



Fatigue plastique de l'aluminium et d'alliages aluminium-lithium.

Jean Dhers

► **To cite this version:**

Jean Dhers. Fatigue plastique de l'aluminium et d'alliages aluminium-lithium.. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1986. Français. <tel-01133225>

HAL Id: tel-01133225

<https://hal-emse.ccsd.cnrs.fr/tel-01133225>

Submitted on 31 Mar 2015

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.

THESE

présentée par

Monsieur Jean DHERS

pour obtenir le titre de

DOCTEUR-INGENIEUR

(Spécialité : Métallurgie)

FATIGUE PLASTIQUE DE L'ALUMINIUM ET D'ALLIAGES ALUMINIUM-LITHIUM

soutenue à SAINT-ETIENNE le 16 Octobre 1986

composition du jury :

Monsieur	J. DE FOUQUET	Président
Messieurs	J. DRIVER F. LOUCHET D. FERTON M. BISCONDI T. MAGNIN	Examineurs

THESE

présentée par

Monsieur Jean DHERS

pour obtenir le titre de

DOCTEUR-INGENIEUR

(Spécialité : Métallurgie)

FATIGUE PLASTIQUE DE L'ALUMINIUM ET D'ALLIAGES ALUMINIUM-LITHIUM

soutenue à SAINT-ETIENNE le 16 Octobre 1986

composition du jury :

Monsieur	J. DE FOUQUET	Président
Messieurs	J. DRIVER F. LOUCHET D. FERTON M. BISCONDI T. MAGNIN	Examineurs



SECRET

SECRET

SECRET

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT ETIENNE

Directeur : M. M. MERMET
Directeur des Etudes et de la formation : M. J. CHEVALIER
Directeur des Recherches : M. MUDRY
Secrétaire Général : Melle M. CLERGUE

PROFESSEURS DE 1ère CATEGORIE

MM. COINDE	Alexandre	Gestion
FORMERY	Philippe	Mathématiques Appliquées
GOUX	Claude	Métallurgie
LOWYS	Jean-Pierre	Physique
MATHON	Albert	Gestion
PERRIN	Michel	Géologie
PEROCHE	Bernard	Informatique
RIEU	Jean	Mécanique - Résistance des Matériaux
SOUSTELLE	Michel	Chimie
VERCHERY	Georges	Matériaux

PROFESSEURS DE 2ème CATEGORIE

MM. LADET	Pierre	Entreprise et Travaux
PLA	Jean Marie	Mathématiques
TOUCHARD	Bernard	Physique Industrielle

DIRECTEUR DE RECHERCHE

M. LESBATS	Pierre	Métallurgie
------------	--------	-------------

MAITRES DE RECHERCHE

MM. BISCONDI	Michel	Métallurgie
CONRAD	Francis	Informatique
DAVOINE	Philippe	Géologie
DRIVER	Julian	Matériaux
Mlle FOURDEUX	Angeline	Métallurgie
MM. GIRARDOT	Jean Jacques	Informatique
GUILHOT	Bernard	Chimie
KOBYLANSKI	André	Métallurgie
LALAUZE	René	Chimie
LANCELOT	Francis	Chimie
LE COZE	Jean	Matériaux
MONTHEILLET	Franck	Matériaux
THEVENOT	François	Chimie
TRAN MINH	Canh	Chimie

PERSONNALITES HABILITEES A DIRIGER LES TRAVAUX DE RECHERCHE

MM. CURNIL	Michel	Chimie
MAGNIN	Thierry	Matériaux
THOMAS	Gérard	Chimie

PROFESSEUR A L'U.E.R. DE SCIENCES DE SAINT ETIENNE

M. VERGNAUD	Jean Marie	Chimie des Matériaux
-------------	------------	----------------------



A Isabelle

A Guillaume et Arnaud

A mes parents



Remerciements

Ce travail a été conduit dans le laboratoire Matériaux de l'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE, sous la direction de Monsieur J. DRIVER. Je tiens à le remercier tout spécialement pour sa disponibilité, pour la façon dont il m'a fait profiter de son expérience et m'a guidé tout le long de cette étude.

J'exprime mes plus vifs remerciements à

. Monsieur le Professeur J. DE FOUQUET, Directeur de l'ENSMA de Poitiers, pour avoir été le rapporteur de ma thèse, et qui m'a fait l'honneur de présider ce jury.

. Monsieur A. FERTON, Chef de Service au Centre de Recherche de Péchiney à Voreppe, qui m'a fait le plaisir d'être membre du jury.

. Monsieur F. LOUCHET, Maître Assistant à l'ENSEEG pour ses remarques et pour m'avoir fait le plaisir de participer au jury.

. Monsieur T. MAGNIN, Chargé de Recherche à l'ENSME, pour les conseils dont il m'a fait bénéficier et pour avoir accepté de faire partie du jury.

. Monsieur M. BISCONDI, Maître de Recherche à l'ENSME, pour sa présence au sein du jury.

Je remercie M. MERMET, Directeur de l'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE, qui m'a permis d'effectuer ce travail dans les laboratoires de l'Ecole.

Je tiens à remercier tout particulièrement Monsieur P. RIEUX pour l'aide technique qu'il m'a fournie, mais aussi pour l'ambiance de travail qu'il a su créer.

Mes remerciements s'adressent également à toutes les personnes qui de près ou de loin ont contribué à ce travail :

. Monsieur le Professeur C. GOUX, pour m'avoir donné par son enseignement le goût pour la métallurgie,

. Mademoiselle A. FOURDEUX, Maître de Recherche à l'ENSME, pour les observations en microscopie électronique,

. Madame F. AVONDO, Messieurs A. BAYLE, D. LABELLE, P. JOUFFREY pour leurs conseils techniques,

- . Mesdames M.C. MATHAIS et P. FELIX pour le travail de frappe de cette thèse,
- . Messieurs F. VELAY, A. LOUBET, G. CHEMEL et L. DARLES, pour la réalisation pratique de cet ouvrage.

Enfin, je n'oublie pas tous ceux qui au cours des années ont su créer une ambiance agréable et ainsi contribuer au bon déroulement de ce travail, je les en remercie.

FATIGUE PLASTIQUE DE L'ALUMINIUM ET D'ALLIAGES AL-LI

I -	<u>Introduction</u>	5
	(1) Généralités sur la fatigue	7
	(2) Présentation des alliages binaires Al-Li	11
	(3) Présentation de la thèse	12
II -	<u>Techniques expérimentales</u>	13
	(1) Matériaux	14
	(2) Essais de fatigue	21
	(3) Méthodes d'observation	23
III -	<u>Fatigue plastique de l'aluminium</u>	27
	(1) Revue de la fatigue des métaux purs cubiques à face centrée ..	28
	(2) Résultats	36
IV -	<u>Fatigue plastique d'alliages Al-Li</u>	81
	(1) Propriétés mécaniques des alliages Al-Li	82
	(2) Propriétés en fatigue d'alliages d'aluminium	84
	(3) Résultats	89
	(4) Discussion	124
V -	<u>Conclusion générale</u>	139



INTRODUCTION

Introduction et présentation

(1) Généralités sur la Fatigue

- a) Essais de fatigue
- b) Paramètres de base et notations usuelles
- c) Amorçage des fissures en fatigue

(2) Présentation des alliages binaires Al-Li

- . Diagramme de phase
- . Phase δ
- . Phase δ'

(3) Présentation de la thèse



INTRODUCTION ET PRESENTATION

La recherche permanente en aéronautique d'un gain de poids, et de matériaux à bonnes propriétés mécaniques, s'est traduite par l'apparition récente de nouveaux alliages légers à base d'aluminium avec le lithium comme élément d'alliage important.

Le choix du meilleur compromis ductilité-résistance mécanique, dans la composition et les traitements thermiques des alliages Al-Li, exige une bonne connaissance de leurs propriétés mécaniques, en particulier de la tenue en fatigue, associés à leurs comportements microstructuraux.

En effet des efforts répétés sur un matériau modifient ses propriétés mécaniques et peuvent aboutir à une rupture prématurée. L'évolution microstructurale que connaît le matériau en fatigue conduit parfois à une localisation de la déformation, et à l'amorçage des fissures dans les grains en surface. Il est donc nécessaire de bien connaître les mécanismes qui interviennent au cours d'efforts répétés dans un grain, pour une meilleure prédiction de la tenue en fatigue des matériaux polycristallins. De même, la teneur en éléments d'alliage modifie sensiblement la réponse de l'alliage à des sollicitations cycliques.

C'est pourquoi, notre étude portera d'abord sur les mécanismes fondamentaux de la déformation cyclique de monocristaux et polycristaux d'aluminium, élément de base des alliages légers, puis abordera l'endommagement en fatigue d'alliages binaires Al-Li à différentes teneurs en lithium.

Dans la suite de ce chapitre nous présenterons un bref résumé de la bibliographie afin de présenter les problèmes qui seront abordés dans la thèse. Une revue bibliographique plus détaillée sera développée au début des chapitres suivants.

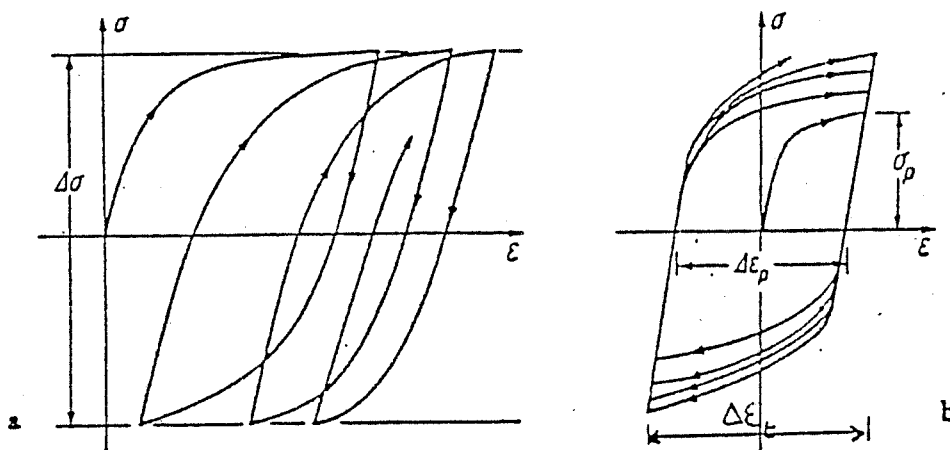


FIG.I-1 : Evolution des boucles $\epsilon = f(\sigma)$ au cours d'un cycle

- a) La force est imposée
- b) La déformation est imposée

(1) Généralités sur la fatigue

a) Essais de fatigue

Pour simuler l'endommagement dû à des efforts répétés sur un matériau, l'expérimentateur dispose de différents types d'essais de fatigue (Figure I-1a).

- essai à force imposée (l'amplitude de la force est constante au cours du cyclage)

- essai à déformation totale ou plastique imposée (Figure I-1b).

Aujourd'hui les essais de fatigue oligocyclique et à grande durée de vie sont souvent effectués à déformation plastique imposée, pour les raisons suivantes :

- ce type d'essai permet d'imposer une vitesse nominale de déformation plastique constante.

