3	22	
	D45	10	9,45	0,09	0,10	29,2	15,8	
	DT	12		0,08		32	12,8	
	DL	9,3		0,11		27,1	14,5	
	D45	8,4	8,82	0,10	0,13	27,9	12,1	
	DT	9,2		0,11		27,3	11,9	

Tableau II.15.

Caractéristiques mécaniques du Titane et du Zirconium écrouis à 75 % et recuits 1 h à 600°C

TITANE

Cas de laminage		r*	$\bar{r}$	n*	$\bar{n}$	Re daN/mm^2	Ar %	Figure de pôle {0002}
	DL	2,2		0,24		23,8	24,8	
	D45	4,9	6,22	0,12	0,13	26,3	16,2	
	DT	5,8		0,08		29,2	14,1	
	DL	2,8		0,19		23,6	26,8	
	D45	5,9	5,07	0,11	0,12	25	17,3	
	DT	5,7		0,09		29,8	13,9	
	DL	2,3		0,18		23,9	27,5	
	D45	5,3	4,82	0,12	0,12	24,8	18,4	
	DT	6,4		0,09		29,8	14,4	
	DL	3,2		0,16		23,9	26,8	
	D45	5,1	4,75	0,13	0,13	25,2	17,5	
	DT	5,5		0,09		28,2	13,8	

ZIRCONIUM

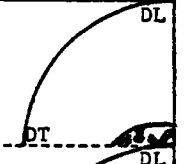
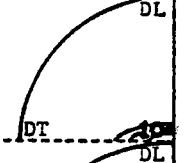
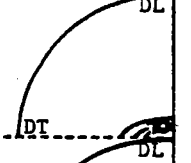
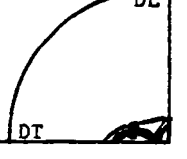
Cas de laminage		r*	$\bar{r}$	n*	$\bar{n}$	Re daN/mm^2	Ar %	Figure de pôle {0002}
	DL	4,6		0,13		26,5	17,3	
	D45	5,3	5,55	0,12	0,11	25,9	13,3	
	DT	7		0,09		29,2	11,2	
	DL	4,2		0,13		26,2	20,8	
	D45	7	6,75	0,11	0,11	28,9	13,6	
	DT	6,4		0,10		31,3	12,2	
	DL	3,9		0,12		24,7	19,5	
	D45	5,2	5,52	0,10	0,10	29,4	13,4	
	DT	7,8		0,09		31,4	12	
	DL	5,9		0,13		24,9	17,4	
	D45	6,1	6,47	0,12	0,11	25,6	12,8	
	DT	7,8		0,10		27,8	11,1	

Tableau II.16.

Caractéristiques mécaniques du Titane et du Zirconium écrouis à 87,5 % et recuits 1 h à 600°C

II.F.4. - EVOLUTION DES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

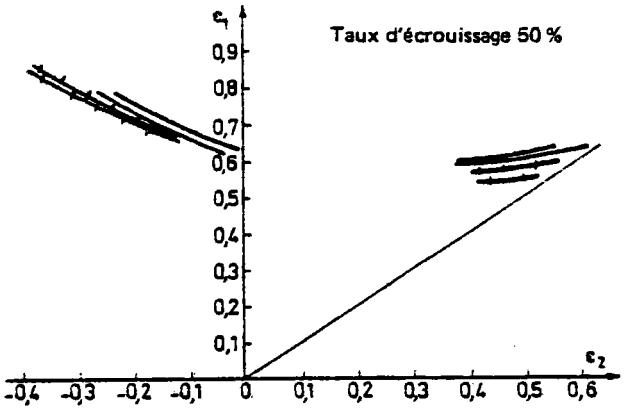
II.F.4.1. - INFLUENCE DU CYCLE DE LAMINAGE.

Pour les deux métaux, les tôles ayant subi un laminage croisé, présente une meilleure aptitude au rétreint, bien que le gain soit faible pour le Titane.(Fig.II.46 et II.47) . Cette évolution de l'aptitude au rétreint est en bon accord avec les variations observées pour le coefficient de Lankford. Ce sont les laminages unidirectionnels qui donnent les meilleurs résultats en expansion. Le fait d'alterner le sens de laminage modifie peu la position des courbes limites de formage. Le niveau des courbes limites de formage à rupture s'abaisse lorsque le taux d'écrouissage croît. Toutefois, ces remarques doivent être nuancées en raison des dispersions importantes observées lors des essais sur les éprouvettes de faible épaisseur. En effet, les variations d'une éprouvette à l'autre de l'état de surface, de l'usinage des plans et de l'épaisseur, ont une influence non négligeable sur les résultats.

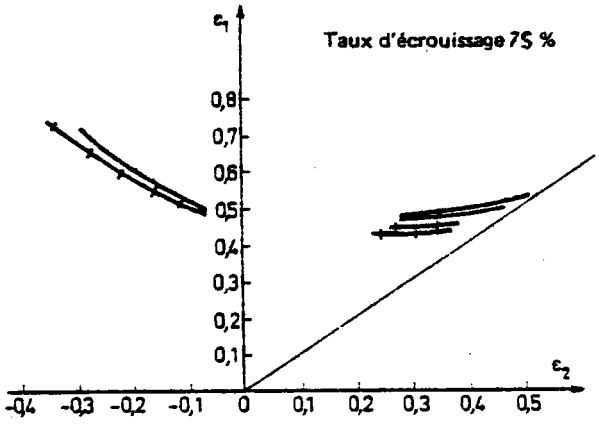
Malgré ces réserves, tous les essais confirment les mauvaises performances du Zirconium en expansion. A l'inverse, le Titane est malgré tout performant dans le domaine de l'expansion, en dépit de valeurs de coefficients d'écrouissage aussi faibles que pour le Zirconium.

II.F.4.2. - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE RECUIT.

Cette étude a été réalisée sur les tôles de T35 et Zr "QN" de 1 mm d'épaisseur dans leur état brut de livraison. Ces tôles dont le taux d'écrouissage est d'environ 50 % , ont été recuites à différentes températures entre 400 et 700°C pendant 1 à 5 heures.



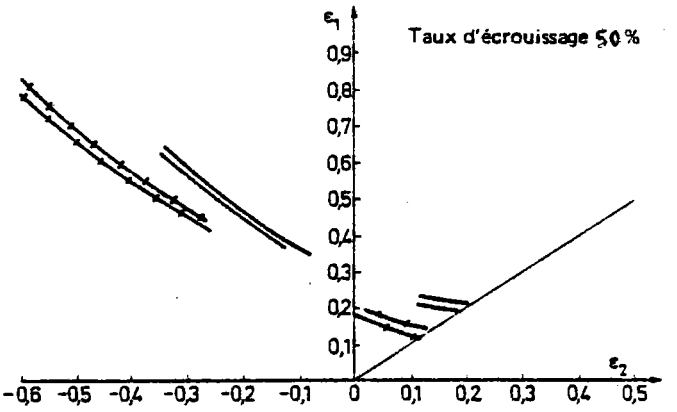
Essai Nakazima + Essai Erichsen



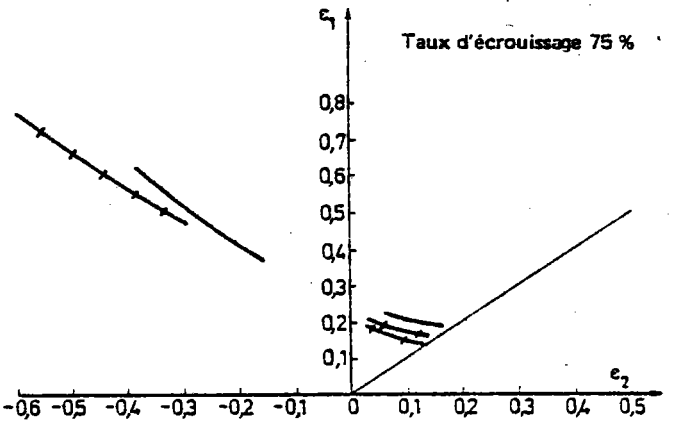
Laminage unidirectionnel
Laminage croisé

Fig. II.46.

Influence du cycle de laminage sur les courbes limites de formage à rupture du Titane.



Essai Nakazima + Essai Erichsen



Laminage unidirectionnel
Laminage croisé

Fig. II.47.

Influence du cycle de laminage sur les courbes limites de formage à rupture du Zirconium.

L'évolution des caractéristiques mécaniques et d'emboutissage suit bien celle des duretés et de la grosseur de grains (§ II.B.3) (Tableaux II.17 et II.18).

Les caractéristiques du Zirconium diminuent à nouveau pour des températures supérieures à 600°C. Il en va de même pour le comportement en expansion du Titane.

II.F. 5. - DISCUSSION DES RESULTATS.

Les variations des valeurs de l'anisotropie sont cohérentes avec l'évolution de la texture. Lors du laminage croisé, la distribution des axes c dans un cône entraîne une anisotropie plane faible et des valeurs de r plus élevées que celles obtenues sur des tôles ayant subi un laminage unidirectionnel et dont les axes c se rencontrent dans la direction travers. L'importance de la composante {0002} <10$\bar{1}$0> dans le cas du Zirconium pourrait être responsable des valeurs élevées de r notées pour ce métal. Les cycles de laminage croisé du Titane et du Zirconium ont, sans exception, une influence plus favorable sur l'aptitude à la déformation par rétreint que les laminages unidirectionnels ; ceci est en bon accord avec l'anisotropie plane résultante.

Par contre, dans le domaine de l'expansion, et quel que soit le cycle de laminage, l'aptitude au formage des deux matériaux a peu évolué. Ceci n'est pas surprenant dans la mesure où les divers cycles de laminage effectués pour cette étude ne modifient pas de façon radicale la texture du matériau. Ainsi, ce sont toujours les mêmes systèmes de glissement ou maclage qui interviennent pour une même contrainte donnée.

Température	Limite d'élasticité à 0,2 % (daN/mm²)	Charge maximale (daN/mm²)	Allongement réparti en %	Allongement à rupture en %
Ecroui	46,4	56,6	2,95	12,65
400° - 1 h	45,6	50,3	3,15	16,85
400° - 3 h	45,6	51,3	3,45	16,7
400° - 5 h	45,2	52,2	3,2	17,2
500° - 1 h	38,6	45,3	5	21,75
600° - 1 h	33,4	37,7	15,3	39,3
600° - 3 h	33,2	38	13,2	39,7
600° - 5 h	34	38,1	13,1	41,1
700° - 1 h	31,7	36,5	11,9	30

Tableau II.17. - ZIRCONIUM

Influence de la température de recuit
sur les caractéristiques mécaniques

Température	Limite d'élasticité conventionnelle	Charge maximale (daN/mm²)	Allongement réparti en %	Allongement à rupture en %
Ecroui 50%	57,9	75,8	2,6	8,1
400° - 1 h	51,6	62,1	4,5	15,7
400° - 3 h	51,2	62,2	4,65	18,4
400° - 5 h	52,2	62,4	4,6	17,2
500° - 1 h	48	53,7	11,6	23,85
600° - 1 h	35	40,25	14,2	42,3
600° - 3 h	33,6	38,6	14,3	39,1
600° - 5 h	34,4	40	13,3	40,3
700° - 1 h	30,9	38,1	11,1	42,7

Tableau II.18 - TITANE

Influence de la température de recuit
sur les caractéristiques mécaniques

IIIème PARTIE

D I S C U S S I O N

III.A. - MÉCANISMES DE LA DÉFORMATION EN TRACTION UNIAXIALE DU TITANE ET DU ZIRCONIUM.

Durant la déformation en traction uniaxiale, il existe plusieurs stades dans le domaine plastique caractérisés par des écrouissages différents ; chaque segment de courbe peut correspondre à un mode de déformation différent.

Le premier stade est toujours associé à un coefficient d'écrouissage élevé. Ceci peut provenir des dislocations courant sur les plans prismatiques pour s'empiler sur les joints de grains. La déformation plastique ne peut alors continuer à se développer que si les glissements d'accomodation s'initient dans les plans secondaires. Ces derniers nécessitent une tension locale suffisamment élevée. Il en résulte alors, une consolidation rapide, mais qui ne se conserve pas.

Le glissement dévié est alors responsable de l'apparition du second stade à coefficient d'écrouissage faible. Ces hypothèses, concordantes à celles émises par d'autres auteurs [46], sont étayées par l'étude micrographique et le fait qu'une augmentation de la teneur en éléments interstitiels implique une augmentation de la déformation et de la contrainte de début du second stade.

Le maclage est actif tout au long de la déformation dans le Titane, sauf lorsqu'il est très fortement dopé. Les macles sont du type $\{11\bar{2}2\}$ en traction dans le sens long et $\{10\bar{1}2\}$ en traction dans le sens travers. Ce phénomène est localisé en fin de déformation pour les variétés de Zirconium ultra pur ou dopé en fer.

III.B. - MÉCANISMES DE LA DÉFORMATION EN EXPANSION DU TITANE ET DU ZIRCONIUM.

Une étude précise de ces mécanismes eût nécessité l'enregistrement des courbes de déformation en expansion $\sigma = f(\varepsilon)$ et l'étude micrographique détaillée ; nous n'avons pu réaliser une étude aussi systématique. Cependant, nous avons réunis quelques éléments permettant d'en cerner les caractéristiques essentielles.

Ainsi, si le glissement intervient en expansion, il n'est que peu responsable de la déformation. En revanche, lorsque le maclage peut se développer dans ce domaine, il joue un rôle prépondérant. Ce point sera encore développé dans les paragraphes III.C et III.D. Ainsi, lorsque le taux d'azote ou d'oxygène est élevé, les valeurs des scissions critiques de maclage augmentent, à taille de grain constante, si bien que le maclage ne peut plus intervenir. L'aptitude à la déformation en expansion décroît alors de façon très marquée, notamment pour le Titane.

Lorsque le grain est très petit, comme c'est le cas lorsque la teneur en fer est élevée, la déformation est également facilitée (effet de taille de grain), ce qui entraîne une meilleure aptitude à la déformation.

III.C. - PARAMÈTRES CONTRÔLANT LES MODES DE DÉFORMATIONS MIS EN JEU.

La texture est sans doute et de loin, le paramètre le plus important à considérer. En effet, les matériaux hexagonaux dont la symétrie est plus basse que celle des matériaux cubiques, sont plus sensibles à l'orientation des grains, notamment en ce qui concerne les modes de glissement ou de maclage activés.

A titre préliminaire, il faut rappeler que pour le Titane et le Zirconium, les scissions critiques des glissements basal et pyramidal à température ambiante sont très supérieures à celle du glissement prismatique (Tableau II.6) [46]. Les scissions des différents systèmes de maclage sont encore supérieures ou au moins égales à celles des glissements basal et pyramidal.

Lors d'une traction dans le sens de laminage, l'orientation des mailles hexagonales est telle qu'elle permet au glissement prismatique d'intervenir. Le facteur de Schmid s'élève à 0,43 pour 4 des 6 plans, et ce, pour les deux métaux (Tableau II.7). Comme ce mode de glissement est également le mode principal d'adaptation déjà rencontré lors du laminage, on conçoit qu'il n'y ait que peu de modifications de la texture sous l'effet d'une contrainte uniaxiale ultérieure parallèle à la direction de laminage (surtout que le taux d'écrouissage subi lors du laminage préalable est déjà important).

Une traction dans le sens travers n'est pas incompatible avec la possibilité de glissement prismatique (facteurs de Schmid respectivement de 0,29 pour le Titane et de 0,38 pour le Zirconium) mais elle entraîne une réorientation des grains, ce qui explique en particulier la dispersion de l'axe a et l'évolution de l'axe c . Il en résulte une diminution de la valeur du coefficient d'anisotropie, du fait de la diminution d'acuité de la composante majeure et une modification du trajet de déformation, lequel s'incurve fortement.