- la déformation plastique est la paramètre qui gouverne l'endommagement subi par le matériau.

b) Paramètres de base et notations usuelles

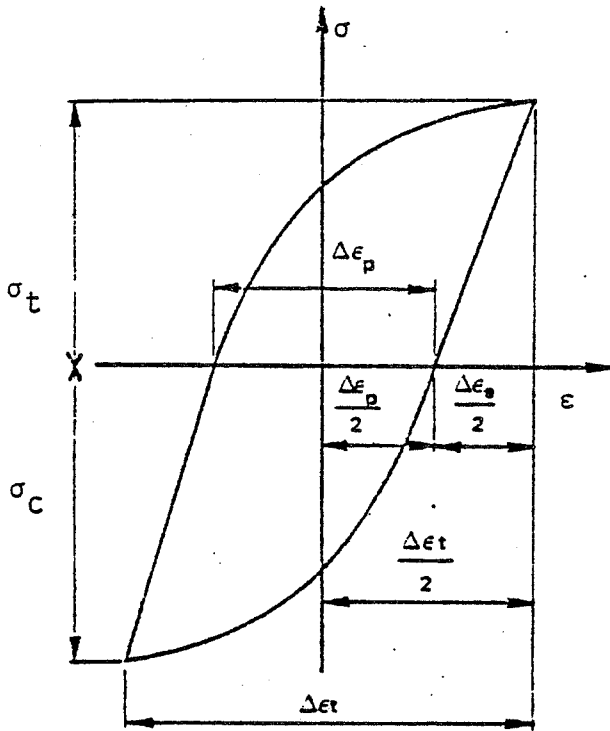
Dans ce qui suit, nous emploierons les notations usuelles ; c'est-à-dire τ pour les contraintes de cisaillement sur un système de glissement, γ pour l'amplitude de glissement sur un système, σ et ε pour les contraintes et déformations axiales ; ε_t et ε_p représentant respectivement la déformation axiale totale (élastique plus plastique) et la déformation axiale plastique. Pour un monocristal σ et τ , ainsi que ε et γ , sont reliés par la loi de Schmid : $\sigma = \tau/m$ et $\varepsilon = m\gamma$, où m est le coefficient de Schmid dans un plan de glissement, suivant une direction de glissement donnés.

Une boucle d'hystérésis, $\sigma(\varepsilon)$, représentée à la Figure I-2, donne les principaux paramètres utiles.

Les notations Δ devant ces quantités (par exemple $\Delta\varepsilon$, $\Delta\sigma$) représentent la variation maximale enregistrée au cours d'un cycle, $\frac{\Delta X}{2}$ sera alors l'amplitude de la quantité X . Nous emploierons indifféremment les notations $\frac{\Delta X}{2}$ ou X_a (par exemple $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ ou ε_{pa}). Nous appellerons, déformation plastique cumulée la quantité $\varepsilon_{pcum} = 4x\varepsilon_{pa} \times N$ où N est le nombre de cycles.

Nous utiliserons l'abréviation BGP pour bandes de glissement persistentes.

Il est maintenant bien établi qu'au cours d'un essai de fatigue d'amplitude de déformation imposée, la contrainte peut évoluer de façon importante au début, et atteint souvent une saturation. On établit généralement des courbes de consolidation cyclique, représentant l'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles, $\sigma_a = f(N)$; et des courbes d'écrouissage cyclique, représentant la contrainte à saturation, ou toute autre contrainte caractéristique de l'essai en



- $\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$: amplitude de déformation élastique
- $\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$: amplitude de déformation plastique
- $\frac{\Delta \epsilon_t}{2}$: amplitude de déformation totale
- σ_t : contrainte maximale en traction
- σ_c : contrainte maximale en compression
- σ_s est la contrainte maximale (compression σ_{sc} et traction σ_{st}) lorsque l'état de saturation est atteint.

FIG.I-2 : Paramètres mécaniques en fatigue plastique

fonction de l'amplitude de la déformation plastique imposée, $\sigma_{sa} = f(\epsilon_{pa})$:

De plus, on établit des courbes de durée de vie, donnant la déformation plastique en fonction du nombre de cycles à rupture N_R , qui sera choisi, pour nos résultats au moment où la contrainte de traction aura perdu le quart de sa valeur à saturation. Ces deux grandeurs (ϵ_{pa} et N_R) sont généralement reliées par la relation empirique $\epsilon_{pa} N_R^\alpha = C$ (équation de Manson Coffin, où α et C sont des constantes).

c) Amorçage des fissures en fatigue

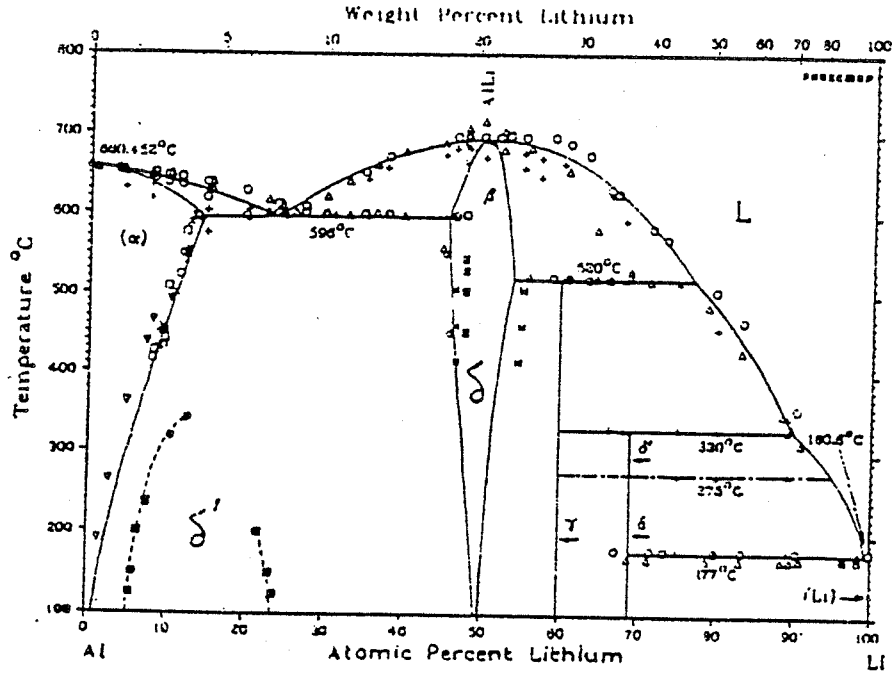
L'amorçage de fissures en fatigue est facilité par une localisation de la déformation plastique cyclique dans les zones de résistance mécanique relativement faible. Ces zones existent parfois avant la sollicitation cyclique, par exemple, les zones dénudées le long des joints de grains dans certains alliages à précipités, mais elles résultent souvent de la sollicitation cyclique à cause des interactions particulières dislocations-dislocations ou dislocations-précipités. Dans le cas des métaux purs et d'alliages à solution solide ce type d'endommagement est très sensible aux facteurs qui facilitent un adoucissement local, par exemple le glissement dévié. Ce dernier dépend de l'énergie de faute d'empilements, de la température et du degré d'ordre local pour les alliages.

En fatigue, sur matériaux lisses, l'amorçage des fissures a pratiquement toujours lieu sur la surface du matériau. Les fissures se propagent alors suivant le schéma suivant :

- Stade 1 : propagation le long des plans de glissement ou des joints de grains.
- Stade 2 : propagation dans une direction s'orientant perpendiculairement à l'axe de sollicitation.
- Stade 3 : rupture finale.

La nature des sites d'amorçage de fissures en fatigue dans les métaux cfc est diverse :

- les défauts de surface tels que inclusions, rayures, pores, etc ...
- les joints de grains, généralement pour des déformations plastiques importantes en raison des déformations différentielles des grains ;
- les bandes de glissement, où se concentre la déformation, qui conduisent en surface à la formation d'extrusions et d'intrusions. Ce type d'amorçage a lieu dans les monocristaux et les grains superficiels des polycristaux pour de faibles déformations plastiques.
- les intersections BGP - joint de grains.



○ = [35Gru]; △ = [37Sha]; + = [76Myi]; ▽ = [59Jon]; ◇ = [63Lev]; × = [62Cos]; □ = [80Wen];
 ◐ = [79Wen]; XX = [80Vel]; ■ = [71Nob]; ⊠ = [78Wen]; ⊕ = [75Wil].
 A. J. McAllister, 1982

FIG.I-3a) : Diagramme d'équilibre thermodynamique
 Système binaire Al-Li d'après A. Mc ALISTER,
 bulletin of Alloy Phase Diagrams, vol. 3, n° 2, 1982.

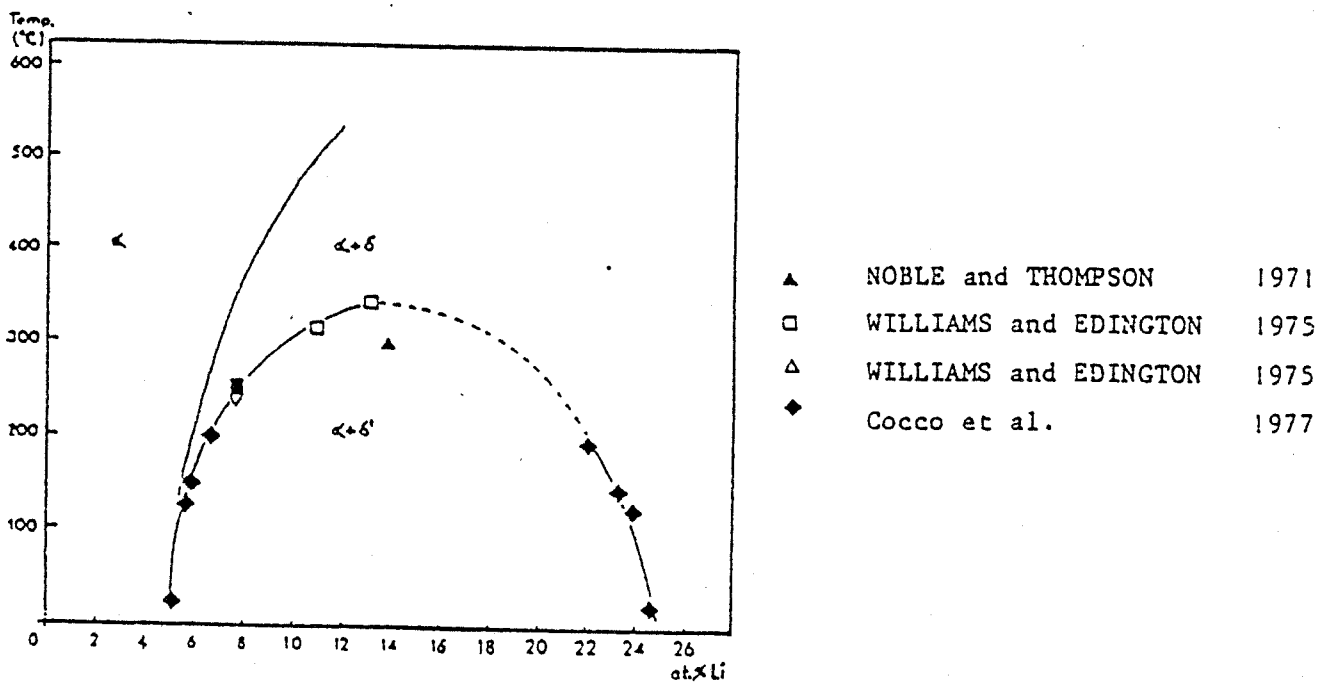


FIG.I-3b) : Diagramme des phases stables et métastables du
 système Al-Li.

(2) Présentation des alliages binaires Al-Li

L'addition du lithium dans l'aluminium est intéressante car elle allège le matériau : l'aluminium pur a une densité de 2,7, alors que celle de l'alliage Al-2,5 (% poids) Li baisse à 2,5.

Le gain de poids sur ces alliages s'accompagne de bonnes propriétés mécaniques [1,2], mais aussi d'une faible ductilité [3]. Ces caractéristiques mécaniques sont liées à la microstructure de ces alliages.

. Diagramme de phase

Le diagramme de phase du système binaire Al-Li est présenté à la Figure I-3.

La solubilité du lithium dans l'aluminium peut atteindre 14,7 % atomique (4,2 % poids) à 875°K. Le lithium est au 4^{ème} rang des éléments pour sa solubilité dans l'aluminium.

. Phase δ

La phase δ , de composition Al-Li possède une structure cubique B32 [4]. Les précipités δ ont été observés sur les joints de grains essentiellement, mais aussi dans la matrice après de longues durées de revenu [5].

Les précipités δ ont un paramètre de maille plus important que la matrice ; il en résulte que l'interface δ /matrice est semi-cohérente.

Au cours d'un long revenu la précipitation de δ est accompagnée par la dissolution locale d'une phase métastable δ' et ainsi crée autour des précipités δ des zones dénudées.

. Phase δ'

L'alliage binaire Al-Li présente une lacune de miscibilité (de 5 à 25 % atomique de Lithium) à l'intérieur de laquelle précipite une phase métastable δ' , de composition Al_3Li , de structure cubique à face centrée LI2 (comme le précipité γ' (Ni_3Al) dans les superalliages) et cohérente avec la matrice. Cette phase mise en évidence dès 1959 [4] contribue au durcissement de l'alliage.

Selon la teneur en Li, les précipités de la phase δ' peuvent apparaître dès la trempe, et ils grossissent suivant la cinétique de Lifschitz-Slyasov-Wagner [6,7,8] :

$$\bar{r} - \bar{r}_0 = K.t^{1/3}$$

(\bar{r} rayon moyen, \bar{r}_0 rayon initial moyen, t temps et K une constante).

Les précipités δ' grossissent plus rapidement sur les défauts de structure, essentiellement les joints de grains en raison de la diffusion rapide du lithium [9]. On observe parfois une précipitation discontinue de δ' aux joints de grains [10].

(3) Présentation de la thèse

L'objectif essentiel de cette thèse est de préciser les mécanismes de l'érouissage cyclique et de l'amorçage des fissures de fatigue dans les matériaux suivants :

- monocristaux et polycristaux d'aluminium pur,
- polycristaux d'alliages binaires Al-Li, en fonction de la teneur en lithium.

L'étude des monocristaux d'aluminium permet de mieux connaître le comportement en fatigue des grains superficiels, c'est-à-dire les grains dans lesquels s'amorcent les fissures, du métal de base - l'aluminium. Il convient de souligner ici que depuis une quinzaine d'années il n'y a pratiquement plus d'études sur la fatigue de l'aluminium monocristallin; d'autres métaux ont pris la suite (le cuivre et le nickel notamment). Les progrès réalisés dans les méthodes d'essai et d'analyse nous ont fait nous intéresser à nouveau à l'aluminium monocristallin, afin de confirmer ou d'infirmer les résultats parcellaires existant, et aussi de fournir des données de base pour l'étude ultérieure sur les alliages binaires.

L'étude du comportement en fatigue plastique de ces derniers permet de mieux comprendre les mécanismes fondamentaux qui gouvernent certaines propriétés en fatigue des alliages industriels à base d'Al-Li. Nous nous intéresserons surtout au rôle du lithium en solution solide et sous forme de précipités δ' et éventuellement δ .

Dans le premier chapitre de la thèse nous décrirons les matériaux sur lesquels nous avons travaillé, ainsi que les méthodes d'essai mécanique et d'analyse.

Le deuxième chapitre, après une présentation de l'état des recherches sur la fatigue des métaux purs cfc, exposera les résultats des essais de fatigue et des observations obtenues sur l'aluminium monocristallin et polycristallin, puis nous discuterons ces résultats.

Le troisième chapitre, après une étude bibliographique, sera consacré à la présentation de nos résultats, sur les alliages binaires Al-Li ; nous mettrons en évidence le rôle des additions en Li et des traitements thermiques de ces alliages sur leur tenue en fatigue.

II - TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

(1) Matériaux

- a) Monocristaux d'aluminium
- b) Polycristaux d'aluminium
- c) Polycristaux d'aluminium-lithium

(2) Essais de fatigue

- a) Machine et type d'essai
- b) Montages des éprouvettes
- c) Mesures des efforts et déformations

(3) Méthodes d'observation

- a) Microscopie optique
- b) Microscopie électronique

(1) Matériaux

a) Monocristaux d'aluminium

L'aluminium utilisé pour la fabrication des monocristaux est de haute pureté : 99,996 % Al, avec comme principales impuretés (en ppm pondéral).

Fe	Si	Cu
4	9	3

L'aluminium a été fourni par le Centre de Recherche de Voreppe de Péchiney, branche aluminium.

Nous avons élaboré des barreaux monocristallins à l'aide de la technique classique de l'Ecole des Mines de St-Etienne : fusion horizontale à partir d'un germe orienté (Méthode de Chalmers) la dimension des barreaux obtenus est typiquement :

longueur : 200 mm

largeur : 25 mm

hauteur : 10 mm

L'orientation typique de l'axe longitudinal des barreaux, mesurée par la méthode de Laue en retour des rayons X, est proche de $[\bar{1} 2 3]$.

La forme des éprouvettes monocristallines est donnée à la Figure II-1. Elles sont obtenues à partir de parallélépipèdes de dimension : 50x9x9 mm, découpés dans un barreau monocristallin par électroérosion à l'aide d'un fil de molybdène de 80 μ m de diamètre, ou parfois au moyen d'une scie électrolytique. Enfin, certains parallélépipèdes ont été découpés à la tronçonneuse de précision.

L'axe longitudinal des parallélépipèdes est parallèle à celui des barreaux monocristallins, proche de $[\bar{1} 2 3]$. Les éprouvettes sont donc orientées pour glissement simple, le système de glissement activé possède le plus fort coefficient de Schmid sur le plan (111) et dans la direction $[\bar{1} 0 1]$. L'orientation exacte de l'axe de sollicitation pour les différentes éprouvettes est donnée Figure II-2. Les faces des parallélépipèdes sont proches de $(\bar{1} 1 0)$ (face A) et de $(5 \bar{6} 5)$ (face B). La face B étant parallèle au vecteur de burgers $[\bar{1} 0 1]$ du système primaire, ce dernier ne sort que sur la face A des éprouvettes.

La partie utile de l'éprouvette a été obtenue par usinage par électroérosion d'une encoche sur la face parallèle au vecteur de burgers $[\bar{1} 0 1]$, à l'aide d'électrodes en cuivre.

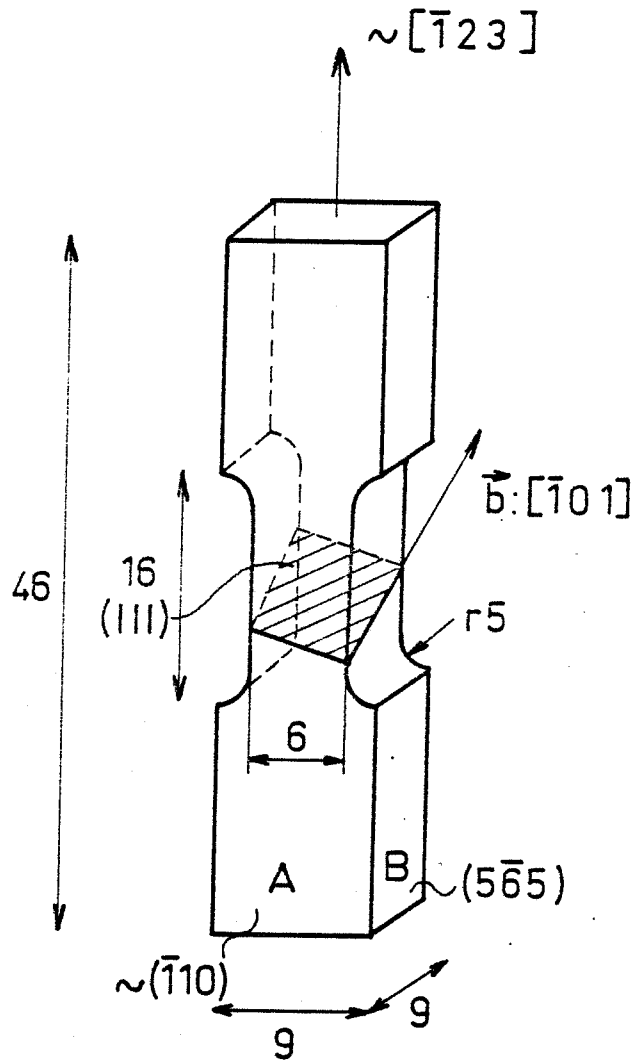


FIG.II-1 Eprouvette monocristalline

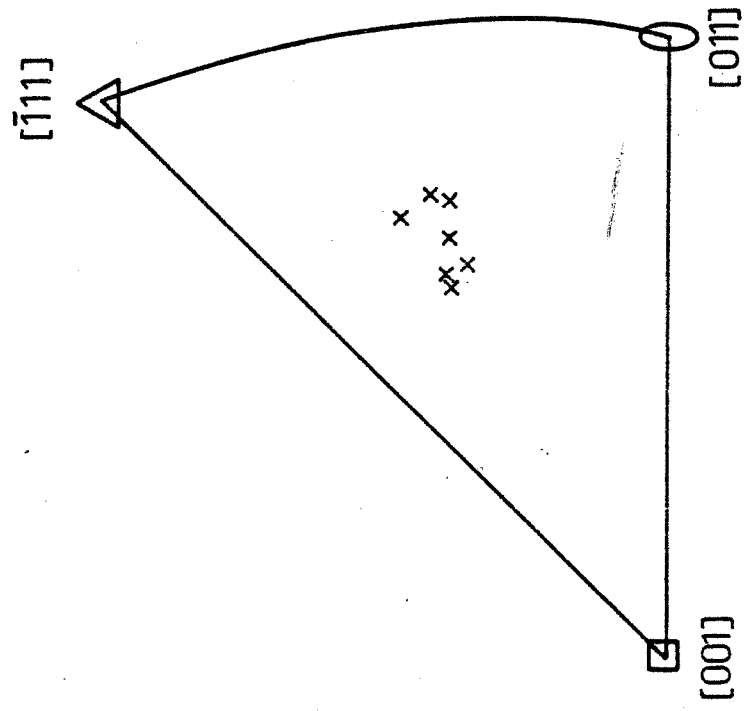


FIG.II-2 Orientation des monocristaux d'Aluminium

Les éprouvettes ont été ensuite polies mécaniquement (papier 600, et diamant 6 μm sur les faces plates) et électrolytiquement dans un bain composé de : 9 volumes d'acide acétique et 2 volumes d'acide perchlorique. Les conditions d'opération du bain sont : une température inférieure ou égale à 0°C, tension 15-17V.

b) Polycristaux d'aluminium

Les éprouvettes polycristallines d'aluminium ont été réalisées à partir d'un aluminium de pureté : 99,98 % Al, livré par le Centre de Recherche de Voreppe de Péchiney, à l'état laminé et recuit, sous forme de tôle de dimensions : 22x1100x75 mm.

La composition pondérale du métal est la suivante (en p.p.m.).

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Zn	Ga
50	10	10	50	50	10	10	10

d'où Al 99,98 %.

Le choix d'une composition différente entre polycristaux et monocristaux d'aluminium a été dicté par la faible quantité disponible de lingots d'aluminium de haute pureté (99,996 %) et le désir d'obtenir des grains de taille relativement petite pour les polycristaux.

Les barreaux d'aluminium ont été découpés dans la tôle, et légèrement laminés sur les coins, puis usinés au tour. La forme des éprouvettes est donnée à la Figure II-3.