En expansion équibiaxiale, l'orientation initiale des réseaux cristallins n'est pas favorable à la possibilité de glissement suivant les plans prismatiques (direction de glissement $<11\bar{2}0>$ proche du plan de la tôle , ou contenue dedans). Le facteur de Schmid ne vaut, en effet, que 0,14 pour le Titane et 0,05 pour le Zirconium. Les autres modes de glissement (basal et pyramidal) possèdent des valeurs de scissions critiques très élevées et ne sont guère plus avantagés par leurs facteurs d'orientation (la direction de glissement est commune aux trois systèmes). La striction et la rupture se produisent alors très tôt dans le cas du Zirconium soumis à ce type de sollicitation. En revanche, le Titane se macle au cours de la déformation à la température ambiante. (macles de type $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}2\}$).

Par ailleurs, HUTCHINSON [93] a noté que le glissement du type $\vec{C}+\vec{a}$ dans le TA6V intervient lors d'une compression de l'axe $\vec{c}$ et que ce glissement se localise dans le plan $\{10\bar{1}1\}$. Ce plan présente une inclinaison d'environ 30° par rapport à l'axe c . L'examen de la structure cristallographique des hexagonaux dont le rapport c/a est

proche de 1.59, montre que les angles des plans de macles $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}2\}$ et $\{11\bar{2}1\}$ avec l'axe c , sont respectivement de 42°, 32° et 17° .

La comparaison des angles précités avec les inclinaisons respectives de l'axe c des composantes majeure de la texture du Titane et du Zirconium avec la normale au plan de laminage (soit respectivement $\cong 35°$ et $\cong 20°$) conduit à un facteur d'orientation favorable pour le maclage de type $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}2\}$ dans le cas du Titane et $\{11\bar{2}1\}$ dans le cas du Zirconium.

Ces textures de laminage ont été obtenues dans les mêmes conditions pour les deux matériaux qui possèdent en outre, des quantités en éléments interstitiels identiques. Ce n'est pas davantage la faible différence de rapport c/a (1.587 et 1.592) qui permet d'expliquer la différence d'inclinaison de l'axe c entre les deux composantes majeures.

En revanche, un second paramètre semble important à considérer : les valeurs des scissions critiques de glissement et maclage, elles mêmes fonctions de la teneur en impuretés, de la taille de grain et de la nature du métal considéré. Or, à taille de grain égale et à teneur en impuretés identique, Titane et Zirconium offrent des possibilités de glissement et maclage différentes et donc des textures de laminage différentes, ce qui explique la disparité des facteurs d'orientation observée. Ces hypothèses sont corroborées par les observations suivantes :

- Les micrographies effectuées sur du Titane laminé présentent des macles, ce qui n'est pas le cas pour le Zirconium [68] .

- Lorsque le taux de laminage est important, la texture du Zirconium se modifie fortement après 60 % d'écrouissage et l'axe c devient parallèle à la normale au plan de laminage. Cette nouvelle texture peut être favorable à l'intervention d'autres systèmes de glissement que le glissement prismatique. *

- A teneur en impureté (O_2 ou N_2) élevée, le Titane ne se déforme plus à l'aide du maclage et l'axe c se rapproche de la normale au plan de laminage.

Ainsi, en conclusion, la texture de la tôle de départ est déterminante dans le cas des matériaux hexagonaux car elle conditionne le développement éventuel de tout système de maclage. La texture n'intervient pas seule, mais en relation directe avec un second paramètre également important ; à savoir, les valeurs des scissions critiques de glissement et de maclage.

Celles-ci évoluent beaucoup en fonction de la teneur en impuretés (interstitielles) ; en particulier, ces valeurs semblent augmenter plus rapidement avec la teneur en O_2 et N_2 dans le Zirconium que dans le Titane. En effet, le maclage est inopérant dans le Zirconium (Equivalent $O_2 \simeq 1000$ ppm) alors que son intervention ne devient négligeable dans le Titane que lorsque celui-ci atteint un équivalent O_2 de l'ordre de 2000 à 2500 ppm.

* *L'évolution de la texture correspond d'ailleurs à l'apparition d'autres systèmes de glissements.*

III.D. - DIFFÉRENCE DE COMPORTEMENT ENTRE LE TITANE ET LE ZIRCONIUM EN EXPANSION BIAXIALE.

Les nombreux ouvrages qui traitent de la ductilité du Titane et du Zirconium mentionnent une bonne aptitude à la déformation des deux matériaux.

Cela pourrait paraître surprenant, compte tenu de ce qui a été vu au chapitre II.

Cette appréciation est essentiellement basée, en fait, sur un comportement en traction simple. Or, nous avons vu que pour les deux matériaux, la déformation en traction simple s'effectue aisément au moyen du glissement prismatique, ce qui leur confère la qualification de matériaux ductiles avancée par différents auteurs.

Les résultats expérimentaux décrits aux paragraphes II.C, D et E (C.L.F à la température ambiante à 175°C, effet des impuretés) montrent la grande différence de comportement entre le Titane et le Zirconium déformés en expansion biaxiale.

A la température ambiante, le Zirconium de qualité nucléaire se déforme très mal en expansion biaxiale, alors que le comportement du Titane est nettement meilleur, sans toutefois être très satisfaisant. A 175°C, la déformation en expansion conduit à une plus grande similitude de comportement des deux métaux, dans la mesure où le Zirconium se forme un peu mieux et où le couple de valeurs obtenu pour le Titane n'est plus aussi élevé qu'à la température ambiante. En effet, l'étude micrographique révèle la présence de nombreuses macles de type $\{10\bar{1}2\}$ et $\{11\bar{2}2\}$ dans le Titane déformé à la température ambiante.

En revanche, lorsque la déformation s'effectue à 175°C, le maclage n'intervient plus et le Titane offre un moins bon comportement à la déformation en expansion.

Le maclage est également absent des alliages de Titane fortement dopés en oxygène ainsi que de la quasi totalité des échantillons de Zirconium dopés, lors d'une déformation en expansion.

Ainsi, il semble légitime de conclure que pour une même texture donnée (§ II.C.2), le maclage est certainement le paramètre essentiel qui distingue la catégorie des matériaux dits ductiles en expansion (Ti pur, Ti pe) des matériaux qui le sont moins (Zr "QN,"* Zr dopé O_2, Ti fortement dopé O_2) . Les essais de prédéformations à basse température confirment cette hypothèse; une prédéformation en expansion biaxiale d'environ 4 % du Zirconium "QN" introduit un volume de macles d'environ 10 %, si bien que la déformation ultérieure à la température ambiante ou à 175°C donne de meilleurs résultats.

Les parties de grain ainsi réorientées par le maclage permettent alors d'activer le glissement prismatique.

* *L'abréviation QN désigne la qualité nucléaire*

III.E. - COMPARAISON ENTRE LES DIFFÉRENTS MATÉRIAUX HEXAGONAUX.

Les textures de laminage du Titane et du Zirconium sont analogues à celles de tous les matériaux (non alliés) de rapport c/a inférieur à 1.633 [18]. Nous avons également déterminé la texture d'un échantillon de Hafnium (c/a = 1.565 plus proche du Titane que du Zirconium) dont le cycle de transformation était similaire à celui de tous nos échantillons de Titane et de Zirconium. Les quantités en éléments interstitiels de ce matériau sont les suivantes :

Lot DT 4580	O ppm	N	Fe	Zr	Ti
	350	18	<25	4%	<20

La texture du Hafnium écroui de l'ordre de 50 % et recuit est très proche de celle du Titane :

- axe $\vec{c}$ incliné de 35-40° par rapport à la normale au plan de laminage dans la direction travers.

- axe $\vec{a}$ dans la direction de laminage.

Compte tenu des informations tirées de la littérature et rapportées dans le paragraphe I.G.2 , il semble donc que plus le rapport c/a diminue (lorsqu'il est inférieur à 1.633), plus l'axe $\vec{c}$ est incliné par rapport à la normale au plan de laminage.

A fort taux d'écrouissage, les matériaux dont le rapport c/a est proche de la compacité maximale, voient leur texture évoluer vers une texture du type {0002} <10$\bar{1}$0> (Magnésium et Zirconium).

Ces comparaisons ne sont valables que pour des matériaux dont les quantités en éléments d'additions sont voisines. Ce dernier paramètre, comme mentionné dans les paragraphes précédents, modifie l'activation des différents systèmes de glissement et de maclage et donc aussi les textures de laminage.

L'apparition de pics secondaires à ±20° de la normale au plan de laminage dans la direction de laminage a été enregistrée pour de nombreux matériaux hexagonaux dans lesquels la teneur en impuretés était élevée. Nous avons vérifié cet effet, en particulier, sur différents alliages de Zirconium (Zircal s grade 702 et 704) [94].

Les métaux hexagonaux de rapport c/a supérieur ou égal à la valeur idéale, tels que Cadmium et Zinc, présentent comme mode de glissement principal le glissement basal, alors que les matériaux de rapport c/a inférieur à cette valeur, tels que Zirconium, Titane et Hafnium, glissent essentiellement sur les plans prismatiques. Cependant, le Béryllium représente une exception importante à cette classification, exception que nous examinerons plus tard.

On conçoit que le glissement prismatique soit favorisé par la décroissance du rapport axial c/a , puisque, parallèlement à celle-ci, l'espacement entre plans {0001} décroît. Cependant cette notion d'espacement entre plans doit être détaillée dans le cas des plans prismatiques. En effet, ceux-ci s'empilent selon une séquence A B C D A B C D , qui est plus

complexe que celle des plans {0001} [fig.III.1] ; l'espacement entre couches AB ou CD est de $\frac{a\sqrt{3}}{6}$ alors qu'elle est de $\frac{a\sqrt{3}}{3}$ entre plans BC et DA . La distance interréticulaire entre "plans ondulés" est alors de $\frac{a\sqrt{3}}{2}$. Aussi, pour expliquer les changements de systèmes de glissement principal avec le rapport c/a de nombreux auteurs ont-ils considéré la différence d'espacement entre plans : $\frac{c}{2} - \frac{a\sqrt{3}}{2}$. [45/93] (Tableau III.1).

Cependant, pour le magnésium et le cobalt, cette valeur est presque aussi défavorable au glissement basal que pour le Zirconium, le Hafnium et tous les autres métaux hexagonaux à faible rapport c/a. Ces auteurs expliquent que la distance interréticulaire des "plans prismatiques ondulés" doit être nettement supérieure à celle des plans de base pour que le glissement $\{10\bar{1}0\}$ se produise.

En effet, en plaçant la limite à + 0,20, on explique toutes les particularités (Mg, Co, Be).

Cependant, ce choix semble trop empirique; en effet, pourquoi cette valeur , sinon qu'elle est concordante avec l'expérience. On peut espérer progresser encore dans l'explication en faisant intervenir la notion de rayon atomique, et affiner le raisonnement en considérant l'encombrement stérique, c'est-à-dire, en examinant dans la direction de glissement, quelles sont les sphères jointives dans un modèle de sphères dures. A cet effet, il suffit de comparer les valeurs $a - d$, (glissement sur le plan de base) et $\sqrt{\frac{c^2}{4} + \frac{a^2}{3}} - d$, (glissement suivant le plan prismatique) (Tabl.III.1).

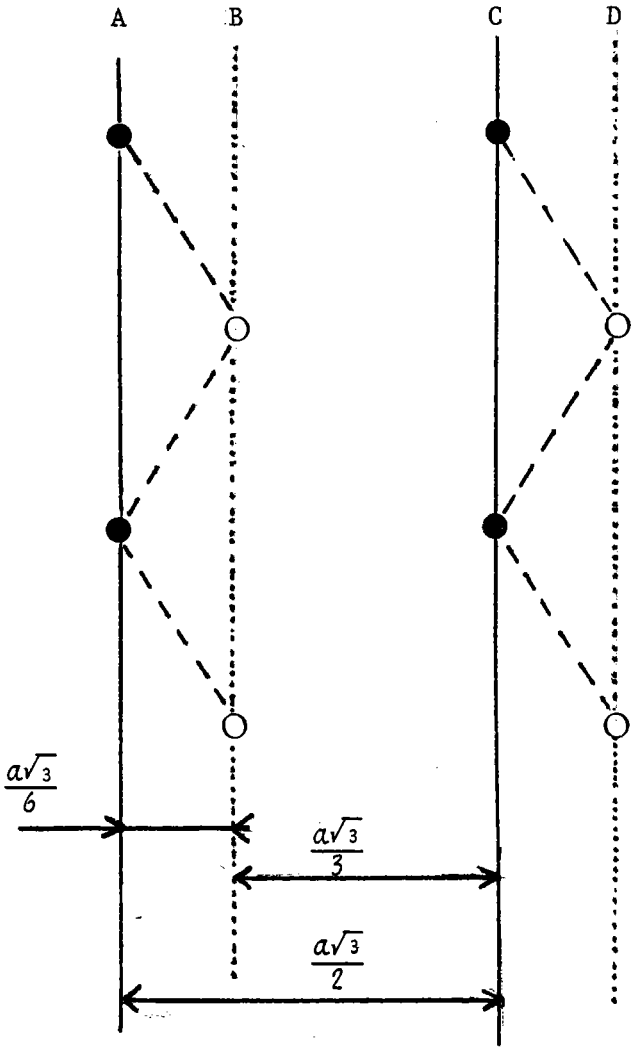


Figure III.1.

Empilement d'atomes selon les plans prismatiques de la structure hexagonale compacte.

Métal	c/a	$\frac{c}{2}$	$\frac{a\sqrt{3}}{2}$	$\frac{c}{2} - \frac{a\sqrt{3}}{2}$	d	a - d	$\sqrt{\frac{c^2}{4} + \frac{a^2}{3}} - d$	Glissement observé
Cadmium Cd	1.885	2.802	2.574	- 0.228	3.04	- 0.067	+ 0.24	Basal
Zinc Zn	1.857	2.47	2.3036	- 0.1164	2.71	- 0.08	+ 0.16	Basal
Cobalt Co	1.622	2.0325	2.169	+ 0.136	2.50	+ 0.005	- 0.006	Basal
Magnésium Mg	1.623	2.605	2.779	+ 0.174	3.20	+ 0.01	- 0.004	Basal
Scandium Sc	1.594	2.633	2.864	+ 0.2312	3.28	+ 0.028	- 0.026	
Zirconium Zr	1.592	2.57	2.79	+ 0.22	3.204	+ 0.026	- 0.027	Prismatique
Gadolinium Gd	1.590	2.895	3.14	+ 0.24	3.60	+ 0.03	- 0.026	Prismatique
Titane Ti	1.587	2.34	2.55	+ 0.21	2.92	+ 0.031	- 0.024	Prismatique
Terbium Tb	1.581	2.83	3.108	+ 0.28	3.54	+ 0.05	- 0.032	
Hafnium Hf	1.569	2.51	2.77	+ 0.26	3.16	+ 0.04	- 0.043	Prismatique
Hosmium Ho	1.570	2.81	3.08	+ 0.27	3.52	+ 0.04	- 0.0385	Prismatique
Béryllium Be	1.568	1.79	1.974	+ 0.184	2.27	+ 0.01	- 0.04	Basal

Tableau III.1.1.

Les sphères sont jointives sur le plan de base pour le Cadmium et le Zinc, de même que sur le plan prismatique pour le Zirconium, le Titane et le Hafnium.

Dans le cas du Magnésium et du Cobalt, la différence d'encombrement entre les deux plans est très faible et on s'explique ainsi mieux, pourquoi ces deux métaux glissent malgré tout sur le plan basal.