Une petite étude a été réalisée afin de déterminer les conditions optimales de recuit pour une recristallisation complète et une petite taille de grains. Le traitement thermique sélectionné est de 30 mn à 450°C. La taille de grains obtenue est de l'ordre de 300 à 400 μm .

Les éprouvettes sont enfin polies mécaniquement au papier 600, et électrolytiquement (comme pour les monocristaux) afin d'obtenir un état de surface lisse et brillant.

c) Polycristaux d'Aluminium-Lithium

Le but de notre étude étant d'analyser l'influence du lithium (teneur et état métallurgique), sur les propriétés en fatigue d'alliages Al-Li, nous avons sélectionné deux alliages de compositions différentes, qui selon le diagramme de phase Al-Li présentent les structures suivantes:

- (i) Al-0,7 (% poids) Li (2,7 % atomique Li) solution solide.
- (ii) Al-2,5 (% poids) Li (9,1 % atomique Li), sous deux états :
 - mûri à l'ambiante avec des petits précipités ordonnés, δ'
 - vieilli 1 heure à 200°C avec des précipités δ' et δ .

Les alliages ont été fournis pour le Centre de Recherche de Voreppe de Pêchiney. Leur composition est la suivante.

Li (% poids)	Cu (ppm)	Fe (ppm)	Ti (ppm)
0,7 ± 0,02	42 ± 1	118 ± 4	102 ± 5
2,50 ± 0,08	47 ± 1	28 ± 1	< 20

Le Silicium n'a pas été dosé.

La transformation des lingots a été effectuée dans les conditions suivantes :

Alliage	Filage		Etirage à froid ϕ_{obtenu} (mm)	Mise en solution*	Etat de livraison	taille de grains (mm)
	θ	ϕ (mm) obtenu				
Al-0,7 % Li	430°C	23	22	538°C (2h)	grains équiaxes	0,5
Al-0,7 % Li	400°C	20	NON	533°C (2h)	idem	0,5
Al-2,5 % Li	430°C	23	irréalizable	538°C (2h)	idem	0,8-1
Al-2,5 % Li	430°C	20	NON	533°C (2h)	idem	0,8-1

* en bain de sel et trempe à l'eau

Des essais ont été conduits en collaboration avec Mlle Wysocka, à l'Ecole des Mines, afin de diminuer la taille de grains de l'alliage Al-2,5 Li [11]. La méthode employée comporte :

- un martelage à froid des barres, à l'aide d'une machine à rétreindre, de \emptyset 20 mm à \emptyset 12 mm, à l'aide de plusieurs passes entrecoupées de traitement de mise en solution.

- mise en solution à 480°C. de la barre de \emptyset 12 mm, pendant différents temps (15 mm, 30 mm, 60 mm, 120 mm).

- trempe à l'eau froide.

Aucune différence entre les divers temps de traitement n'a été observée, en ce qui concerne la taille de grains : $\emptyset \approx 0,8$ mm.

Le faible gain obtenu a justifié l'abandon de cette méthode.

Inversement par un traitement thermomécanique adéquat (après mise en solution et trempe, déformation de 1,5 - 2 % puis recristallisation 48 H à 500°C) nous avons montré qu'il est possible d'obtenir des gros grains de diamètre 7 mm.

Les barres livrées ont été usinées au tour ; la dimension des éprouvettes est la même que pour l'aluminium polycristallin. Après usinage les éprouvettes sont polies mécaniquement (papier 600) et électrolytiquement.

Certaines éprouvettes d'Al-2,5 Li (B) ont subi un traitement de revenu de 1 heure à 200°C, dans un four ADAMEL, puis un refroidissement à l'air, afin de faire grossir la taille des précipités δ' .

D'après nos résultats et ceux de Cégedur - Péchiney, les caractéristiques mécaniques en traction de ces alliages sont les suivantes :

% poids Li	Traitement thermique	E (M Pa)	R _{0,2} (M Pa)	R _m (M Pa)	A (%)
0,7	mise en solution	70 040	45	65	26
2,5	mise en solution et mûri à 20°C	74 930	67	157	33
2,5	revenu 1h à 200°C		185	220	2,6
2,5	revenu 3h à 200°C		202	227	1,4
2,5	revenu 12h à 200°C		225	231	0,4
2	revenu	73 600			

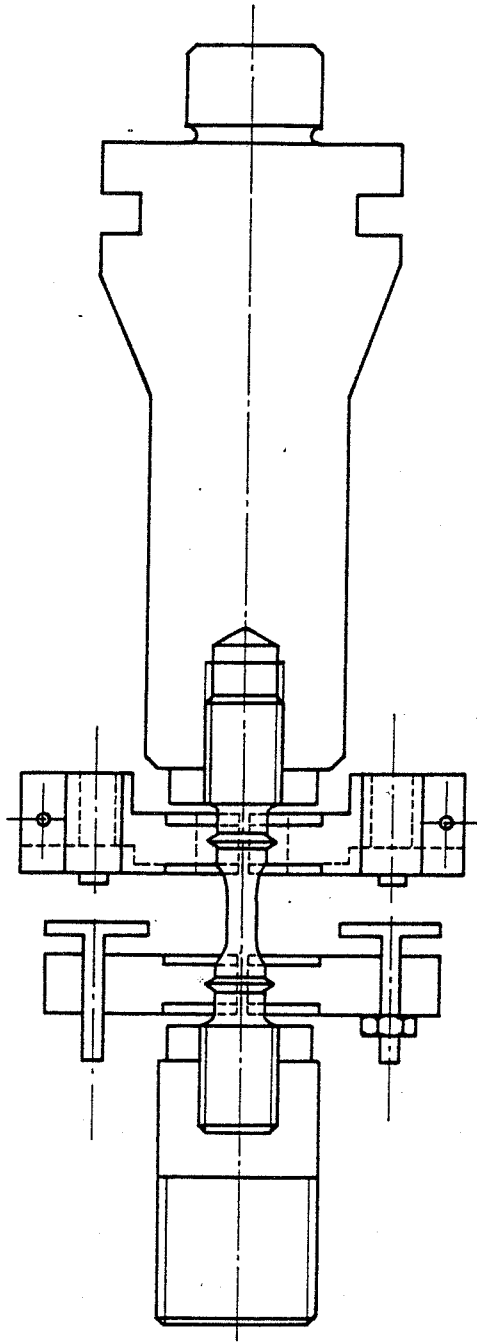
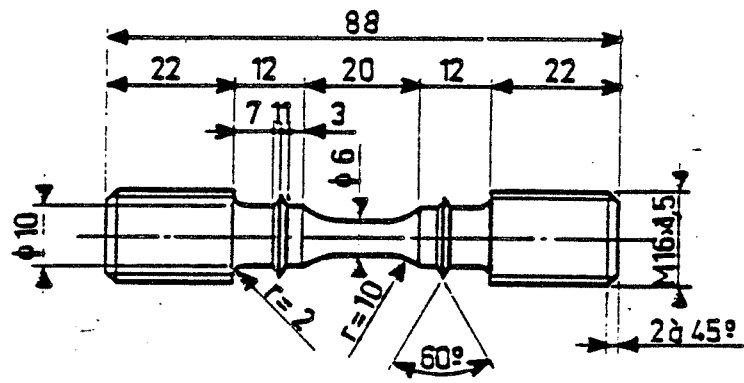


FIG. II-3 - Schéma de l'éprouvette polycristalline et du montage mécanique

Les alliages Al-0,7 Li et Al-2,5 Li, mûris à l'ambiante, présentent de faibles valeurs de contrainte d'écoulement plastique, mais de bonnes propriétés de ductilité. L'effet d'un revenu à 200°C sur l'alliage Al-2,5 Li est d'augmenter la résistance mécanique en traction, mais de faire décroître sensiblement la ductilité. Nous avons dû choisir un compromis entre résistance mécanique et ductilité, et nous avons retenu le traitement de 1 heure à 200°C, pour étudier le comportement en fatigue d'un alliage Al-2,5 Li durci par revenu.

(II) Essais de fatigue

Nous avons effectué des essais de traction-compression symétrique à amplitude de déformation plastique imposée. La déformation plastique étant le paramètre essentiel de l'endommagement en fatigue, nous avons donc conduit nos essais en contrôlant la déformation plastique des éprouvettes. Les essais ont été réalisés sur une machine MTS servohydraulique. Les caractéristiques essentielles de cette machine sont les suivantes :

- un groupe hydraulique délivrant une pression de 25 MPa, avec un débit de 65 l/mm.
- un vérin hydraulique piloté par une servovalve, et pouvant appliquer une force maximale de 15 KN.
- un dispositif de commande électronique.
- un dispositif de régulation.

Pour effectuer les essais à déformation plastique constante, un module électronique permet de retrancher au signal de déformation totale un signal proportionnel au signal de force, correspondant à la déformation élastique. Il ne reste, à la sortie de ce module, qu'un signal proportionnel au déplacement plastique qui est envoyé dans un détecteur de limites. Par ce dispositif électronique nous pouvons piloter le mouvement du vérin sous asservissement déformation totale entre 2 limites de déformation plastique de l'éprouvette.

Les essais ont été réalisés à des fréquences de 0,1 à 1 Hertz.

b) Montage des éprouvettes

Polycristaux

Les éprouvettes ont des têtes filetées qui sont vissées dans les mors et bloquées par des contre-écrous. L'ensemble est aligné verticalement grâce à une poche d'alliage de Wood (Figure II-3).

Monocristaux

Pour les monocristaux d'aluminium deux montages ont été réalisés :

- un premier montage comporte deux têtes filetées en acier XC38 à

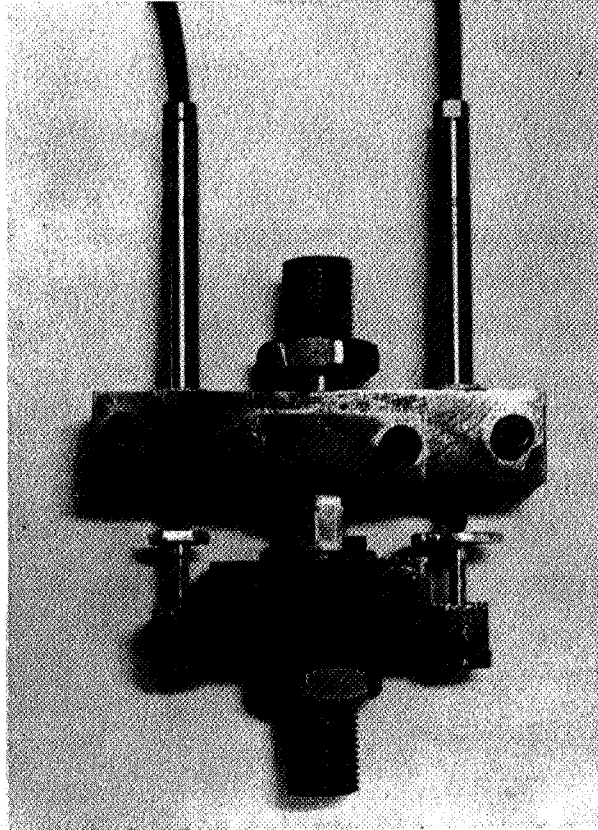


FIG. II-4 - Montage mécanique des éprouvettes monocristallines.

l'intérieur desquelles on vient coller les éprouvettes monocristallines, à l'aide d'une colle structurale 3M (Réf. : 2214).

- l'autre montage est mécanique, il permet de tenir l'éprouvette par serrage des têtes et de supporter des capteurs de déformation (Figure II-4).

Le premier montage était plutôt utilisé pour les faibles déformations, et le second pour des déformations plus élevées.

c) Mesure des efforts et déformations

Les efforts sont mesurés à l'aide d'une cellule de charge à jauges de déformation, placée au bout d'un amarrage de l'éprouvette. Notre cellule a une classe de mesure de 0,2 %.