Par ailleurs, il faut aussi tenir compte de l'anisotropie de dilatation de ces matériaux; on note par exemple à 400°C la présence de glissements du type {0001} dans le Titane. Ceci est dû au fait que le coefficient de dilatation suivant $\vec{c}$ est supérieur à celui suivant $\vec{a}$ et les sphères deviennent jointives suivant $\vec{a}$ et non plus suivant le plan prismatique. Or, ce matériau fond à 1675°C . Si l'on établit un parallèle avec le Cobalt et le Magnésium, il est alors possible qu'un phénomène de ce type existe pour ces deux matériaux, mais décalé vers le bas dans l'échelle des températures par rapport au Titane, puisque ceux-ci fondent à plus basse température. En ce qui concerne le Béryllium, on peut tenir un raisonnement analogue, mais en plus, ce métal présente une particularité par rapport à tous les autres métaux hexagonaux. Sa température de Debye est très élevée ($\theta_D \simeq 1160°K$) alors que tous les autres métaux hexagonaux possèdent des températures de Debye comprises entre 200 et 500°K. Cette température de Debye élevée confère au Béryllium une grande rigidité du réseau cristallin, puisque les atomes n'atteignent leur fréquence maximale de vibration qu'à une température notablement élevée. Il est alors probable que ceci gêne le glissement ondulé suivant les plans prismatiques.

En ce qui concerne le maclage, les résultats que nous avons obtenus pour le Titane, le Zirconium et le Hafnium (ce dernier semble également se macler facilement en traction [91]) corroborent la littérature existante à ce sujet et nous conduisent - pour des matériaux dont la grosseur de grain est semblable et pour la même température -, aux conclusions suivantes :

- Plus le rapport c/a du matériau considéré s'éloigne de la valeur idéale, plus ce matériau tend à se macler.

- Plus la teneur en éléments interstitiels est élevée, moins ce matériau tend à se macler.

Dans le domaine plastique, on observe pour le Titane, le Zirconium et le Hafnium, comme pour le Zinc et le Cadmium, des courbes de traction comportant deux ou trois parties plus ou moins développées, suivant la pureté de l'échantillon.

Ces différents stades de la déformation sont liés à l'activation de divers systèmes de glissement. En effet, au fur et à mesure que la tension augmente, les dislocations se déplacent dans le plan de glissement primaire (basal ou pyramidal, selon le métal) et s'empilent sur les joints de grains. La vraie déformation plastique apparaît lorsque les glissements d'accomodation se développent dans les plans secondaires, ce qui nécessite une tension locale élevée qui entraîne une consolidation rapide qui ne se conserve pas.

III.F. - PARAMÈTRES ET COEFFICIENTS PERMETTANT DE DÉCRIRE LE COMPORTEMENT DES MATÉRIAUX HEXAGONAUX.

L'étude d'un phénomène physique est généralement abordée à deux échelles distinctes, microscopique et macroscopique. A l'échelle microscopique, la complexité est telle, qu'une analyse mathématique détaillée s'avère difficile. De même, il est généralement impossible d'établir rigoureusement les lois de comportement valables à l'échelle macroscopique à partir des phénomènes physiques à l'échelle microscopique. En revanche, il est souvent possible d'établir des lois phénoménologiques qui décrivent le comportement macroscopique dans les cas particulièrement simples dans lesquels il est possible d'isoler quelques (un ou deux) paramètres. L'étude d'un problème plus complexe (par exemple, passage d'une symétrie élevée à une symétrie plus faible) nécessite alors une adaptation qui peut se limiter, dans le meilleur des cas, à l'ajustement de ces quelques paramètres. Dans les cas moins favorables, l'extension du modèle requiert une nouvelle résolution du problème physique en se plaçant dans les hypothèses les plus générales.

Ainsi, des études systématiques ont été effectuées pour obtenir des modèles et dégager des critères qui mesurent l'aptitude à la déformation des matériaux cubiques. Nous sommes donc confrontés au problème de l'extension de ces modèles et de ces critères aux matériaux hexagonaux.

III.G. - COEFFICIENT DE LANKFORD.

Les résultats expérimentaux concernant ce coefficient montrent que :

- Le coefficient de Lankford varie parfois beaucoup durant l'essai de traction.

- Le comportement du matériau en rétreint est conforme aux valeurs du coefficient de Lankford (à direction de traction donnée).

- Les valeurs obtenues lors d'une traction dans le sens de laminage sont très différentes de celles obtenues en sens travers (du simple au double et parfois même davantage).

Le premier résultat nous incite à n'utiliser qu'avec prudence les valeurs du coefficient de Lankford lorsque celles-ci sont mesurées entre 0 et 10 % ou 12 % d'allongement.

La seconde remarque confirme l'importance du coefficient de Lankford, à direction donnée, pour décrire - de façon essentiellement qualitative, compte tenu des réserves émises sur les valeurs absolues du coefficient de Lankford -, le comportement du matériau en traction simple. Ce second résultat est parfaitement concevable car ici, la symétrie n'intervient que dans la mesure où certains systèmes de glissement sont activés ou non, ce que la mesure du coefficient r, dans une direction donnée, prend en compte.

Nous nous sommes gardés de considérer la notion de valeur moyenne de r au cours de ce travail car celle-ci n'a que peu de signification en raison de la forte anisotropie des matériaux hexagonaux, comme le souligne la troisième remarque.

L'expression courante du coefficient $\bar{r}$ moyen des matériaux cubiques s'écrit :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r45 + r_{90}}{4}$$

Cette expression résulte de la moyenne, en utilisant la méthode des trapèzes à trois points d'appui pour calculer

l'intégrale de la courbe $r(\Psi)$.

Cette formule est parfaitement justifiée lorsque la courbe $r(\Psi)$ présente un minimum à 45° et deux maximums à 0 et 90°, ou l'inverse, ce qui est généralement le cas des matériaux cubiques. En revanche, les allures des courbes $r(\Psi)$ relevées pour les matériaux hexagonaux (voir §II.C.4) sont totalement différentes. En effet, elles présentent souvent un méplat à 30° et un maximum à 60°. Aussi, en utilisant la méthode des trapèzes pour le calcul de la valeur moyenne de r , convient-il, dans le cas des matériaux hexagonaux, d'utiliser quatre points d'appui sur la courbe $r(\Psi)$, soit :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{30} + 2r_{60} + r_{90}}{6}$$

Les courbes théoriques $r(\Psi)$ que nous avons tracées au paragraphe II.C.4, d'après les calculs du paragraphe I.B., sont relativement proches des courbes expérimentales; ceci n'est pas étonnant dans la mesure où ces courbes théoriques prennent appui sur trois points expérimentaux. Toutefois, l'accord n'est pas très bon et ces courbes théoriques ne s'apparentent que de façon grossière avec les courbes expérimentales.

La différence essentielle réside dans le maximum marqué que la courbe $r(\Psi)$ expérimentale possède à $\Psi = 60°$. Physiquement, ce maximum traduit l'activation de certains systèmes de glissement et maclage (en fonction de la texture) lors d'une traction dans cette direction.

Or, la fonction $r(\Psi)$ théorique ne peut, en raison de sa méthode de calcul (cf. § I) restituer un maximum à 60°

que si la valeur de r_{45} est supérieure ou égale à r_{90} [fig. III.2]. Cette condition n'est pas réalisée pour les matériaux hexagonaux que nous avons étudiés. Il se peut alors que l'utilisation des valeurs de r_0, r_{45} et r_{90} pour calculer les coefficients définis par HILL dans le calcul de la contrainte équivalente pour un matériau anisotrope [3] ne soit pas adéquate.

Pour pouvoir calculer $r(\Psi)$ selon les critères de HILL, il faut déterminer trois coefficients indépendants. Il est donc nécessaire de connaître au moins trois points expérimentaux de la courbe $r(\Psi)$. L'utilisation des bornes r_0° et r_{90}° de cette courbe s'impose par des considérations de symétrie. Dans le cas des matériaux cubiques l'utilisation de r_{45}° s'impose par des considérations analogues. Le matériau imprime sa symétrie cristalline à la courbe $r(\Psi)$*. Pour les matériaux hexagonaux, les angles particuliers liés à la symétrie sont alors 30° et 60°, au lieu de 45° et 90°. Nous allons donc reprendre les calculs de $r(\Psi)$ en utilisant les valeurs r_{60}° et r_{30}° (à la place de r_{45}°) pour déterminer les coefficients de HILL et obtenir ainsi une expression de $r(\Psi)$ dans laquelle les coefficients utilisés soient r_0° , r_{30}° , r_{60}° , et r_{90}° .

Rappelons d'abord les relations contraintes-déformations dans le cas d'un matériau anisotrope.

$$d\varepsilon_{11} = d\lambda \left[H(\sigma_{11} - \sigma_{22}) + G(\sigma_{11} - \sigma_{33}) \right] \quad (1)$$

$$d\varepsilon_{22} = d\lambda \left[F(\sigma_{22} - \sigma_{33}) + H(\sigma_{22} - \sigma_{11}) \right] \quad (2)$$

$$d\varepsilon_{33} = d\lambda \left[G(\sigma_{33} - \sigma_{11}) + F(\sigma_{33} - \sigma_{22}) \right] \quad (3)$$

$$d\varepsilon_{12} = d\lambda \, P \, \sigma_{12} \quad (4)$$

$$d\varepsilon_{23} = d\lambda \, L \, \sigma_{23} \quad (5)$$

$$d\varepsilon_{31} = d\lambda \, Q \, \sigma_{31} \quad (6)$$

* *Lorsaue la texture est fortement marquée.*

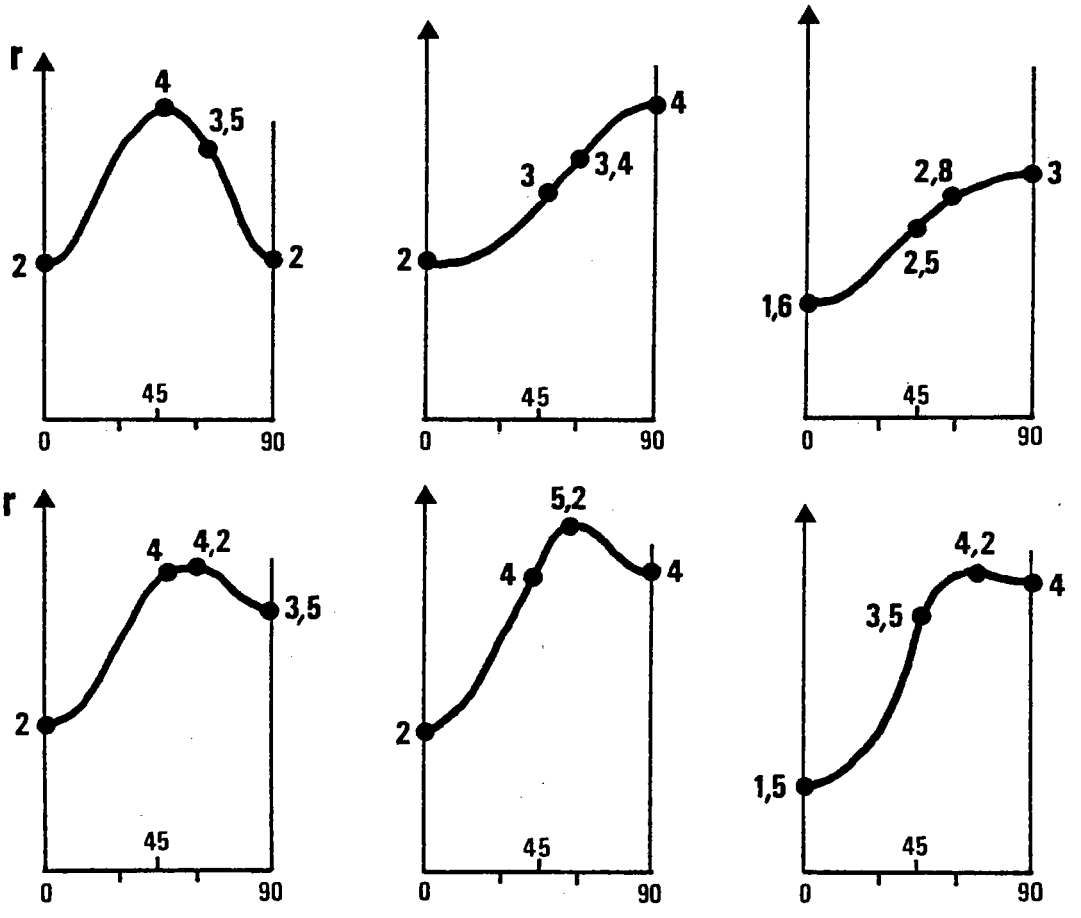


Figure III.2.

Abaques calculés à partir de la formule :

$$r(\Psi) = \frac{2r_0\, r_{90} \cos^2 2\Psi + r_{45}(r_0 + r_{90}) \sin^2 2\Psi}{r_0\,(1 - \cos 2\Psi) + r_{90}\,(1 + \cos 2\Psi)}$$

Ainsi, une traction dans le sens de laminage conduit à $r_0^\circ = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{33}} = \frac{H}{G}$ et $r_{90}^\circ = \frac{F}{G}$ dans le sens travers.

Posons $r = r_0 = \frac{H}{G}$ et $s = \frac{r_0^\circ}{r_{90}} = \frac{F}{G}$

La mesure du coefficient d'anisotropie dans une traction uniaxiale à 60° de la direction de laminage permet la détermination d'autres coefficients. Dans cet essai, le repère principal des contraintes ne coïncide plus avec le repère d'anisotropie de la tôle (Fig.I.1).

Dans ce nouveau système d'axes, les contraintes appliquées possèdent les expression suivantes :

$$\sigma_{xx} = \sigma_{11} \cos^2 \Psi + \sigma_{22} \sin^2 \Psi = \frac{1}{4} \sigma_{11} \qquad (7)$$

$$\sigma_{yy} = \sigma_{11} \sin^2 \Psi + \sigma_{22} \cos^2 \Psi = \frac{3}{4} \sigma_{11} \qquad (8)$$

$$\sigma_{xy} = (-\sigma_{11} + \sigma_{22}) \sin \Psi \cos \Psi = -\frac{\sqrt{3}}{4} \sigma_{11} \qquad (9)$$

et les relations contraintes-déformations s'écrivent :

$$d\varepsilon_{xx} = d\lambda \left[H (\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) + G (\sigma_{xx} - \sigma_{zz}) \right]$$
$$= \frac{d\lambda \sigma_{11}}{4} \left[-2H + G \right] \qquad (10)$$

$$d\varepsilon_{yy} = d\lambda \left[F (\sigma_{yy} - \sigma_{zz}) + H (\sigma_{yy} - \sigma_{xx}) \right]$$
$$= d\lambda . \frac{\sigma_{11}}{4} \left[3F + 2H \right] \qquad (11)$$

$$d\varepsilon_{33} = d\lambda \left[G (\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) + F (\sigma_{zz} - \sigma_{yy}) \right]$$
$$= - d\lambda . \frac{\sigma_{11}}{4} \left[G + 3F \right] \qquad (12)$$

$$d\varepsilon_{xy} = d\lambda . P . \sigma_{xy} = - d\lambda . \frac{\sigma_{11}}{4} . \sqrt{3} . P \qquad (13)$$

On détermine alors les déformations principales, notamment :

$$d\varepsilon_{22} = d\varepsilon_{xx} \sin^2 \Psi + d\varepsilon_{yy} \cos^2 \Psi + 2\, d\varepsilon_{xy} \sin \Psi \cos \Psi$$

$$= d\lambda \frac{\sigma_{II}}{4} \left[- H + \frac{3G}{4} + \frac{3F}{4} - \frac{3P}{2} \right] \qquad (14)$$

Le coefficoent d'anisotropie à 60° de la direction de laminage s'écrit :

$$r_{60^\circ} = \frac{4H - 3(G+F) + 6P}{4(G+3F)} \qquad (15)$$

$$\text{d'où} \quad 2P = \frac{4}{3} r_{60^\circ} (G+3F) + (G+F) - \frac{4H}{3} \ .$$

soit encore, en utilisant les notations introduites ci-dessus :

$$\frac{2P}{G} = \frac{4}{3} r_{60^\circ} (1+3s) + (1+s) - \frac{4}{3} r \qquad (16)$$

Un calcul similaire mené dans le cas d'une traction à 30° de la direction de laminage donne :

$$\frac{2P}{G} = \frac{4}{3} r_{30^\circ} (3+s) + (1+s) - \frac{4}{3} r \qquad (17)$$

En effectuant la moyenne des expressions (16) et (17), on définit le coefficient P à partir des valeurs r_{30° et r_{60°

$$\frac{2P}{G} = \frac{2}{3} \left[r_{60^\circ} (1+3s) + r_{30^\circ} (3+s) \right] + 1+s - \frac{4}{3} r \qquad (18)$$

En reprenant l'expression générale de $r(\Psi)$:

$$r(\Psi) = \frac{\left[H(\cos^2\Psi - \sin^2\Psi) + G\cos^2\Psi\right]\sin^2\Psi + \left[F\sin^2\Psi + H(\sin^2\Psi - \cos^2\Psi)\right]\cos^2\Psi - 2P\sin^2\Psi\cos^2\Psi}{- \left[G\cos^2\Psi + F\sin^2\Psi\right]}$$

$$= \frac{-H \cos^2 2\Psi + \frac{(G+F-2P)}{4} \sin^2 2\Psi}{-G \cos^2\Psi - F \sin^2\Psi}$$

$$= \frac{r \cos^2 2\Psi - 1/4\ (1+s-\frac{2P}{G}) \sin^2 2\Psi}{\cos^2\Psi + s \sin^2\Psi}$$

et en y reportant l'expression de P éq.(18), on obtient :

$$r(\Psi) = \frac{3r \cos^2 2\Psi + \frac{1}{2}\left[r_{60^\circ}(1+3s)+r_{30^\circ}(3+s)-2r\right]\sin^2 2\Psi}{3(\cos^2\Psi + s \sin^2\Psi)}$$

$$r(\Psi) = \frac{3r_0^\circ r_{90^\circ} \cos^2 2\Psi + \frac{1}{2}\left[r_{60^\circ}(r_{90^\circ}+3r_0^\circ)+r_{30^\circ}(3r_{90^\circ}+r_0^\circ)-2r_0^\circ\right]\sin^2 2\Psi}{3\ (r_{90^\circ} \cos^2\Psi + r_0^\circ \sin^2\Psi)}$$

Nous avons calculé la courbe $r(\Psi)$ au moyen de cette expression et la figure III. représente les différentes courbes expérimentales et théoriques. La courbe tracée à partir de la relation (19) est en bien meilleur accord avec la courbe expérimentale que celle calculée à partir de la relation utilisant r_{45° .

Le calcul de la courbe $r(\Psi)$ peut également se faire, connaissant la texture du matériau, à partir du modèle de TAYLOR. Cependant, ce calcul donne la courbe pour une texture donnée alors que nos points expérimentaux sont en fait mesurés entre 0 et 12 % de déformation, donc intégrant généralement une variation de texture notable. Par ailleurs, jusqu'à présent, peu d'auteurs peuvent faire état d'une bonne correspondance entre ce type de courbe et les points expérimentaux. Néanmoins, il demeure que cette voie est la seule qui puisse s'affranchir de la limitation à l'étude de l'anisotropie plane, pour déboucher sur une répartition spatiale de "r" .

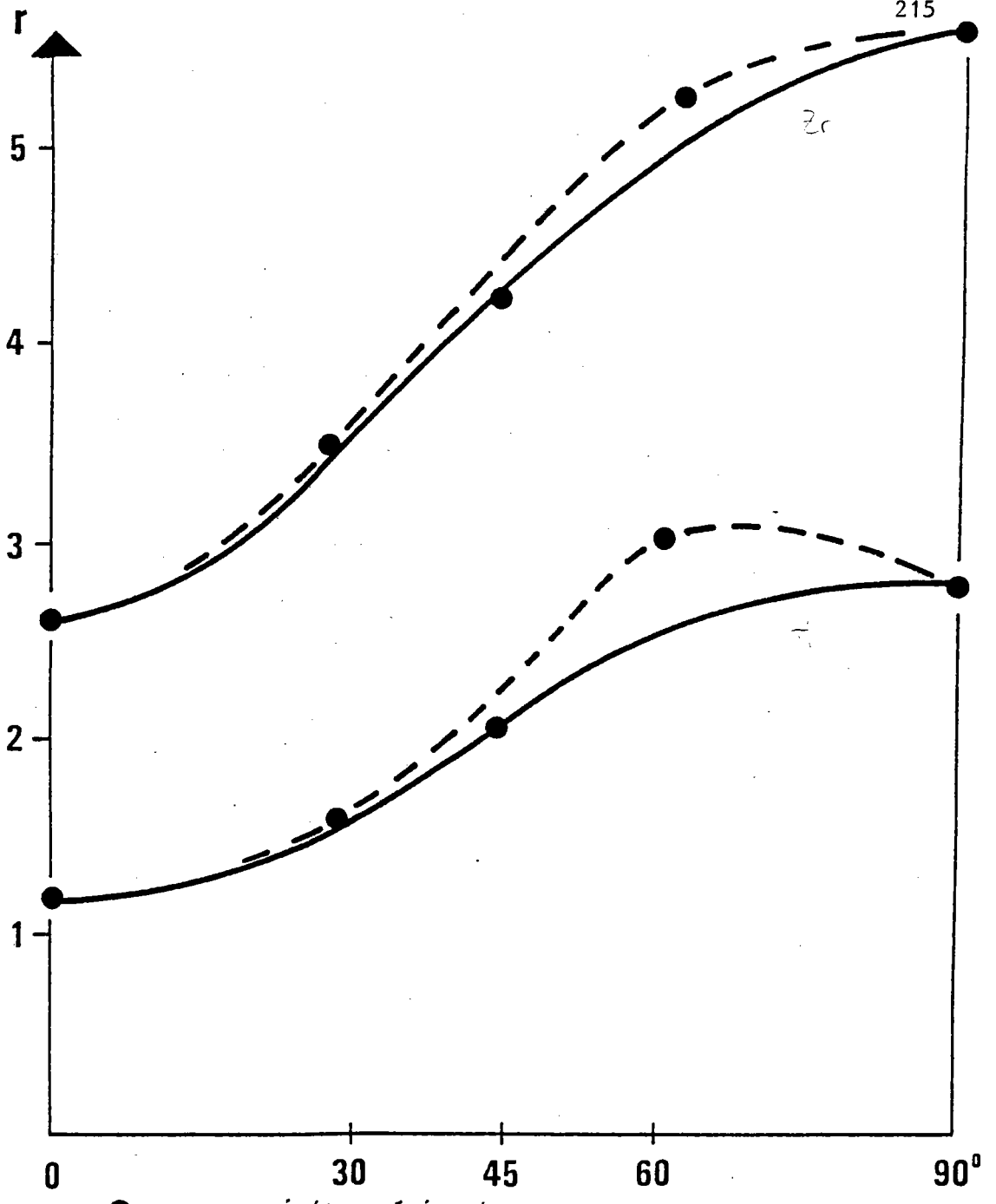


Figure III.3.

Comparaison entre $r(\Psi)$ expérimental et les différentes modélisations de $r(\Psi)$.

III.H. - LE COEFFICIENT D'ÉCROUISSAGE.

Dans de nombreux cas, notamment celui des métaux cubiques à faces centrées, une bonne aptitude au formage en expansion est associée à une valeur élevée de "n" . En effet, un écrouissage élevé indique une augmentation de la résistance du métal à la déformation.

Cependant, pour que cette corrélation existe (entre un coefficient d'écrouissage en traction simple et une déformation en expansion biaxiale), il faut que les mécanismes de la déformation soient similaires dans les deux cas.

Or, nous avons vu aux chapitres III.A et III.B. que les mécanismes de la déformation en traction et en expansion sont parfois notablement différents (surtout dans le cas du titane). De plus, dans le cas des aciers doux, le coefficient reste constant tout au long de la traction. De plus, tous les matériaux que nous avons étudiés, présentent plusieurs stades dans le domaine des allongements répartis en traction. Dans ces conditions, même s'il est possible d'utiliser un critère déduit de l'essai de traction, lequel convient-il de prendre, n au stade I, au stade II, au stade III, ou encore n moyen entre 0 et x % d'allongement.

Après le rapprochement de ces différents coefficients avec les positions respectives des courbes limites en expansion des différents alliages dont nous connaissions toutes ces caractéristiques, nous pouvons dégager quelques éléments de réponse. En effet, pour appuyer ces hypothèses, il faudrait faire une analyse fine de la loi de comportement en

expansion et des mécanismes de déformation tout au long du trajet de déformation. Nous n'avons fait, à ce stade de l'étude, qu'une première analyse sommaire de ces mécanismes dans la mesure où, pour atteindre la loi de comportement en expansion du matériau, il eût fallu adapter une technique utilisée couramment à la SOLLAC par D. RAULT et al. [95]. Celle-ci est basée sur le contrôle de l'épaisseur durant la déformation au moyen de la propagation des ultra-sons dans le matériau. La méthode de calcul n'a été développée que pour le traitement des matériaux isotropes ou quasi-isotropes. Il nous reste à réaliser deux extensions :

- adapter la technique de contrôle de l'épaisseur au Titane et au Zirconium ;

- modifier les programmes de calcul pour qu'ils prennent en compte l'anisotropie élevée de nos matériaux.

Grâce à cette méthode, il sera alors parfaitement possible de définir des stades de déformation équivalents en traction et en expansion et de préciser les coefficients à utiliser. A défaut de correspondance suffisamment nette entre la traction et l'expansion, cette méthode permettra au moins de déterminer un coefficient n^* [95] en expansion qui permette de décrire le comportement du matériau en expansion.

Actuellement et à première vue, aucun des coefficients du Titane (n stade I, stade II ou n moyen) ne semble correspondre de façon nette, fût-elle approximative, au comportement en expansion de ce matériau.

En revanche, les valeurs moyennes de n notées entre 0 et 12 % d'allongement pour le Zirconium et certains de ses alliages semblent caractériser, quoique de façon assez approximative d'ailleurs, le comportement en expansion. Ces constatations confirment qu'il n'y a adéquation de n à décrire le comportement en expansion que lorsque les mécanismes de la déformation en traction et en expansion sont similaires (glissement simple ou dévié sur les plans prismatiques et absence de maclage).

III.I. - MODÉLISATION DES COURBES LIMITES DE FORMAGE.

Les courbes limites de formage à striction théoriques tracées au paragraphe II.C.5.5. d'après la méthode de calcul décrite dans l'appendice II montrent que, si dans le cas du Zirconium les courbes limites théoriques sont relativement proches des courbes expérimentales en expansion, il n'en est rien dans le cas du Titane.

Il est possible d'avancer plusieurs explications à cela. En premier lieu, il convient de se rappeler la remarque qui vient d'être faite au paragraphe précédent, au sujet de l'application d'un coefficient d'écrouissage déterminé en traction à la déformation du Titane en expansion, surtout lorsque des mécanismes différents sont activés dans les deux cas de charge. Dans le cas du Zirconium, l'adaptation en expansion s'effectue seulement grâce aux rares glissements possibles. Les modes de déformation en traction et en expansion sont similaires et la valeur moyenne de n tirée

de l'essai de traction peut alors être utilisée pour décrire le comportement du matériau en expansion.

En revanche, le Titane s'adapte à la déformation en traction et en expansion selon des mécanismes différents et il est illusoire de tenter d'appliquer un quelconque critère tiré de l'essai de traction à la description du comportement en expansion. En second lieu, une des hypothèses du calcul dans le cas anisotrope (voir annexe 2) consiste à considérer le défaut qui est à l'origine de l'instabilité plastique orienté parallèlement à la direction de laminage. Or, dans le cas du Titane, cette hypothèse est douteuse puisque la rupture s'effectue toujours perpendiculairement à la direction de laminage.

Enfin, il convient de se rappeler que pour les deux matériaux, les coefficients de Lankford et d'écrouissage évoluent durant la traction. Cette dernière difficulté n'est pas insurmontable, car il est possible d'introduire dans le calcul des valeurs de r et n qui varient en fonction de la déformation . Mais il semble inutile de vouloir procéder à cette dernière généralisation du calcul tant que l'on n'aura pas pu parfaitement définir les coefficients représentatifs du comportement de ces matériaux.

III.J - PERSPECTIVES DE DÉVELOPPEMENT DE CES TRAVAUX.

D'un point de vue théorique, il semble indispensable, pour aller plus avant, de mieux connaître les mécanismes de la déformation, notamment en expansion biaxiale. Ceci suppose également une meilleure connaissance des diverses scissions

critiques de glissement et maclage de nos matériaux polycristallins.

Celle-ci peut être précisée par l'intermédiaire des suivis de l'évolution de la texture en fonction du degré de déformation, par exemple, le taux de réduction lors du laminage. En effet, il est possible de prédire l'évolution de la texture d'un matériau en fonction du taux d'écrouissage au moyen d'un modèle de déformation plastique du polycristal, par exemple celui de Taylor. Celui-ci requiert la connaissance des scissions critiques de glissement et maclage [39] . Aussi, à partir d'une connaissance partielle des scissions critiques de glissement et maclage et au moyen de la comparaison des textures théoriques et expérimentales à différents taux d'écrouissage, il semble possible de préciser quelque peu ces scissions critiques. Les premières tentatives semblent prometteuses [96] . Elles montrent qu'il n'est pas correct de partir d'une texture isotrope pour simuler l'effet de la déformation à froid, mais plutôt de la texture de laminage à chaud, déjà très marquée pour ces matériaux. Cette remarque montre l'importance de la texture à chaud, ce qui concorde bien avec nos résultats du paragraphe II.F.

D'un point de vue pratique, dans l'optique d'une amélioration des caractéristiques du Zirconium dans le domaine de l'aptitude à l'emboutissage par expansion, il semble nécessaire de modifier de façon radicale la texture de ce matériau. Ceci semble difficile à réaliser lorsque le Zirconium n'est que faiblement allié, mais plus simple lorsqu'il est fortement allié, comme dans la lignée des Zircaloys.

Enfin, une autre voie envisageable consiste en l'étude des domaines superplastiques de certains alliages de Zirconium, en particulier, ceux à base de niobium.

IV - C O N C L U S I O N .

Les résultats présentés dans ce travail tentent de répondre à trois objectifs essentiels :

- analyser, à l'échelle microscopique, les mécanismes de la déformation des matériaux hexagonaux selon le sens de la contrainte et comparer le comportement de ces matériaux entre eux ;

- étudier, à l'échelle macroscopique, le domaine de validité des modèles et des coefficients traditionnellement utilisés pour décrire l'aptitude à l'emboutissage des matériaux cubiques et, dans la mesure du possible, les adapter à la symétrie inférieure de ces matériaux hexagonaux ;

- dégager les enseignements de ces résultats pour projeter les perspectives de recherche en vue d'une amélioration notable des possibilités de mise en forme du Zirconium et de ses alliages.

A l'échelle microscopique, la déformation des matériaux hexagonaux est assurée au moyen de trois familles de plans , $\{0001\}$, $\{10\bar{1}0\}$ et $\{10\bar{1}1\}$ qui ne correspondent, respectivement, qu'à une multiplicité de 3,3 et 6 systèmes de glissement indépendants. Ces matériaux s'adaptent également à la déformation au moyen d'un ou de plusieurs systèmes de maclage.