Les extensomètres que nous avons utilisés pour mesurer la déformation axiale sont des capteurs inductifs (type HBM WITM ± 1 mm) fixés à l'aide de supports sur les collerettes des éprouvettes. Un étalonnage préalable à l'aide de capteurs à lames montés directement sur l'éprouvette est nécessaire afin de déterminer la longueur utile équivalente de l'éprouvette. Cette technique nous permet de réaliser des essais à une amplitude d'allongement plastique de $\pm 0,2 \mu\text{m}$. L'erreur est de quelques % sur la mesure de la longueur utile.

Des appareils de mesure enregistrent les valeurs de la force et des déplacements ; ce sont :

- une table traçante en continu x(temps)
- une table traçante X-Y.

(III) Méthodes d'observation et d'analyse

a) Microscopie optique

Les éprouvettes ont été examinées après fatigue à l'aide d'un microscope Reichert ou de loupes binoculaires.

Nous avons réalisé sur la machine de fatigue un montage de microscopie optique in situ, afin d'observer l'endommagement superficiel en cours d'essai.

Ce montage est constitué par :

- un microscope Olympus BHMJ, avec contraste interférentiel.
- des objectifs (x10, x20, x50) à grande distance focale (plusieurs mm).
- un boîtier Olympus automatique monté sur la colonne du microscope.
- un support à mouvement croisé sur lequel est monté le microscope, permettant ainsi un déplacement dans 3 directions orthogonales. Ce support est vissé sur la

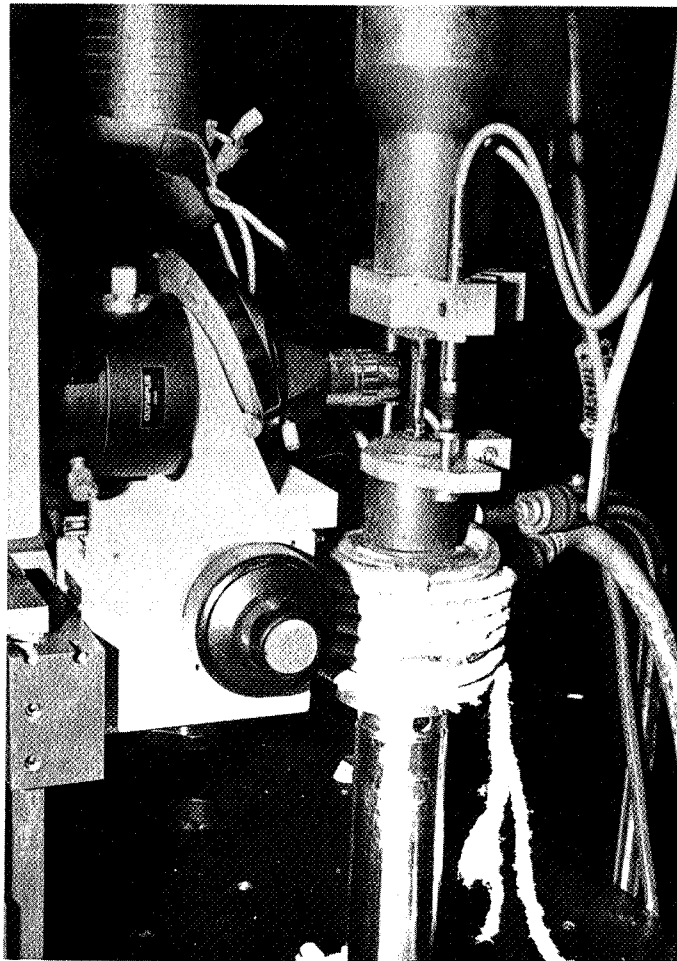
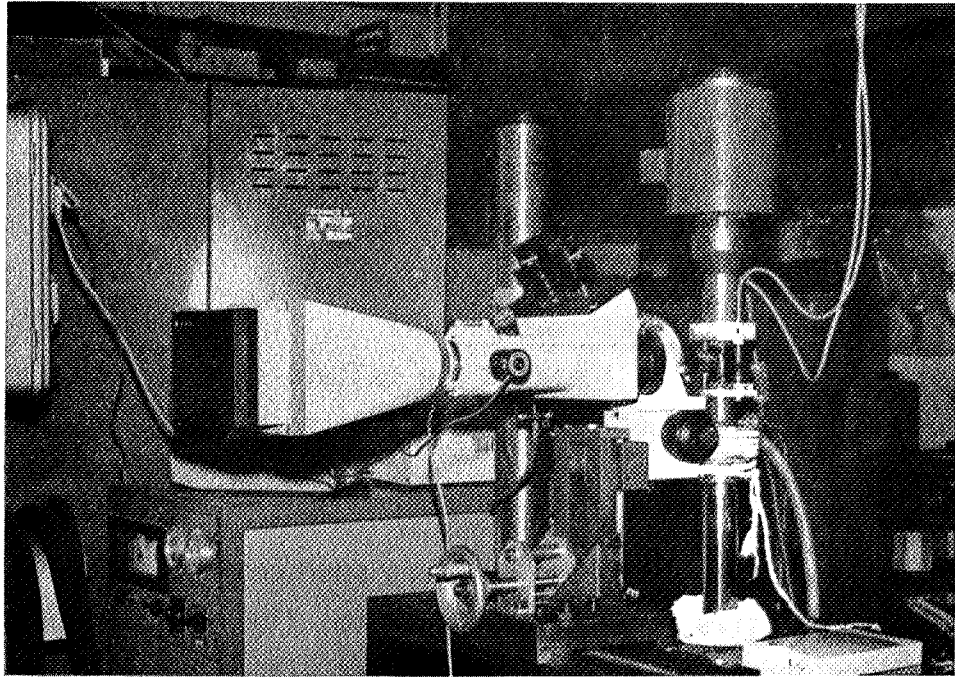


FIG. II-5 - Montage de microscopie in situ.

table de la machine de fatigue. (Voir montage à la Figure (II-5)).

Sur les éprouvettes testées avec ce montage, nous avons usiné un méplat pour une meilleure observation.

b) Microscopie électronique

Une étude systématique de l'état de surface des éprouvettes cyclées en fatigue a été réalisée sur le microscope électronique à balayage de l'Ecole des Mines, afin d'observer les sites d'amorçage des fissures et la distribution du glissement dans les grains.

Nous avons en outre réalisé des observations sur lames minces avec un microscope électronique à transmission à 100 KV : JEM7 ou JEOL 100C. Les différentes étapes de préparation des lames minces sont les suivantes :

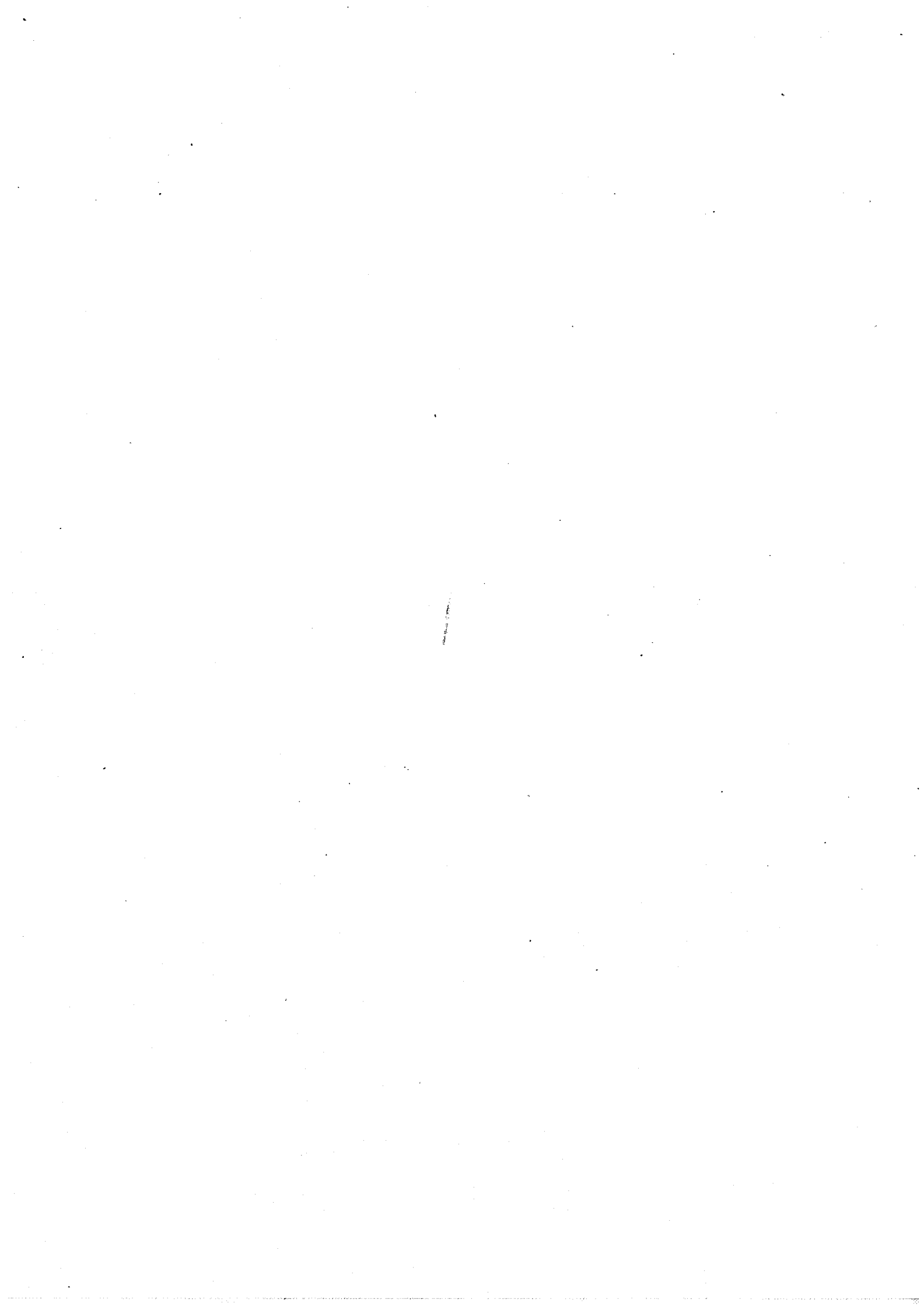
- orientation de l'éprouvette (dans le cas de monocristaux) par la méthode de Laue aux rayons X.

- découpage par électroérosion de lames d'épaisseur 0,3 à 0,2 mm, à l'aide d'un fil de molybdène de 80 μ m de diamètre. Le découpage est réalisé parallèlement au plan (1 $\bar{2}$ 1) ou (5 $\bar{6}$ 5) pour les monocristaux, et perpendiculairement à l'axe de sollicitation pour les polycristaux.

- polissage mécanique sur papier 600, lubrifié à l'eau ou au kérosène, pour obtenir une lame d'épaisseur inférieure à 0,1 mm.

- découpage de rondelles de diamètre 3 mm à l'aide d'un poinçon.

- polissage électrolytique pour amincir l'éprouvette, en utilisant la méthode Ténupol, avec un électrolyte composé de 80 % de méthanol et 20 % d'acide nitrique, opérant à -30°C entre 10 et 15 V.



III - FATIGUE PLASTIQUE DE L'ALUMINIUM

(I) Revue de la fatigue des métaux purs cubiques à face centrés

a) Ecrouissage cyclique des monocristaux

- . Modèle de Winter

- . Monocristaux d'aluminium

b) Ecrouissage cyclique des polycristaux CFC

- . Cuivre

- . Aluminium

(2) Résultats

a) Ecrouissage cyclique

- . Monocristaux
- . Polycristaux
- . Corrélation polycristaux-monocristaux

b) Evolution de l'état de surface - amorçage des fissures - durée de vie

- . Monocristal
- . Polycristal

c) Microstructures

- . Monocristal
- . Polycristal

d) Discussion

- . Comportement mécanique des monocristaux
- . Microstructure
- . Mécanismes durcissant

c) Conclusions

(I) Revue de la fatigue des métaux purs cubiques à face centrés

a) Écrouissage cyclique des monocristaux

Les monocristaux c.f.c. présentent dans les premiers cycles de fatigue un durcissement important, par exemple, d'après la Figure III-1, de 10 à 30 MPa pour le cuivre (dont la limite élastique est inférieure à 5 MPa). Au cours de ce durcissement initial, une structure de veines dipolaires [12] va se former dans certains métaux, tels que le cuivre et le nickel (Figure III-2). D'après les essais de Neumann [13] effectués à σ augmentant [13], il apparaît que la structure de veines est instable.

Le durcissement initial est suivi d'une saturation de la contrainte, qui peut être atteinte, dans certains cas, après un léger adoucissement [14,15] (voir Figure III-1).

Sur la courbe d'écrouissage cyclique du cuivre (cission à saturation en fonction de γ_{pa}) nous distinguons 3 régions (Figure III-3).

(i) $\gamma_{pa} < 10^{-4}$, le matériau a une structure de veines et canaux. La déformation plastique est probablement accommodée par le mouvement de va et vient des boucles de dislocations selon le modèle proposé par Feltner [16].

(ii) $10^{-4} < \gamma_{pa} < 10^{-2}$, la contrainte à saturation est indépendante de l'amplitude de la déformation plastique. La microstructure se compose alors, d'une part d'une matrice dure de veines et canaux, et d'autre part de bandes de glissement persistantes (BGP) où se concentre la déformation. Les BGP ont une structure en échelle dans le plan $(1 \bar{2} 1)$ [1] : elles sont constituées de murs de dislocations coins allongées dans la direction $[1 \bar{2} 1]$, délimitant des canaux à forte densité de dislocations vis (Figure III-2). Cette structure en échelle est relativement plus déformable. Elle se développe à partir de la matrice, mais les mécanismes exacts de cette transformation sont encore mal connus [17,18].

(iii) $\gamma_{pa} > 10^{-2}$

Il y a glissement multiple et une structure de cellules de dislocations [19].

Modèle de Winter [20]

A partir d'observations réalisées sur monocristaux de cuivre, Winter a développé un modèle reliant le comportement microstructural du matériau à son comportement mécanique en fatigue plastique, dans le domaine du plateau de la courbe d'écrouissage cyclique. Soient γ_{pB} et γ_{pM} les amplitudes de déformation plastique dans les BGP et la matrice, supposées constantes. La déformation plastique totale, γ_p , est donnée par la relation linéaire :

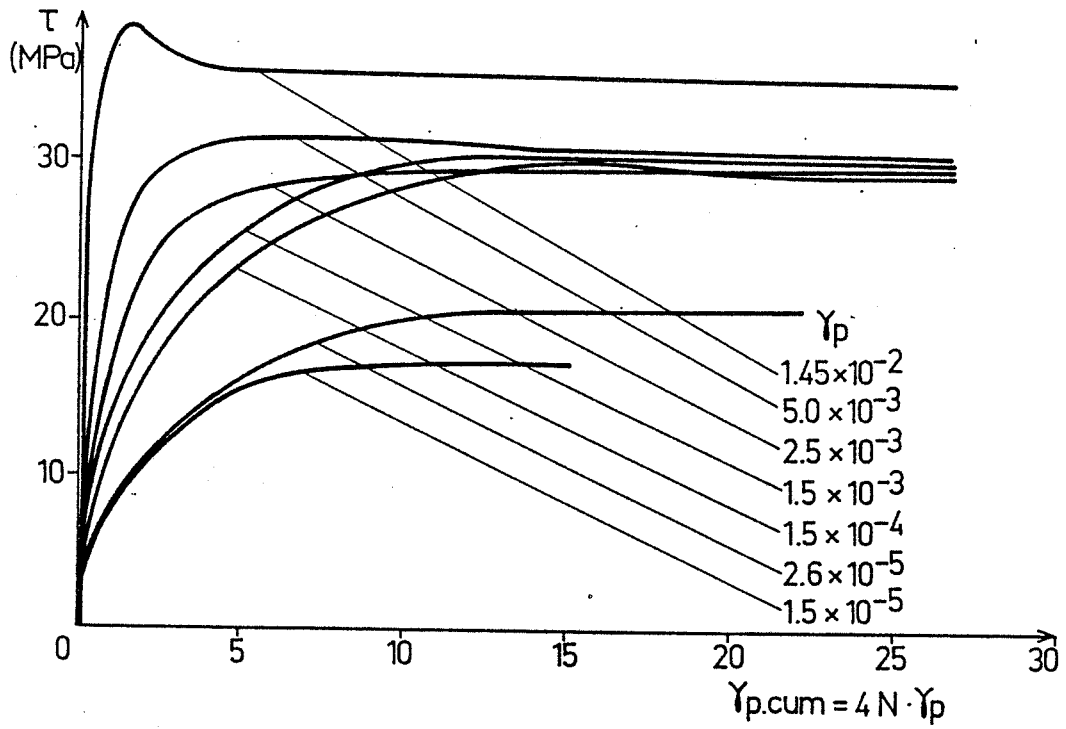


FIG. III-1 - Consolidation cyclique de monocristaux de cuivre [21].

FIG. III-2 - Microstructure du cuivre monocristallin après fatigue à $\gamma_{pa} = 1,5 \times 10^{-3}$ [71].



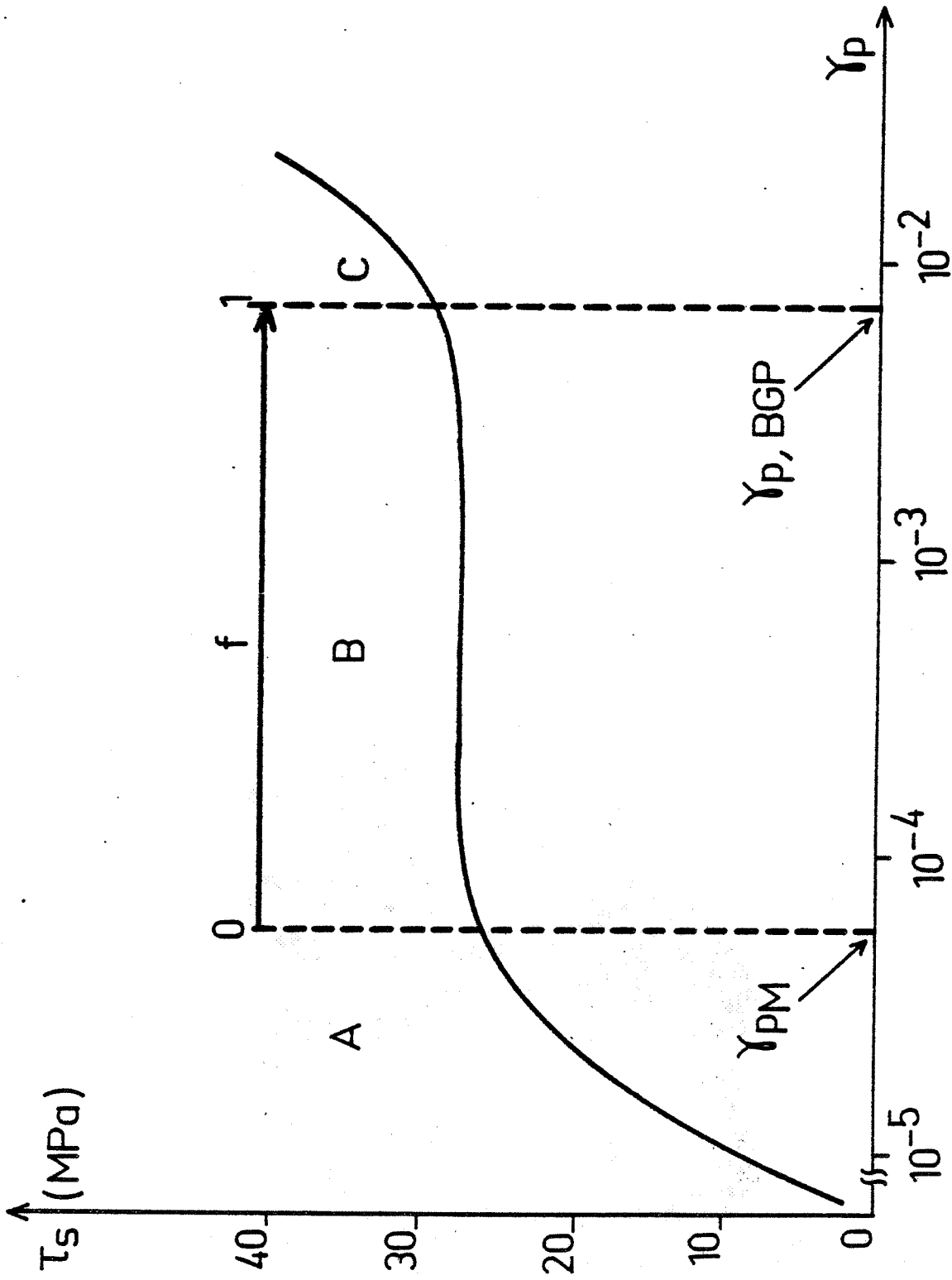


FIG. III-3 : Courbe d'écroutissage cyclique des monocristaux de cuivre [21]

$$\gamma_p = f \gamma_{pB} + (1-f) \gamma_{pM}$$

où f est la fraction volumique de BGP dans le matériau et qui varie de 0 à 1 d'un bout à l'autre du plateau.

A ce modèle plusieurs nuances ont été apportées :

- la structure de la matrice, donc γ_{pM} , varie avec γ_{pa} [21],
- la fraction volumique f , augmente légèrement avec le nombre de cycles, (Basinski et al, [22]),
- le glissement secondaire augmente avec la déformation cumulée et peut aboutir à la formation de cellules et à l'apparition de durcissement secondaire (Wang et Mughrabi [23]).

Malgré ces réserves, le modèle de Winter semble bien décrire en première approximation le comportement en fatigue de nombreux métaux monocristallin (Cu, Ni, Ag). La validité pour les cristaux d'aluminium n'a pas été, à notre connaissance, confirmée

Monocristaux d'aluminium

En 1963 Snowden [24] a réalisé des essais de fatigue en déformation plastique imposée sur des monocristaux d'aluminium orientés pour glissement simple, à des niveaux élevés de déformation : $2 \times 10^{-3} < \gamma_{pa} < 10^{-1}$. Il a observé un durcissement initial important suivi d'une saturation, sauf à $\gamma_{pa} = 2 \times 10^{-3}$ où le durcissement est plus lent mais permanent (Figure III-4a). La contrainte à saturation augmente avec la déformation, donc, il n'observe pas de plateau. Mais il faut remarquer que ces résultats sont limités à des déformations relativement élevées et un nombre de cycles inférieur à 1000.

Lors d'une étude sur cristaux d'aluminium sollicités en flexion alternée (nombre de cycles important mais déformations faibles), Mitchell [25] a observé une structure de cellules de dislocations sur laquelle se superposaient des bandes de glissement, disparaissant au cours du cyclage (Figure III-4-b). Aucune structure en échelle ou en veines n'a été observée.

b) Ecrouissage cyclique des polycristaux CFC

Le matériau le plus largement étudié en fatigue et qui sera présenté ici, est le cuivre polycristallin [26-30].