Chaque système de déformation (glissement ou maclage) est caractérisé par sa valeur de "scission critique de cisaillement résolue". Ce nombre relativement limité de systèmes de glissement (par rapport, notamment, aux métaux cubiques)* entraîne des textures de laminage très affirmées et donc des mécanismes de déformation différents selon le sens de la contrainte appliquée. Cette sensibilité à l'orientation de la contrainte induit pour ces matériaux de grandes différences de comportement entre la traction simple et l'expansion biaxiale. A titre d'exemple, le Titane se déforme en traction simple essentiellement au moyen du glissement prismatique et en expansion, grâce à l'intervention du maclage. Ces matériaux peuvent ainsi être ductiles en traction simple, tout en présentant une bien médiocre aptitude à la déformation en expansion biaxiale. Ceci est notamment le cas du Zirconium dit de qualité Nucléaire, parce que ce dernier ne se macle que très difficilement.

En conséquence, la différence de comportement en expansion entre le Titane et le Zirconium résulte essentiellement de l'existence - ou non - , de la possibilité de maclage ; les scissions critiques de glissement et maclage peuvent, en effet, varier fortement d'un matériau à l'autre. Ainsi, le Titane T35 se macle facilement et se déforme "bien" en expansion; en revanche, le Zirconium dit de qualité nucléaire ne se macle que difficilement et se déforme donc mal sous ce même type de sollicitation.

*
A *titre de comparaison, les matériaux cubiques à faces centrées possèdent un seul type de plan de glissement {111} , avec 24 possibilités.*

De plus, la teneur en impuretés interstitielles modifie sensiblement ces résultats. Plus l'alliage est riche en oxygène ou en azote, plus son aptitude au maclage et à la déformation en expansion se dégrade. Ce phénomène est encore bien plus rapide pour le Zirconium que pour le Titane.

La comparaison entre Titane, Zirconium, Hafnium et les autres matériaux hexagonaux, confirme que les possibilités de glissement sur le plan basal ou sur le plan prismatique, sont étroitement corrélées au rapport c/a du matériau. Il en est de même des possibilités de maclage.

A l'echelle macroscopique, les modèles phénoménologiques avancés pour la description du comportement des matériaux cubiques ne sont pas toujours adaptables tels quels aux matériaux hexagonaux. La symétrie plus basse de ces derniers entraîne, en effet, un changement des systèmes de glissement et de maclage activés lors du passage d'une traction simple à une expansion biaxiale.. Aussi semble-t-il illusoire de vouloir appliquer à ces matériaux, des critères déduits de l'essai de traction pour décrire le comportement en expansion biaxiale sans avoir au préalable établi les corrélations, dans la mesure où elles existent, entre les mécanismes qui sont à l'origine de ces deux modes de déformations.

Cette étude prouve également que pour former le Zirconium dit de qualité nucléaire, tel qu'il est fabriqué actuellement, il convient d'optimiser la trajectoire de déformation, voire même recourir à des traitements superficiels [97].

L'amélioration de l'aptitude au formage du Zirconium dit de qualité nucléaire nécessite une modification profonde du procédé de fabrication de façon à obtenir une texture qui permette au glissement prismatique de se développer plus facilement. La seule voie possible, dans cette optique, est d'intervenir sur la texture de laminage à chaud.

Une autre solution serait d'augmenter la pureté, comme eût pu le suggérer le paragraphe II.E, mais ceci semble cependant inconcevable, pour des raisons d'ordre économique. Par ailleurs, lorsque la pièce à fabriquer ne nécessite pas strictement l'utilisation de Zirconium, on peut envisager de recourir à ses alliages tels le Zirconium - Niobium ou les Zircaloys. En effet, l'étude que nous étendons actuellement aux alliages de Zirconium - Niobium [91] semble indiquer que pour cet alliage, les mécanismes de la déformation sont différents (cet alliage est d'ailleurs biphasé) et, de plus, cet alliage présente toutes les caractéristiques nécessaires à l'apparition du phénomène de superplasticité [92] .

Les Zircaloys sont également des alliages prometteurs car leurs textures de laminage sont facilement modifiables. Ceux-ci sont également l'objet d'une étude actuellement en cours.

Les résultats de ce travail incitent à entreprendre une étude plus détaillée des mécanismes de déformation des matériaux hexagonaux. En effet, il ouvre différentes perspectives de recherches, telles que :

- la détermination plus précise des scissions critiques de chaque mode de déformation pour chaque matériau.

- la description plus complète de l'intervention des différents types de glissement et de maclage à chaque étape de la déformation en expansion.

- l'établissement de modèles et de critères simples qui permettent de décrire le comportement des matériaux hexagonaux soumis à une déformation en expansion.

B I B L I O G R A P H I E

[1] COULOMB (P) "Les textures dans les métaux de réseau cubique" 214 p. (1972) DUNOD.

[2] GRUMBACH (G), POMEY (G) - Mem - Sci Rev. Met. 5 (1965) 343.

[3] HILL (R) "The mathematical theory of Plasticity" OXFORD University Press (1950).

[4] JAOUL (B) "Etude de la plasticité et application aux métaux" DUNOD Paris (1965).

[5] TAYLOR (G.I) .J. Inst. Met. 1938, 62, 307.

[6] "Mise en forme des métaux et alliages" Ecole d'été de Métallurgie physique de Villars-sur-Ollon. Textes recueillis par B. BAUDELET (1976) éditions du CNRS.

[7] POMEY (G) "Aptitude à l'emboutissage des tôles minces" Tome 1 Collection IRSID - OTUA.

[8] VOCE (E) J. Inst. Met. 74(1948)537.

[9] MARCINIAK (Z) Inst. J. Mech. Sci 21(1979) 609.

[10] GOUZOU (J), D'HAEYER (R) Rapport CRM (1974) n° 532/74 CRM Liège Belgique.

[11] YOSHIDA (K), MIYAUCHI (K) "Mechanics of Sheet metal forming" Plenum Press NY-L(1978) 19.

[12] RONDE OUSTAU (F), BAUDELET (B) Acta Met. 25(1977) 1523.

[13] KEELER (S.P) Sheet Metal Ind 42(1965) 683.

[14] KEELER (S.P) Sheet Metal Ind.sept (1968) 673

[15] KLEEMOLA (H.J), KUMPULAINEN (J.O) J.of. Mech Work Tech 3(1980) 289, 303.

[16] JALINIER (J.M) "Mise en forme et endommagement" thèse d'état METZ 1981.

[17] REED - HILL (R.E) "The tensile properties of ∝ Zr." Reviews of high temperature materials. Vol. n° 2 (1972 99-155.

[18] DILLAMORE (I.L), ROBERTS (W.T) "Prefered orientation in wrought and annealed metals" Metallurgical Reviews (1965) Vol. 10 n° 39.

[19] KEELER (J.H), GEISLER (A.H) Trans Am Inst.Min Met.Ing (1955) 203, 395.

[20] KEELER (J.H), GEISLER (A.H) ibid (1956) 206, 80.

[21] KEELER (j.H) Trans. Met.Soc.AIME (1958) 212, 781.

[22] MAC GEARY (R.K), LUSTMAN (B) Trans. Amer. Inst. M n. Met. Eng. (1951) 191, 994.

[23] CARSON (F.R), ZARKADES (A), AVERY (P.H) Titanium Sciences and Technology (1973) JAFFEE BURTE 1169.

[24] WILSON (D.V), CHAPMAN (J.A) Phil. Mag. (1963) 8 1543.

[25] PEARSALL (G.W) Trans. Amer. Soc. Metals (1958) 50, 881.

[26] DERVIN (P), MARDON (J.P), PERNOT (M), PENELLE (R), LACOMBE (P) "Application de la représentation tridimensionnelle des textures à l'étude de l'évolution des textures de laminage et recristallisation du Titane. J. Less. Common. Metals 55(1977) 25.

[27] ALSAGAROV (A.H), ADAMESKU (R.A), GELD (P.V) "Rolling and Recristallisation textures formation in Ti and Zr" Russ. Metal 2(1977) 116.

[28] CALNAN (E.A), CLEWS (C.J.B) Phil. Mag.(1950)41 1085.

[29] BISHOP (J.F.W) J. Mechanics Physics Solids (1954) 3. 130.

[30] HAESSNER (F) Z. Metallkunde 54(1963) 98.

[31] WASSERMANN (G) Z. Metallkunde (1963) 54, 61.

[32] DILLAMORE (I.L), ROBERTS (W.T) Act. Met. 12(1964) 282.

[33] LIU (Y.C) Trans. Met. Soc. AIME 230(1964) 656.

[34] WILLIAMS (DN), EPPELSHEIMER (D.S) J. Inst Metals 81(1952) 553.

[35] BUNGE (H.J) Kristall und technik 5,1(1970) 145.

[36] TAYLOR (G.I) J. Inst. Met. 62(1938) 307.

[37] VAN HOUTTE (P), AERNOULT (E) Z. Metallkunde 66(1975) 202.

[38] VAN HOUTTE (P) Ph. D. Thesis Katholicke Universiteit Leuven (B).(1975).

[39] GIL SEVILLANO (J), VAN HOUTTE (P), AERNOULT (E) "Large Strain work Hordening and Textures" Prog. In. Mat. Sciences Vol 25 n°2-4 (1980).

[40] GROVES (G.W), KELLY (A) Philos. Mag. Vol.8(1963) 877 - 887.

[41] YOO (M.H) "Slip, twinning and fracture in hexagonal close Packed Metals" Metallurgical transactions Vol 12 A Mars 1981, 409 - 418.

[42] CHIN (G.Y), MAMMEL (W.L) "Competition among basal, prism and pyramidal slip modes in HCP metals" Met. trans. Vol.n° 1 (fev.1970) 357 - 361.

[43] EPPELSHEIMER (D.S), GOULD (D.S). J. Inst. Metals (1956) 85 - 158.

[44] CHARRIER (J) "Mecanismes de la déformation du Titane" 3ème journée du Titane Nantes (mai 1973)

[45] BREHM (C) "Contribution à l'étude de la déformation plastique du Titane et du Zirconium" thèse d'état (Avril 1970).

[46] CONRAD (H) "Effect of interstitial Solutes on Titanium" Progress in Material science Vol.n°26 n° 2 - 4 (1981).

[47] YOO (M.H) "Interactions of slip dislocations with twins in H.C.P metals". Met. transactions Vol.245 (sept 1969) 2051-1060.

[48] ODINOKOVA (L.P) Russ. Metall 1(1967) 61 - 64.

[49] MULLINS (S), PATCHETT (B.M) "Deformation Microstructures in titanium. Sheet Metal" Met. transactions Vol. 12 A (May 1981) 853 - 863.

[50] ARUNACHALAN (V.S), PATTANAIK (S), MONTERIO (S.N), REED-HILL (R.E) Met. trans. 3(1972) 1009.

[51] GARDE (A.M), AIGELTINGER (E), REED-HILL (E). "Relation Ship between Deformation and the stress-strain behaviour of Polycristalline Titanium and Zirconium at 77°K" Met. trans 4 (1973) 2461 - 2468.

[52] KESHAVAN (M.K), SARGENT (G), CONRAD (H). "Discussion of" Relation ship between deformation and the stress-strain behavior of polycristalline Titanium and Zirconium at 77°K." Met.trans. Vol.64 (1975) 1291.

[53] REED-HILL (RE), DONOSO (F.R), GARDE (A.M). Author's Reply 1292

[54] JAFFEE (R.I), OGDEN (H.R), MAYKUTH (D.J). Trans. AIME 188 (1950) 1261.

[55] FINLAY (W.L), SNYDER (J.A). Trans. AIME 188 (1950) 277.

[56] KIESSEL (W.R), SINNOTT (M.J). Trans. AIME 197 (1953) 331.

[57] ROSI (F.D), PERKINS (F.C). Trans. ASM 45 (1953) 248.

[58] RAPPERPORT (E.J), HARTLEY (C.S). Trans. Met. Soc. AIME, 218 (1960) 869 - 876.

[59] DABOSI (F). Rapport interne Ugine (juillet 1975).

[60] REED-HILL (R.E) "The tensile properties of α Zr". Review of high temperatures materials.Vol.1 n°2 (1972) 99-155.

[61] REED-HILL (R.E), DAHLBERG (E.P). Electro chem.Technol. n° 4 1966) 303 - 307.

[62] MANNAN (S.L), RODRIGUEZ (P). "Influence on interstitial solutes on the work hardening behaviour of Zr". Transactions of the Indian Institute of Metals (June 1973).

[63] LACOMBE (J. de), DUMESNIL (C) IDDRG (TURIN 1968)
La metallurgica Italiana n° 8 (1968) 645 - 654.

[64] BOURGEOIS (A) 20 colloque " Métallurgie et Mécanique"
TARBES 7-8 Mars 1974.

[65] KOHARA (S) ISAS University de Tokyo
4° International Conference on titanium Japan 19-22 May 1980.

[66] CEZUS Communication privée.

[67] GRUMBACH (M) "Propriétés d'emploi des aciers"
L'essai de traction. Collection IRSID - OTUA 1976.

[68a] GUILLAUME (M.J), GONCALVES (J.J), BEAUVAIS (C), HOCHEID (B),
Mem. Sc. Rev. Met. 78 n° 9 (1981) 491 - 499.

[68b] GONCALVES (J.J) Mémoire Ingénieur CNAM (1980) Paris.

[69] MILLER Zirconium Metallurgy on the rares Metals n° 2.

[70] Mc QUILLAN Titanium Metallurgy on the rares Metals n° 4.

[71] KEELER (J.P) "Circular gril system. A valuable aid for
evaluating sheet metal formability" Industries 45, 497
(1968) 633 - 650.

[72] GRUMBACH (M), SANZ (G) "Influence de quelques paramètres sur
les courbes limites d'emboutissage" Rev. Met. 69, n° 4
(1972) 273 - 290.

[73] NAKAZIMA (K), KIKUMA (T), HASUKA (K)
"Study on the formability of steel Sheets"
Yamata technical report 264 - 141.

[74] BRAGARD (A), BARET (J.C), BONNARENS (A)
"A simplified technique to determine the FLD at the onset of necking" IDDRG Amsterdam document DDR/WGI/21 P/172.

[75] VEERMANN (C.C) "the determination aid of the FLC onset of localized necking" IDDRG Meeting, Amsterdam, oct.1972 p. 51 à 58.

[76] GUILLAUME (M.J), BEAUVAIS (C), HOCHEID (B)
"Texture and Formability of Titanium and Zirconium sheets" ICOTOM 6 28 sept/3oct 1981 Tokyo. Japan.

[77] PERNOT (M) Communication personnelle.

[78] LARUELLE (C) et VADON (A). Communication personnelle.

[79] CHARRIER Mécanismes de déformation du titane
3e journée du Titane. Nantes Mai 1973.

[80] CRUSSARD (C), JAOUL (B) Rev. Met. 47 (1950) 589.

[81] PIGE (B) Memoire Ingénieur CNAM 1982 Paris.

[82a] GUILLAUME (M.J), VINCENT (A), BEAUVAIS (C), HOCHEID (B).
Mem. Sci. REv. Met. n° 78, 4 Avril 1981, 189 - 199.

[82b] VINCENT (A) Mémoire d'Ingénieur CNAM 1980 Paris.

[83] GRUMBACH (M), SANZ (G) 7e congrès IDDRG Amsterdam octobre 1972.

[84] MARTIN (R) "Les courbes limites de rupture et de striction des tôles minces, applications" CETIM INFORMATION octobre 1973 38 - 45.

[85] PHILIPPE-GUILLAUME (M.J), ESLING (C), HOCHEID (B), J.A de la Métallurgie - Paris octobre 1982.