Des courbes d'écrouissage cyclique du cuivre polycristallin sont données à la Figure III-5. Elles ne présentent pas différemment du cuivre monocristallin,

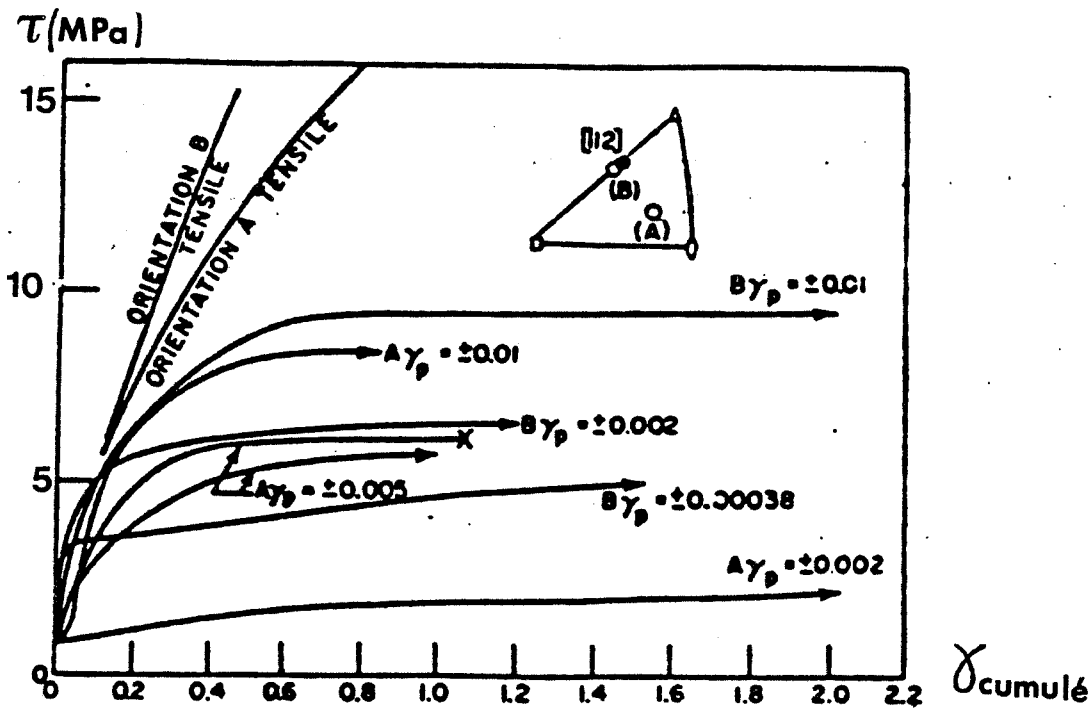


FIG. III-4a : Courbe de durcissement cyclique de l'aluminium monocristallin cyclé à déformation plastique imposée [24].

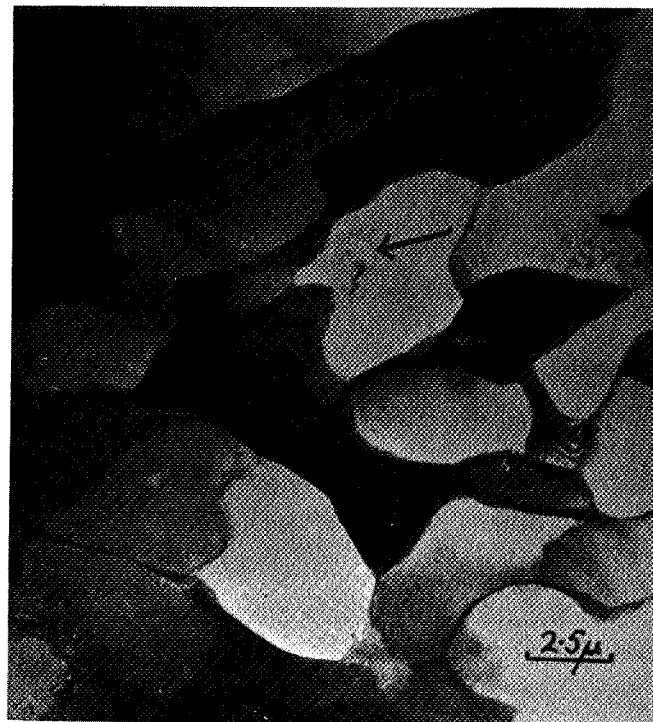


FIG. III-4b : Microstructure d'un monocristal d'aluminium après 10^5 cycles, cyclé en flexion alternée.

de plateau, mais un changement de pente pour $\epsilon_{pa} \approx 10^{-3}$; au-dessous de cette valeur la pente de la courbe est faible.

Les différents types de microstructure observée sont :

(i) $\epsilon_{pa} < 3.10^{-5}$: dipôles et veines

(ii) $3.10^{-5} < \epsilon_{pa} < 10^{-3}$: veines et BGP à structure en échelle, en surface et à coeur ; les BGP se transforment en structure labyrinthe [30], ou en cellules [23] pour des amplitudes ou des déformations cumulées importantes.

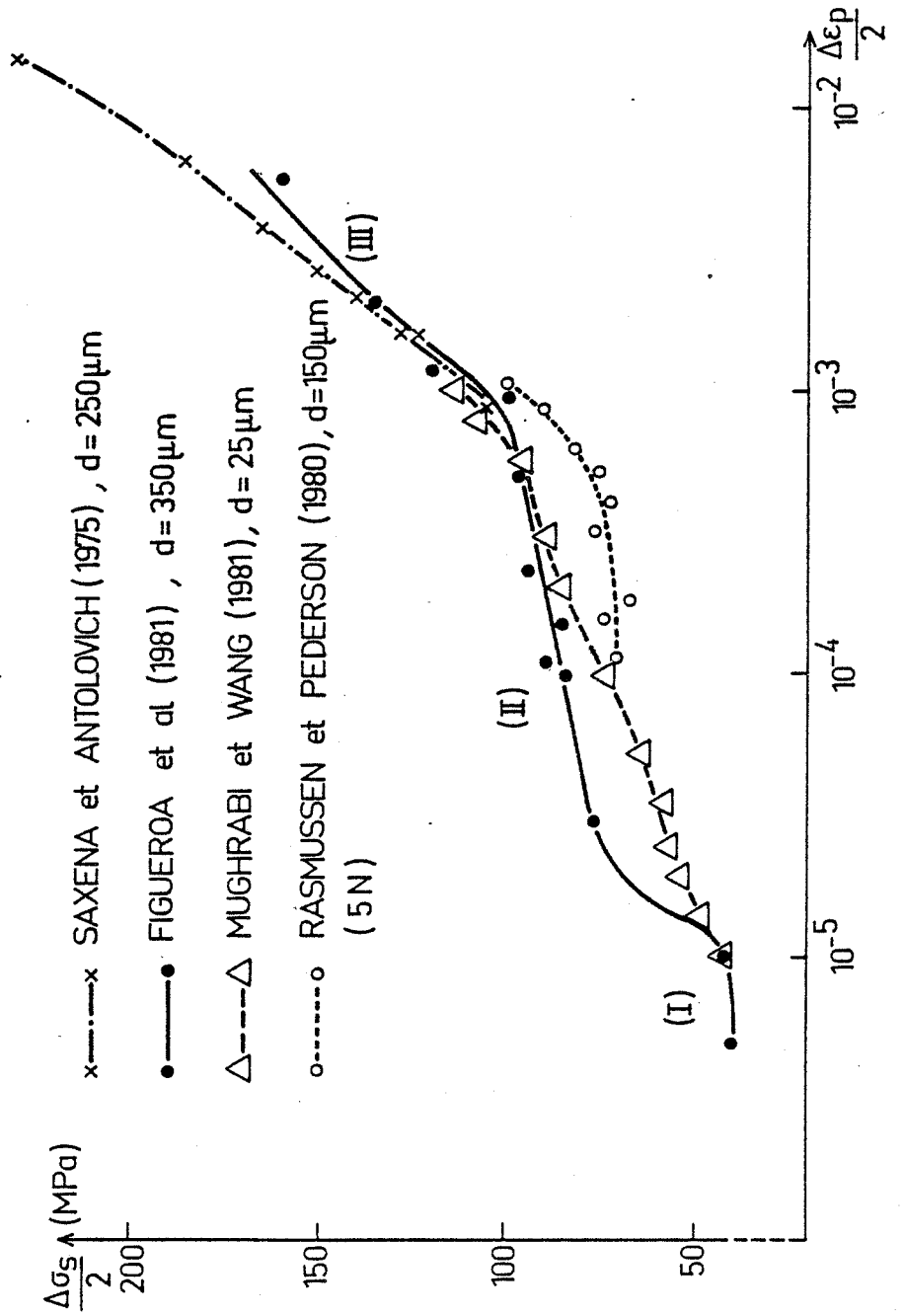
(iii) $\epsilon_{pa} > 10^{-3}$: cellules équiaxes.

. Aluminium polycristallin

Les courbes de consolidation cyclique de l'aluminium polycristallin de pureté commerciale établies par Tomkins et Biggs [31] sont reportées à la Figure III-6. Pour toutes les amplitudes de déformation il y a durcissement initial ; puis durcissement lent, mais permanent pour les fortes amplitudes ; ou saturation, puis durcissement secondaire pour les plus faibles déformations.

De nombreux auteurs (Grosskrentz et Waldow [32], Kayali et Plumtree [33], Krejci et Lukas [34], ainsi que Konig et Blum [35] ont observé une microstructure de cellules de dislocations à tout niveau de déformation plastique. D'après Konig et Blum [35] cette structure de cellules est pratiquement identique à celle observée dans l'Al déformé par fluage à 200°C. La seule publication qui ait révélé l'existence de bandes de glissement est celle de Krejci et Lukas [34] où l'on voit une bande mal définie dans une lame mince prélevée près de la surface.

FIG. III-5 - Courbes d'érouissage cyclique du cuivre polycristallin



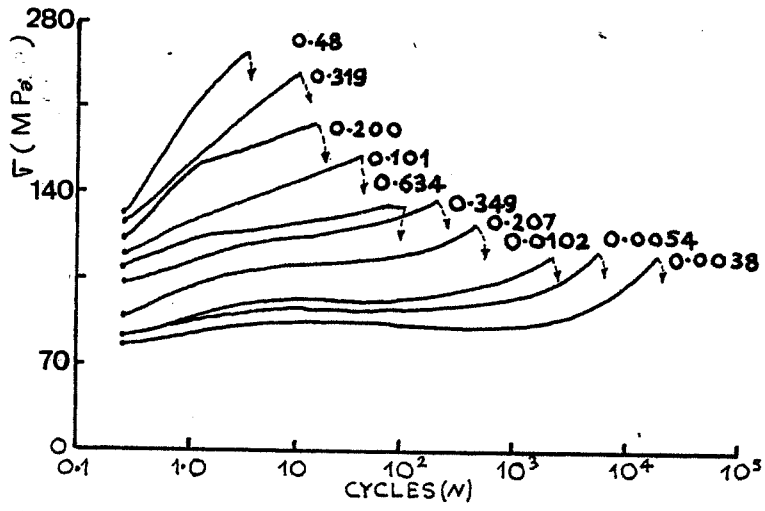


FIG. III-6: Consolidation cyclique de polycristaux d'Al de pureté commerciale, pour différentes valeurs de déformation plastique [31].

(2) Résultats

. Monocristaux d'aluminium

La Figure III-7 présente des courbes de consolidation cyclique établies par nous-même à l'ambiante (donnant τ , cission sur le système primaire de glissement en fonction de la déformation plastique cumulée, γ_{pcum}), pour les monocristaux d'aluminium, à différents niveaux de déformation plastique.