[86] JALINIER (J.M) Communication personnelle.

[87] LEMOISSON (P) Mémoire Ingénieur CNAM - PARIS 1982.

[88] KOCHS (U.F), WEST LAKE (D.G), Trans. TMS. AIME 239 (1967) 1107 - 1109.

[89] BAUDET (C) Mémoire Ingénieur CNAM - Paris (1983).

[90] ARNOULT LAURENT (P) Microthèse INSTN 1970.

[91] CHAVIGNY (P) Mémoire Ingénieur CNAM - Paris"1983" à paraître.

[92] ROSINGER (H.E), UNGER (A.E), "Superplastic and Strain-Rate dependent plastic flow of Zr - 2,5 % poids Nb inthe 873-1373°K Temperature range" AEC tld AECL 6418 - Dec.1979 pp 36 (Atomic Energy of Canada)

[93] JONES (I.P), HUTCHINSON (W.B), Stress state dependance of slip in titanium 6 Al 4V and other H.C.P. metals . Acta. Met. 29(1980) 951.

[94] BLANC (G), CHAMPIN (B), CHARQUET (D) Communication personnelle.

[95] RAULT (D), ENTRINGER (M) "Caractérisation du comportement en expansion d'une tôle mince d'acier" - Les Mem. et Et. Sci. de la revue de Métallurgie 77 n° 4 - Avril 1980 p. 535.

[96] WAGNER (F) - Communication personnelle.

97 DECOURS (J) - Communication personnelle

APPENDICE 1

1.- TECHNIQUES DE L'ANALYSE DES TEXTURES

L'orientation des grains individuels influence fortement les propriétés physiques, notamment mécaniques, du polycristal.

La statistique d'orientation des grains d'un polycristal est désignée sous le nom de texture cristallographique /1-5/.

1.1.- Orientation d'un grain

Un repère de référence K_A = (DL, DT, DN) est lié à l'échantillon; un repère K_B = ([100] , [010] , [001]) est lié aux axes cristallographiques des grains (supposés de réseau cubique dans le cadre de ce texte). Comme l'enseigne la mécanique, la position du grain dans le polycristal est complètement déterminée par 6 paramètres :

i) 3 coordonnées du vecteur de situation $\vec{r}$ de l'origine du repère K_B.

ii) 3 angles d'Euler $\{\varphi_1 \Phi \varphi_2\}$ qui définissent l'orientation de K_B par rapport à K_A.

En analyse des textures, on ne considère pas la localisation spatiale des grains (vecteur $\vec{r}$), mais uniquement la rotation g qui réalise, à la translation $\vec{r}$ près, la coïncidence de K_A avec K_B, (fig. 1).

$$K_A \xrightarrow{g} K_B \qquad (1)$$

$$g = \{\varphi_1 \Phi \varphi_2\}$$

Les angles d'Euler ne constituent pas les seuls paramètres possibles pour l'orientation d'un grain. Il existe une notation très répandue en métallurgie :

$$g = \{hkl\}\langle uvw\rangle \qquad (2)$$

où {hkl} désigne le plan cristallographique qui coïncide avec le plan de l'échantillon et <uvw> désigne la rangée cristallographique qui pointe dans la direction de laminage DL.

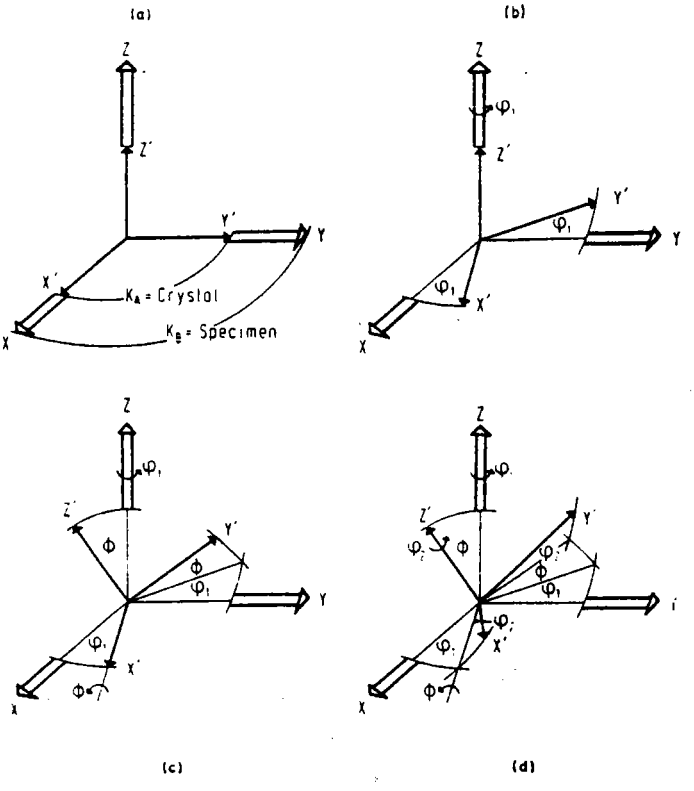


Figure 1 : Les angles d'Euler $\{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\}$ de la rotation g définissent l'orientation d'un cristallite, d'après /2/.

Une autre représentation possible consiste à définir l'axe $\vec{d} = (d_1\ d_2\ d_3)$ et l'angle ω de la rotation g, (fig. 2)

$$g = \{\vec{d}, \omega\} \tag{3}$$

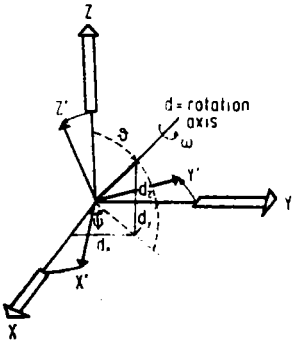


Figure 2 : La rotation g est également définie par l'axe $\vec{d}$ et l'angle ω , d'après /2/.

Les techniques élémentaires de calcul matriciel permettent d'établir des formules de correspondance entre les différentes représentations

$$\begin{aligned} \{hkl\}\langle uvw\rangle &\longleftrightarrow \{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\} \\ \{\vec{d}, \omega\} &\longleftrightarrow \{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\} \end{aligned} \tag{4}$$

L'exploitation des résultats d'une analyse de texture est facilitée par les abaques correspondants (fig. 3).

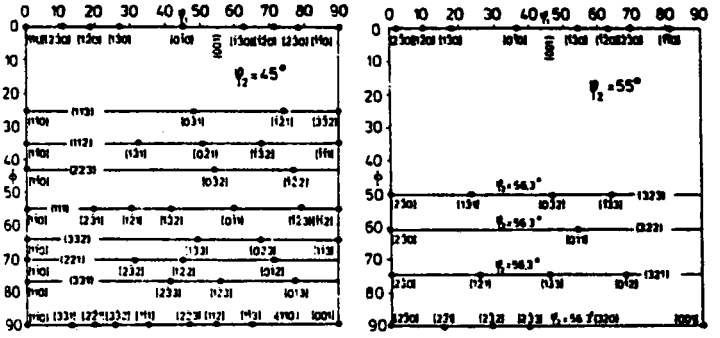


Figure 3 : Abaques donnant la correspondance
$(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \longleftrightarrow (hkl)\langle uvw\rangle$, d'après /3/.

1.2.- Fonction de Densité des Orientations (F.D.O.)

La F.D.O. est une fonction de densité au sens statistique : elle donne la fraction volumique des cristallites dont l'orientation est g, à dg près :

$$\frac{dV(g)}{V} = f(g)\, dg \quad ; \quad f(g) \geq 0 \quad ; \quad \int f(g)\, dg = 1 \qquad (5)$$

Il est intéressant de déterminer la fonction f(g) à double titre :

- elle constitue la description quantitative de la texture cristallographique;

- elle permet de calculer certaines propriétés physiques du polycristal à partir des grandeurs correspondantes du monocristal.

Les méthodes de détermination de la F.D.O. se répartissent en :

- mesures d'orientations individuelles
- inversion de figures de pôles.

Dans le domaine de la métallurgie, les mesures d'orientations individuelles n'ont été utilisées, à ce jour, qu'à titre d'exemple et uniquement dans des laboratoires de recherche. En revanche, l'analyse des textures à partir de figures de pôles est pratiquée dans des laboratoires industriels de contrôle.

1.3.- Figure de pôles directe $P_{hkl}(\alpha\ \beta)$

La figure de pôles $P_{hkl}(\alpha\ \beta)$ donne la distribution des directions cristallographiques $[\bar{h}k\bar{l}]$ dans le repère d'échantillon K_A. $P_{hkl}(\alpha\ \beta)$ est également une fonction de densité au sens statistique : elle donne la fraction volumique des cristallites dont la direction $[\bar{h}k\bar{l}]$ possède l'orientation $y = (\alpha,\beta)$ à $d\alpha$ et $d\beta$ près :

$$\frac{dV(\alpha\ \beta)}{V} = \frac{1}{4\pi} P_{hkl}(\alpha\ \beta) \sin\alpha\ d\alpha\ d\beta \quad ; \quad P_{hkl}(\alpha\ \beta) \geqslant 0 \quad ;$$

$$\frac{1}{4\pi} \int P_{hkl}(\alpha\ \beta) \sin\alpha\ d\alpha\ d\beta = 1 \qquad (6)$$

Notons que (α,β) représentent les coordonnées sphériques du vecteur y de longueur unité (sur la sphère de rayon r = 1), que $d\Omega = \sin\alpha\ d\alpha\ d\beta$ représente l'élément d'angle solide centré sur cette même direction d'échantillon $y = (\alpha,\beta)$ et, enfin, que le facteur $\frac{1}{4\pi}$ est un facteur de norme.

Lorsque α et β parcourent l'ensemble des valeurs possibles ($0 \leqslant \alpha \leqslant \frac{\pi}{2}$ et $0 \leqslant \beta \leqslant 2\pi$), la direction cristallographique [hkl], normale à la famille de plans réticulaires (hkl), décrit une demi-sphère de rayon unité que l'on appelle sphère des pôles.

La figure de pôles, fonction définie sur cette sphère des pôles, est généralement représentée par sa projection stéréographique sur le plan (DL , DT) (figure 4).

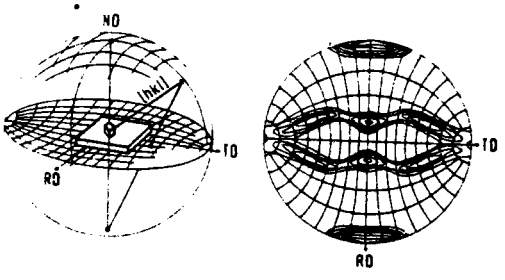


Figure 4 : Représentation de la figure de pôles $P_{hkl}(\alpha\ \beta)$ en projection stéréographique, d'après /3/.

Contrairement à la fonction de texture, la figure de pôles est accessible à la mesure, au moyen de tout diffractomètre à quatre cercles, et notamment dans la variante dite goniomètre de texture (figure 5) /6/.

Un berceau d'Euler est monté sur un diffractomètre à deux cercles du type θ-2θ ; la tête goniométrique du berceau est échangeable avec un porte-échantillon animé d'un mouvement de balayage, pour améliorer la statistique de comptage. L'angle 2θ entre le faisceau RX incident de longueur d'onde λ et le compteur sélectionne la famille des plans (hkl) qui participent à la diffraction, selon leur distance interréticulaire, conformément à la loi de Bragg $\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta$.

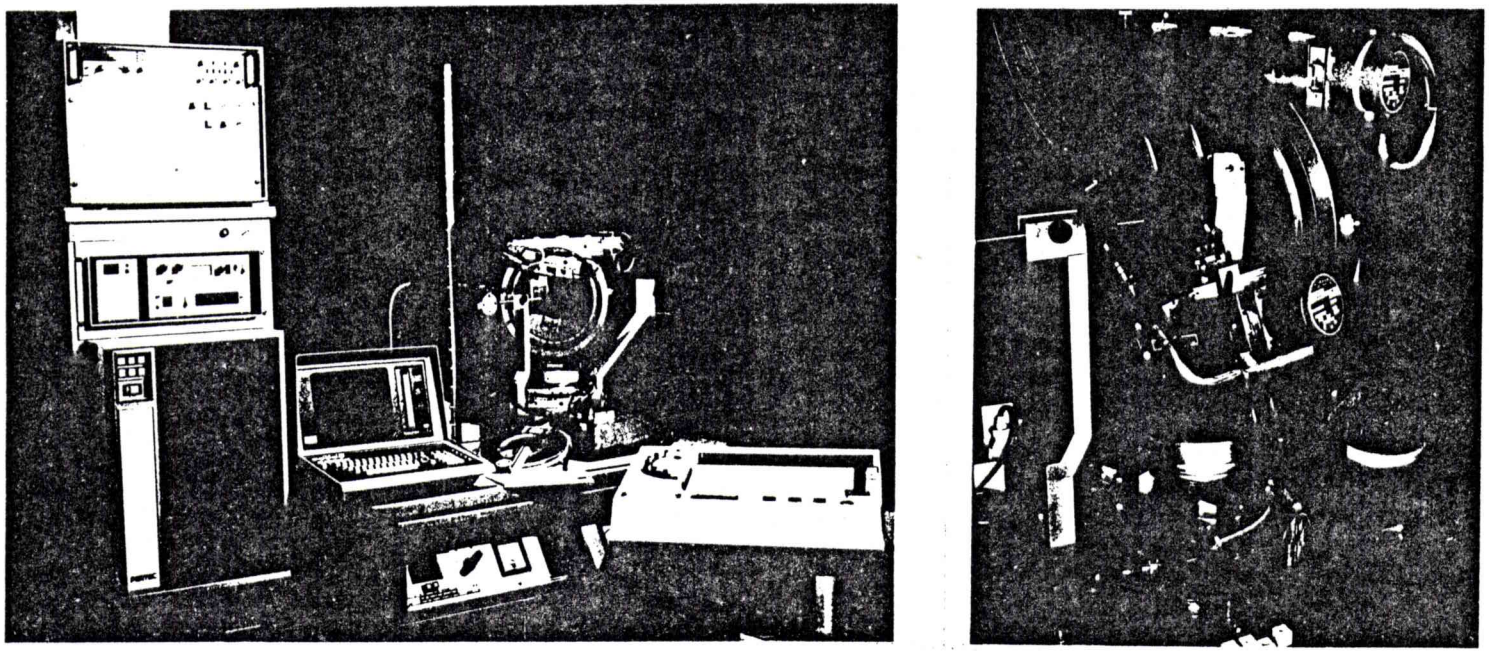


Figure 5 : Goniomètre de texture piloté par ordinateur, réalisé au Laboratoire de Métallurgie Structurale de l'Université de Metz; d'après /6/.

Lorsqu'un tel plan est en position de diffraction, sa normale [hkl] coïncide avec le vecteur de diffraction s dont l'orientation est y dans le repère K_A lié à l'échantillon.

Toute rotation autour de cette direction commune [hkl] // y maintient le plan en position de diffraction (figure 4).

La figure de pôles est donc l'intégrale de la fonction de texture sur toutes les orientations g pour lesquelles [hkl] // y coïncident avec le vecteur de diffraction; ces orientations se déduisent les unes des autres par une rotation d'angle γ arbitraire ($0 \leq \gamma \leq 2\pi$) autour de la direction commune [hkl] // y :

$$P_{[hkl]}(y) = \int_{[hkl]\ //\ y} f(g)\ dg = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} f(g)\ d\gamma \qquad (7)$$

Le calcul de f(g) à partir de figures de pôles, quelle que soit la méthode particulière employée, nécessite la résolution de cette équation intégrale fondamentale.

1.4.- Superpositions affectant la mesure des figures de pôles

Les figures de pôles expérimentales $\tilde{P}_{[hkl]}$ sont en réalité la superposition de celles $P_{+[hkl]}$ et $P_{-[hkl]}$ /8/, que le compteur de photons ne peut séparer, soit en raison de la centrosymétrie des cristaux, soit en raison de la loi de Friedel (figure 6) /7/

$$\tilde{P}_{[hkl]} = \frac{1}{2}\ (P_{+[hkl]} + P_{-[hkl]}) \qquad (8)$$

L'inversion de ces dernières figures de pôles $\tilde{P}_{hkl}$ ne détermine de façon univoque q'une partie de l'O.D.F. : la partie déterminable $\tilde{f}(g)$ /3, 7, 9/; par analogie, la partie qui échappe à la détermination univoque

sera notée $\tilde{\tilde{f}}(g)$:

$$f(g) = \tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \qquad (9)$$

Dans la représentation que nous verrons ultérieurement de f(g) sous la forme d'un développement en série d'harmoniques sphériques $T_l^{mn}(g)$, les parties $\tilde{f}(g)$ et $\tilde{\tilde{f}}(g)$ s'identifient respectivement avec les parties d'indice l pair et impair du développement, lorsque les cristaux sont centrosymétriques.

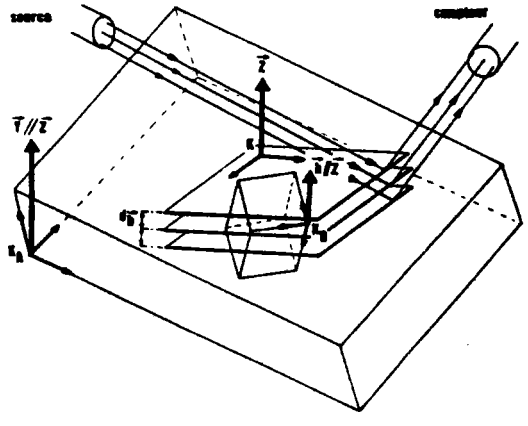


Figure 6 : Les plans cristallographiques {hkl} sélectionnés par l'angle de Bragg θ_{hkl} diffractent lorsque leur normale est parallèle au vecteur de diffraction, d'après /7/.

La prise en compte d'information additionnelle, essentiellement de la condition de positivité, peut éventuellement fournir une approximation de la partie $\tilde{\tilde{f}}(g)$ qui a été éliminée en raison des superpositions dans le processus de mesure (analogie avec les extinctions systématiques en radiocristallographie).

1.5.- Analyse tridimensionnelle des textures

Tout ce qui a été dit jusqu'à présent, et notamment l'indéterminabilité de $\underset{\sim}{f}(g)$, est valable pour toutes les méthodes d'analyse basées sur l'inversion des figures de pôles.

Il existe essentiellement deux grandes familles de méthodes d'analyse des textures :

- les méthodes d'analyse harmonique, proposées conjointement par Bunge /10/ et Roe /11/ en 1965;

- les méthodes de discrétisation, proposées originellement par Williams en 1968 /12/ et développées de 1977 à 1982 par Vadon, Ruer et Baro sous le nom de méthode vectorielle /13,14/ et plus récemment par Imhof sous la forme d'une méthode probabiliste /15,16/.

Dans la méthode vectorielle, des suites de valeurs discrètes f_j et p_i sont substituées aux fonctions continues f(g) et $P(\alpha\ \beta)$, et l'équation fondamentale est approchée par un système d'équations linéaires :

$$P_i = \sum_{j=1}^{J} \sigma_{ij}\, f_j \qquad (10)$$

Dans la méthode d'analyse harmonique, les fonctions f(g) et $P(\alpha\ \beta)$ sont développées en séries d'harmoniques sphériques :

$$f(g) = \sum_{\lambda\mu\nu} C_\lambda^{\mu\nu}\ \dot{T}_\lambda^{\mu\nu}\ (g) \qquad (11)$$

$$P_{[hkl]}(\alpha\ \beta) = \sum_{\lambda\nu} F_\lambda^\nu\ (hkl)\ \dot{k}_\lambda^\nu\ (\alpha\ \beta) \qquad (12)$$

Les harmoniques sphériques généralisés $\dot{T}_\lambda^{\mu\nu}$ (g) sont adaptés aux symétries cristallines et aux symétries d'échantillon. Les harmoniques sphériques de surface $\dot{k}_\lambda^\nu$ (α β) sont adaptés aux symétries d'échantillon; ainsi, à titre d'exemple, une tôle laminée possède une symétrie statistique d'échantillon orthorhombique.

Lorsqu'on reporte les séries éq. (11) et éq. (12) dans l'équation intégrale éq. (7), on obtient,compte tenu de l'éq. (8), le système fondamental d'équations linéaires

$$\frac{4\pi}{2\lambda+1} \sum_{\mu=1}^{M(\lambda)} \tilde{C}_\lambda^{\mu\nu} \dot{k}_\lambda^{\mu *} (\Theta_{hkl} \quad \beta_{hkl}) = \tilde{F}_\lambda^\nu (hkl) \qquad (13)$$

Les indices λ et ν figurent dans les deux membres de l'éq. (13); pour chaque couple (λ,ν) fixé, celle-ci représente une équation linéaire qui renferme les inconnues

$$\{C_\lambda^{\mu\nu}\} \qquad \mu = 1,\ldots M(\lambda). \qquad (14)$$

Ces inconnues sont dénombrées par l'indice μ. Pour un rang λ donné du développement en série, leur nombre est égal à $M(\lambda)$. Le nombre $M(\lambda)$, croissant avec le rang λ, est d'autant plus important que la symétrie des cristaux est plus faible, (Fig. 7) /3,17/.

Les coefficients $\tilde{F}_\alpha^\nu$ (hkl) sont calculés à partir des figures de pôles expérimentales; chaque figure de pôles indépendante fournit une équation indépendante. Ainsi, l'éq. (13) représente en réalité un système d'équations linéaires dont le nombre est égal au nombre I_p de figures de pôles mesurées et dont les inconnues sont les $M(\lambda)$ coefficients $C_\lambda^{\mu\nu}$ définis par l'éq. (14).

L'analyse tridimensionnelle des textures selon la méthode harmonique consiste à résoudre ce système d'équations linéaires éq. (13).

a)

b)

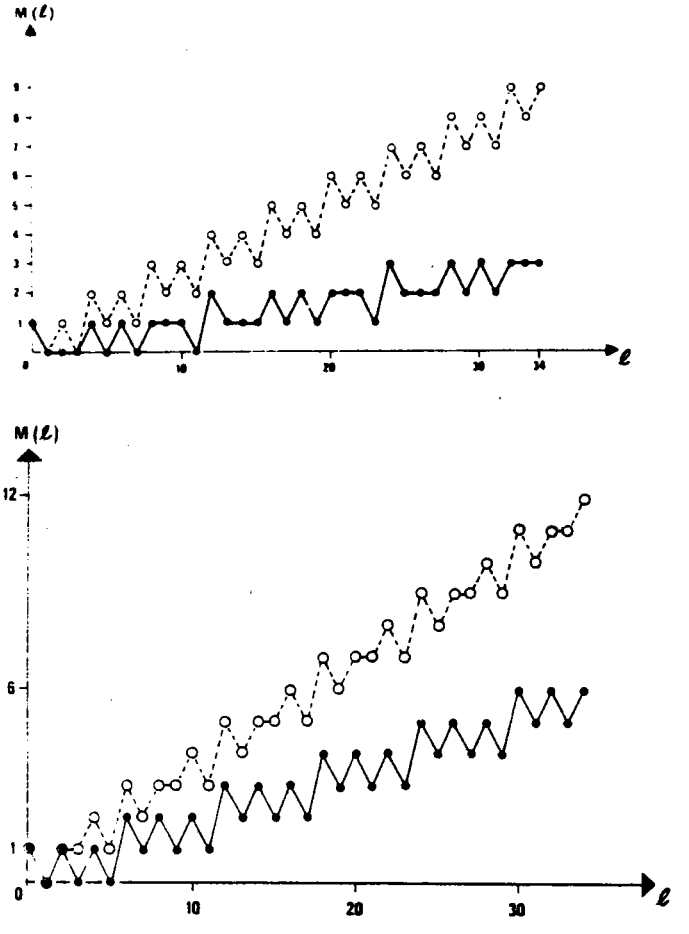


Figure 7 : Nombre de fonctions linéairement indépendantes, adaptées aux symétries
a) cubique, tétragonale (pointillés), d'après /17/;
b) hexagonale, trigonale (pointillés), d'après /3/.

Les séries éq. (11) et (12) sont, en théorie, infinies. En pratique, ces développements sont bien entendu tronqués à un rang limite fini; ce rang maximal est noté λ_{max}.

Afin de minimiser les erreurs de mesures des figures de pôles, il est préférable de constituer un système d'éq. (13) surdéterminé, et de le résoudre par une technique de moindres carrés. Ainsi, pour calculer les coefficients $C_\lambda^{\mu\nu}$ jusqu'au rang λ_{max} , il est préférable de mesurer

$$I_p = M(\lambda_{max}) + 1 \qquad (15)$$

figures de pôles indépendantes. Compte tenu de l'éq. (12) le calcul de la fonction de texture jusqu'à $\lambda_{max} = 22$ requiert ainsi 5 figures de pôles dans l'hexagonal, alors que 3 suffisent dans le cubique.

1.6.- Utilisation de la condition de positivité

C'est un fait d'expérience que les figures de pôles expérimentales présentent généralement,en dehors des zones de forte intensité ou pics, de vastes domaines dans lesquels l'intensité corrigée du bruit de fond est nulle. Ces domaines nuls Z_0^{hkl} qui varient d'une figure de pôles à l'autre, interdisent la présence de certaines orientations g_0 dans la texture. Ce sont toutes les orientations g_0 dont l'un des pôles {hkl} au moins pointerait dans le domaine nul Z_0^{hkl} de la figure de pôles correspondante.

Ainsi,il est possible d'obtenir le domaine nul Z_0 de l'espace des orientations - sur lequel l'ODF $f(g_0)$ s'annule donc - comme la réunion de tous les domaines nuls impliqués par les différentes figures de pôles {hkl}.

Si la partie impaire $\tilde{f}(g)$ disparaît du système fondamental éq. (13), elle n'est pas, pour autant, arbitraire. La largeur de sa bande de variation est limitée par la condition de positivité /7,18/

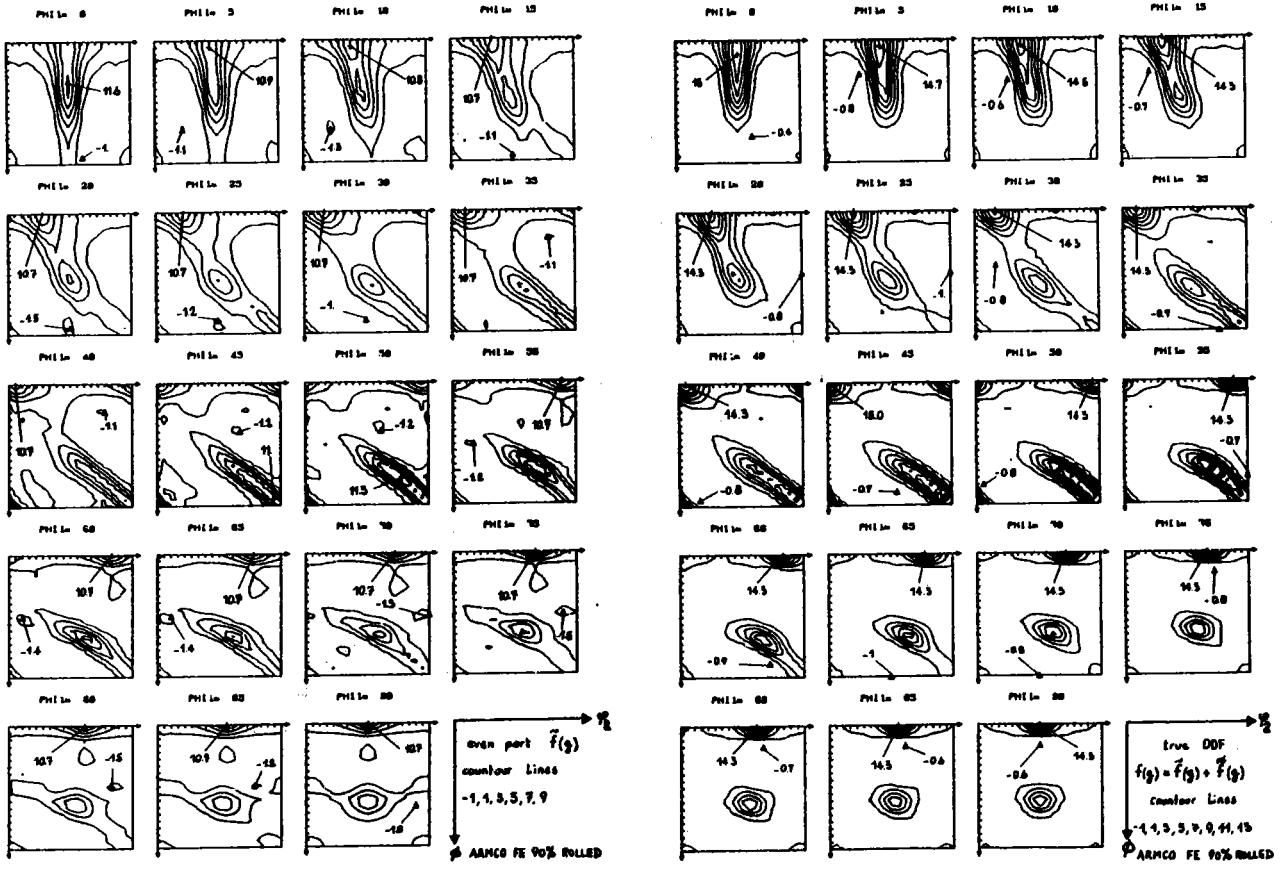


Figure 8 : Analyse tridimensionnelle complète d'un échantillon de fer ARMCO, laminé à froid à 90 %.

$$\tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \geq 0 \qquad (16)$$

Cette condition détermine entièrement la partie impaire dans le domaine nul Z_0 de l'ODF

$$\tilde{\tilde{f}}(g_0) = - \tilde{f}(g_0) \qquad \forall \quad g_0 \in Z_0 \qquad (17)$$

Lorsque ce dernier est suffisamment vaste, la fonction $\tilde{\tilde{f}}(g)$, connue exactement dans Z_0, peut être extrapolée à tout l'espace des orientations selon une technique de moindres carrés :

$$\int_{Z_0} (- \tilde{f}(g) - \tilde{\tilde{f}}(\tilde{\tilde{C}}_l^{mn}, g))^2 dg = \min \qquad (18)$$

Notons que le domaine nul Z_0 permet également, en principe, d'augmenter la résolution l_{max} au-delà de la stricte application de l'éq. (15). Il est possible de calculer les coefficients C_l^{mn} avec $l > l_{max}$ selon la technique de moindres carrés éq. (18), en tirant profit, là encore, du domaine nul.

En conclusion, le pouvoir de résolution d'une analyse tridimensionnelle de texture est d'autant meilleur que le domaine nul est plus vaste, i.e. que la texture est plus prononcée.

Une analyse complète (partie paire et impaire) de la texture d'un échantillon de fer ARMCO, laminé à froid à 90%, est proposée à titre d'illustration, (Fig. 8) /19/.

N.B.*Cet appendice est extrait de "EFFETS DE L'ANISOTROPIE DE TEXTURE SUR L'APTITUDE A L'EMBOUTISSAGE" par C.ESLING et M.J. PHILIPPE*

PUBLICATION C N A M -C A C E M I

BIBLIOGRAPHIE

/1/ BUNGE, H.J., Mathematische Methoden der Texturanalyse (Akademie Verlag, Berlin) 1969.

/2/ BUNGE, H.J., Texture Analysis in Materials Science - Mathematical Methods (Butterworth, London) 1982.

/3/ BUNGE, H.J. and ESLING, C., Quantitative Texture Analysis,(S.F.M., Paris and D.G.M. Metallurgy Information, New-York, Oberürsel) 1982.

/4/ COULOMB, P., Les textures dans les métaux de réseau cubique (Dunod, Paris) 1972.

/5/ WASSERMANN, G. and GREWEN, J., Texturen metallischer Werkstoffe (Springer Verlag, Berlin, Göttingen, Heidelberg) 1962.

/6/ HUMBERT, M., LARUELLE, C. and HEIZMANN, J.J., Journées d'Automne de la métallurgie (Paris) 1982. A paraître dans La revue de métallurgie.

/7/ ESLING, C., Effets des symétries des cristaux, des échantillons et de la diffraction sur la définition et la détermination de la fonction de texture. Thèse (Université de Metz) 1981.

/8/ MATTHIES, S., Phys. Status Solidi (b) 92 (1979) k135.

/9/ BUNGE, H.J., ESLING, C. and MULLER, J., Acta Cryst., A 37 (1981) 889.

/10/ BUNGE, H.J., Z. Metallkde 56 (1965) 872.

/11/ ROE, R.J., J. Appl. Phys. 36 (1965) 2024.

/12/ WILLIAMS, R.O., Trans. Met. Soc. AIME 242 (1968) 105.

/13/ RUER, D., Méthode vectorielle d'analyse de la texture. Thèse (Université de Metz) 1976.

/14/ VADON, A., Généralisation et optimisation de la méthode vectorielle d'analyse de la texture. Thèse (Université de Metz) 1981.

/15/ IMHOF, J., Textures and microstructures 4 (1982) 189.

/16/ IMHOF, J., Textures and microstructures 5 (1982) 73.

/17/ ESLING, C., BECHLER-FERRY, E. and BUNGE, H.J., Textures and microstructures 5 (1982) 95.

/18a/ BUNGE, H.J. and ESLING, C., J. Physique Lett. 40 (1979) L-627.

/18b/ BUNGE, H.J. and ESLING, C., C.R. Hebd. Séan. Acad. Sci. 289 B (1979) 163.

/19/ BECHLER-FERRY, E., BUNGE, H.J. and ESLING, C., in Proceedings of the Sixth international conference on textures of materials, edited by NAGASHIMA S.I. (The iron and steel institute of Japan, Tokyo) 1982.

APPENDICE 2 :

2. - CALCULS DES COURBES LIMITES DE FORMAGE A STRICTION.

Les calculs de détermination des courbes limites de formage à striction peuvent être menés selon deux schémas différents. L'un est connu sous le nom "théorie de l'écoulement plastique", l'autre sous celui de "théorie de la déformation plastique".

Bien que cette dernière théorie soit critiquable à plusieurs égards, elle constitue une première approche des phénomènes d'instabilité plastique. Elle rend notamment compte du changement de forme des courbes limites lorsque le coefficient d'écrouissage augmente./1/.

2.1. - Théorie de la déformation plastique.

La théorie de la déformation plastique /2.3.4/ est fondée sur l'hypothèse d'une relation linéaire entre le tenseur des contraintes et des déformations, i.e. une loi de la forme:

$$\varepsilon_{ij} = \mu \, Sij \qquad (1)$$

où S désigne le déviateur du tenseur des contraintes σ .

Une dérivation au premier ordre donne :

$$d\,\varepsilon_{ij} = d\,\mu\, Sij + \mu\, d\, Sij \qquad (2)$$

avec $\mu = \frac{3}{2} \frac{\varepsilon e}{\sigma e}$ (dans le cas d'une loi de comportement exprimée en fonction du deuxième invariant, respectivement du tenseur des contraintes et des déformations).

La forme différentielle s'exprime alors au moyen des modules sécant E_S et tangent E_t (Fig. I.5) :

$$\frac{2}{3} E_S \, d\,\varepsilon_{ij} = Sij \, \frac{d\sigma e}{\varepsilon e} \left[\frac{1-n}{n}\right] + d\, Sij \qquad (3)$$

avec $E_S = \frac{\sigma e}{\varepsilon e}$, $E_t = \frac{d\sigma e}{d\varepsilon e}$ et avec $n = \frac{E_t}{E_S}$ dans le cadre d'une loi de comportement du type $\sigma e = k\varepsilon^n$.

Lors d'un chargement radial on peut écrire :

$$\frac{d\sigma ij}{\sigma ij} = \frac{dSij}{Sij} = \frac{d\sigma e}{\sigma_e}$$ et l'équation différentielle devient :

$$d\varepsilon ij = \frac{3}{2} \frac{d\sigma e}{\sigma_e} \cdot \frac{Sij}{E_t} \qquad (4)$$

Le calcul de l'instabilité plastique diffère ensuite selon que le matériau est homogène ou non /5.6/.

2.2. - Théorie de l'écoulement.

Cette théorie /7.8/ se base essentiellement sur deux hypothèses :

- le vecteur incrément de déformation est normal à la surface d'écoulement ;

- la surface d'écoulement est décrite par l'équation de von Mises :

$$(\sigma_1-\sigma_2)^2 + (\sigma_2-\sigma_3)^2 + (\sigma_3-\sigma_1)^2 + 6\,\sigma_{12}^2 + 6\,\sigma_{23}^2 + 6\,\sigma_{31}^2 + 2\,\sigma_e^2 = C^{ste}$$

De ces hypothèses découle la relation entre contraintes et déformations :

$$d\varepsilon ij = d\lambda \; Sij \qquad (5)$$

où Sij est le déviateur du tenseur des contraintes appliqué σ .

Le terme $d\lambda$ s'exprime simplement au moyen de la relation :

$$d\lambda = \frac{3}{2} \frac{d\bar{\varepsilon}}{d\sigma_e}$$

valable dans le cadre d'une loi de comportement exprimée en fonction du second invariant, respectivement du tenseur des contraintes et des déformations. La déformation moyenne s'écrit $d\bar{\varepsilon} = \sqrt{2}/3 \; \sqrt{d\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2}$ en considérant la conservation de volume lors de la déformation plastique.

Comme précédemment, le calcul de l'instabilité plastique diffère ensuite selon qu'il s'agit d'un matériau homogène ou non.

Nous allons développer les calculs pour le matériau hétérogène dans le cadre de la théorie de l'écoulement plastique, théorie que nous avons utilisée au paragraphe II.C.5.5. pour le calcul des courbes limites de formage à striction du titane et du zirconium.

2.3. - Calcul de l'instabilité plastique en théorie de l'écoulement dans le cas d'un matériau hétérogène /6.7.9.10/.

En expansion, il est nécessaire d'introduire un défaut dans le matériau pour localiser l'endroit où l'écoulement plastique s'initie. Ce défaut géométrique est modélisé par une bande inclinée d'un angle Ψ par rapport à la plus petite contrainte principale. Il est caractérisé, en outre, par un facteur de défaut f .

Le matériau possède une loi de comportement du type $\sigma_e = K\,\bar{\varepsilon}^n\,\dot{\bar{\varepsilon}}^m$ où $\bar{\varepsilon}$ est la déformation plastique cumulée.

La tôle est donc soumise à un chargement radial :

$$\frac{\varepsilon_2^a}{\varepsilon_1^a} = \rho = C^{ste} \quad \text{et} \quad \frac{\sigma_2^a}{\sigma_1^a} = \frac{1+2\rho}{2+\rho} \qquad (6)$$

dans la zone a de la matrice.

Sous l'effet de ce chargement, la bande repérée initialement par Ψ_o va tourner de telle sorte que :

$$\operatorname{tg}\Psi = \operatorname{tg}\Psi_o \exp\left[\varepsilon_1^a(1-\rho)\right] \qquad (7)$$

Les équations d'équilibre entre la zone a de la matrice et la zone b de la bande inclinée permettent d'écrire :

$$\frac{\sigma nt^b}{\sigma_{nn}^b} = \frac{\sigma nt^a}{\sigma_{nn}^a} \qquad (8)$$

où les composantes σ_{nt} et σ_{nn} sont liées aux contraintes principales par les relations :

$$\sigma_{nn} = \sigma_1 \cos^2\Psi + \sigma_2 \sin^2\Psi \qquad (9)$$

$$\sigma_{nt} = (\sigma_2 - \sigma_1) \sin\Psi \cos\Psi \qquad (10)$$

L'équation d'équilibre permet d'évaluer le terme $\frac{\sigma_{nn}^a}{\sigma_{nn}^b}$:

$$\frac{\sigma_{nn}^a}{\sigma_{nn}^b} = \frac{e_b}{e_a} = (1 - f) \exp\left[\varepsilon_3^b - \varepsilon_3^a\right] \qquad (11)$$

soit, en introduisant la loi de comportement :

$$\frac{\sigma nn^a/\sigma e^a}{\sigma nn^b/\ e^b} = (1-f)\left[\frac{\bar{\varepsilon}^b}{\bar{\varepsilon}^a}\right]^n \left[\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}^a}\right]^m \exp(\varepsilon_3^b - \varepsilon_3^a) \qquad (12)$$

Il est aisé d'évaluer $\frac{\sigma nn^a}{\sigma e^a}$ (cf. éq. 6 et 9) et ε_3^a à partir de $\bar{\varepsilon}^a$ seul, le terme $\sigma_{nn}{}^b/\sigma_e{}^b$ reste à déterminer. A cet effet, on fait appel à la définition de la contrainte équivalente

$$(2\,\sigma_e{}^2 = 2\,\sigma_{nn}{}^2 + 2\,\sigma_{tt}{}^2 - 2\,\sigma_{nn}\,\sigma_{tt} + 6\,\sigma_{nt}{}^2)$$

et aux relations contraintes - déformations de la théorie de l'écoulement plastique :

$$\frac{\sigma_{tt}{}^b}{\sigma_e{}^b} = 2\,\frac{d\varepsilon_{tt}{}^b}{d\,\bar{\varepsilon}^b} + \frac{\sigma_{nn}{}^b}{\sigma_e{}^b} \ .$$

En complétant ces dernières relations par la condition de compatibilité des déformations à la limite de la bande de défaut :

$$d\varepsilon_{tt}{}^a = d\varepsilon_{tt}{}^b$$

il est possible d'écrire le terme recherché :

$$\frac{\sigma_{nn}{}^b}{\sigma_e{}^b} = \frac{1}{AH}\left[1 - B\left[\frac{d\bar{\varepsilon}^a}{d\bar{\varepsilon}^b}\right]^2\right]^{1/2} \qquad (13)$$

avec $A = \frac{\sqrt{3}}{2}$, $B = \frac{3(\sin^2\psi + \rho\cos^2\psi)^2}{4(1+\rho+\rho^2)}$

et $H = \left[1 + \left[\frac{2(\rho-1)\sin\psi\cos\psi}{(\rho+2)\cos^2\psi + (2\rho+1)\sin^2\psi}\right]^2\right]^{1/2}$

En reportant ces résultats dans l'équation d'équilibre et en calculant $\varepsilon_3{}^b$ grâce aux relations contraintes - déformations, on obtient :

$$(1 - B - G)^{1/2}\,H\left[1 - B\left[\frac{d\bar{\varepsilon}^a}{d\bar{\varepsilon}^b}\right]^2\right]^{-1/2}\left[\frac{d\bar{\varepsilon}^a}{d\bar{\varepsilon}^b}\right]^m = (1-f)\left[\frac{\bar{\varepsilon}^b}{\bar{\varepsilon}^a}\right]^n \exp(C\bar{\varepsilon}^a + \varepsilon_3^b) \qquad (14)$$

avec $G = \frac{(\rho-1)^2\sin^2\psi\cos^2\psi}{1+\rho+\rho^2}$ et $\frac{d\varepsilon_3^b}{d\bar{\varepsilon}^a} = -\frac{A}{H}\left[1 - B\left[\frac{d\bar{\varepsilon}^a}{d\bar{\varepsilon}^b}\right]^2\right]^{1/2} - D\,\frac{d\bar{\varepsilon}^a}{d\bar{\varepsilon}^b}$

$$D = \frac{\sqrt{3}\,(\sin^2\psi + \rho\cos^2\psi)}{4(1+\rho+\rho^2)^{1/2}}$$

L'anisotropie du matériau peut également être considérée en corrigeant le calcul de la contrainte équivalente /9/ :

$$\sigma_e = \sigma_1 \left[\frac{\alpha^2(s+r) - 2\,r\alpha + r + 1}{r+1} \right]^{1/2} \qquad (15)$$

avec $\alpha = \sigma_1$, $r = r_0$ et $s = r_0/r_{90}$, où r_0 et r_{90} désignent les coefficients de Lankford déterminés lors d'une traction uniaxiale effectuée respectivement dans le sens long et dans le sens travers.

Le calcul est alors extrêmement compliqué car un défaut orienté selon l'angle ψ (défini plus haut) requiert la connaissance de $r(\psi)$. Le calcul dans le cas anisotrope ne peut être raisonnablement envisagé que lorsque le défaut fait initialement un angle $\psi_o = o$. Dans ce cas, la bande ne tourne pas, ce qui simplifie notablement le problème.

Dans le cas d'un matériau anisotrope les relations de Mises s'écrivent :

$$\frac{d\varepsilon_1}{(1+r)-r\alpha} = \frac{d\varepsilon_2}{\alpha(r+s)-r} = -\frac{d\varepsilon_3}{1+\alpha s} = \frac{d\varepsilon_e}{\sqrt{1+r}\,\sqrt{\alpha^2(s+r)-2r\alpha+r+1}} \qquad (16)$$

et la déformation équivalente s'écrit

$$d\bar{\varepsilon}_e = d\varepsilon_1 \frac{1+r}{sr+r+s} \sqrt{(1+r)\rho^2+2\rho r+r+s} \qquad (17)$$

Le système d'équations est identique à celui du matériau isotrope, mais les expressions des diverses constantes sont modifiées :

$$A = \frac{J}{(r+s)(1+r)} \qquad B = \frac{J\rho^2}{(r+s)\,I}$$

$$C = \frac{J}{1+r} \cdot \frac{\rho+1}{\sqrt{I}} \qquad D = \frac{s}{r+s} \cdot \frac{J}{(1+r)\,L}$$

$$G = 0 \qquad H = 1$$

$$J = r + s + sr \qquad I = r+s+2r\rho+(1+r)\rho^2$$

B I B L I O G R A P H I E .

/1/ JALINIER, J.M. "Mise en forme et endommagement" Thèse d'état. Université de Metz 1981.

/2/ HILL, R. Proc. Roy. Soc. London A 314 (1970) 457.

/3/ STOREN, S. - RICE, J.R. J. Mech. Phys. Solids 29 (1975) 421.

/4/ HILL, R. - HUTCHINSON, J.W. J. Mech. Phys. Solids 23 (1975) 239.

/5/ HUTCHINSON, J.W. - NEALE, K.W. "Mechanics of Sheet Metal forming" Plenum Press. N.Y. LONDON (1978) 127.

/6/ HUTCHINSON, J.W. - NEALE, K.W. Ibid (1978) 269 .

/7/ HILL, R. "The mathematical theory of plasticity" Oxford University Press (1950).

/8/ MANDEL, J. "Cours de mécanique des milieux continus" Gauthier - Villars tome II (1966).

/9/ MARCINIAK.Z. Int. J. Mech. Sci. 9 (1967) 609.

/10/ MARCINIAK.Z. Met. Italiana 8 (1968) 701.