Après durcissement initial, toutes les éprouvettes présentent un adoucissement, (≈ 1 MPa) suivi, soit d'un durcissement secondaire pour des monocristaux cyclés à des déformations $\frac{\Delta\gamma_p}{2} > 5 \times 10^{-4}$, soit d'une saturation pour des déformations plus faibles.

Dans le cas du cuivre et du nickel monocristallin [14,15] un petit adoucissement a aussi été observé après durcissement initial, pour certaines déformations ($\gamma_{pa} > 5.10^{-3}$). La fin de l'adoucissement, pour ces métaux, correspond à l'établissement d'une structure caractéristique de fatigue (BGP), la contrainte à la fin du stade d'adoucissement nous a semblé être une caractéristique importante de l'essai. C'est pourquoi nous avons établi une courbe d'écrouissage, τ_{min} (contrainte à la fin du stade d'adoucissement) en fonction de γ_{pa} . Cette courbe (Figure III-8) présente :

(i) pour $5.10^{-5} < \gamma_{pa} < 3.10^{-3}$, un plateau ; la contrainte est pratiquement indépendante de la déformation plastique, $\tau_{min} = 3,6 \pm 0,5$ MPa.

(ii) pour $\gamma_{pa} > 3.10^{-3}$, la contrainte croît avec la déformation plastique.

Ainsi, comme dans le cas du cuivre [41], nous observons un plateau de la contrainte sur la courbe d'écrouissage cyclique pour de faibles déformations plastiques.

Nous avons établi une autre courbe d'écrouissage cyclique, au vu des différents comportements mécaniques des monocristaux après adoucissement. Nous avons reporté la cission τ_{50} , obtenue après une déformation cumulée de 50, en fonction de γ_{pa} (Figure III-8). Cette courbe (en pointillée) présente deux régions :

(i) $\gamma_{pa} < 3.10^{-3}$: la courbe présente une pente faible,

(ii) $\gamma_{pa} > 3.10^{-3}$: la contrainte croît rapidement avec la déformation.

A partir de ces courbes nous avons reporté le durcissement secondaire, $\tau_H = \tau_{50} - \tau_{min}$, en fonction de γ_{pa} . Cette courbe est donnée à la Figure III-9 on observe que le durcissement secondaire augmente avec la déformation plastique (de 0 à 5 MPa), la pente devenant beaucoup plus importante pour $\gamma_{pa} > 3.10^{-3}$.

Dans le cas du cuivre un durcissement secondaire apparaît pour des déformations, $\gamma_{pa} > 4.10^{-3}$ [47], plus importantes que pour l'aluminium, et plus tardivement au cours du cyclage ($\gamma_{pcum} > 150$), mais les amplitudes de durcissement sont du même ordre

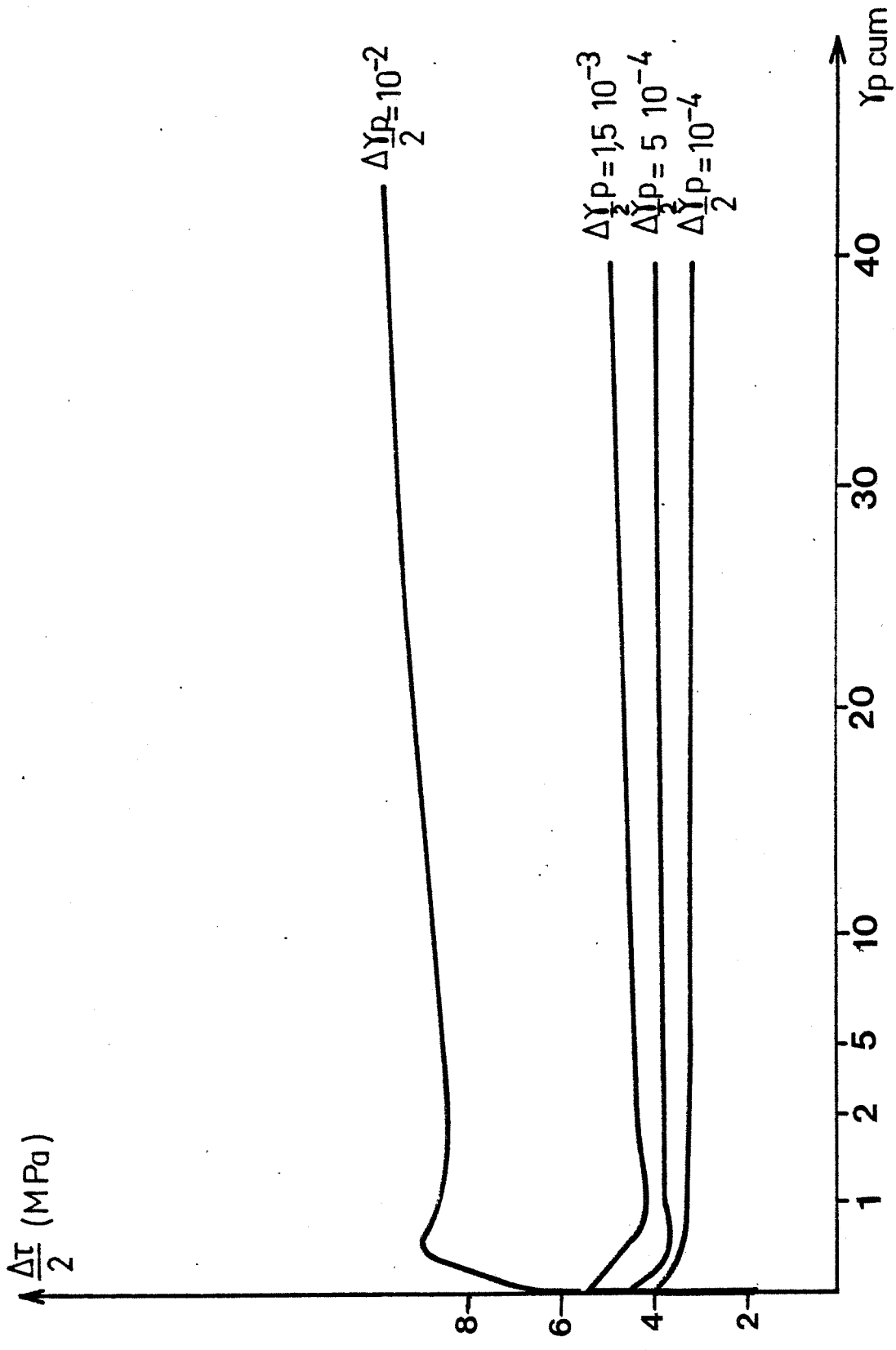


FIG. III-7 : Consolidation cyclique de monocristaux d'aluminium

de grandeur (pour le cuivre, à $\gamma_{pa} = 7,5 \cdot 10^{-3}$, $\tau_H = 2$ MPa [23] ; pour l'aluminium, d'après la courbe $\tau_H(\gamma_{pa})$, $\tau_H = 2,1$ MPa).

Il faut souligner que nous n'avons trouvé, parmi les travaux antérieurs, qu'une étude de Snowden [24], sur l'érouissage cyclique de l'aluminium monocristallin en fatigue à déformation plastique imposée. Les résultats de Snowden sont très limités de par le nombre de cycles ($N < 1000$ cycles) de ses essais et la gamme de déformations choisie ($\gamma_{pa} > 2 \cdot 10^{-3}$), mais si Snowden n'observe pas d'adoucissement, il est intéressant de remarquer cependant un assez bon accord dans les niveaux de contrainte (τ_{min} pour nous et τ au bout de 50 cycles de Snowden) en fonction de γ_{pa} : dans les deux cas il n'y a pas de plateau pour cette gamme de déformation (voir Figure III-4-a).

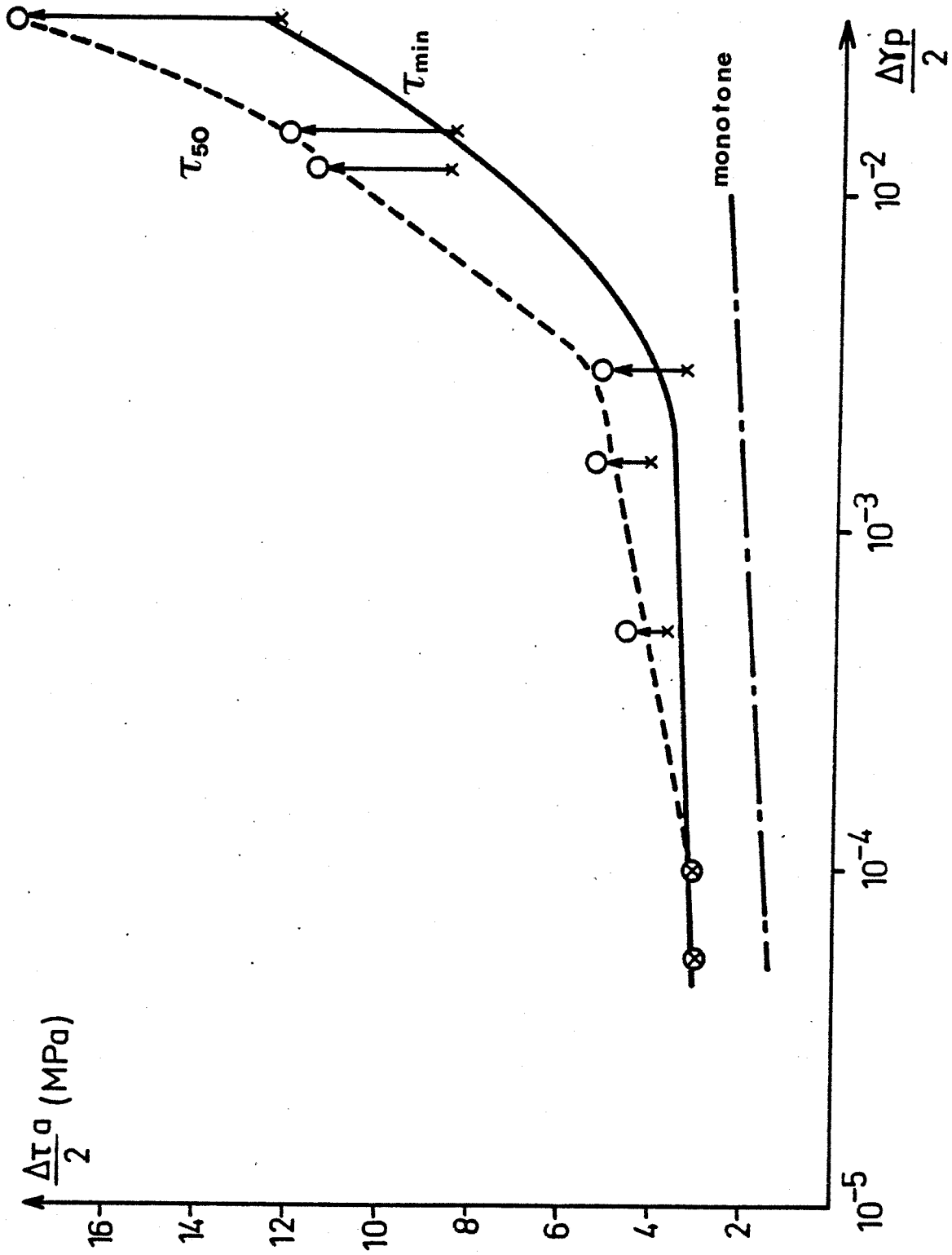


FIG. III-8: Ecrouissage cyclique de monocristaux d'aluminium

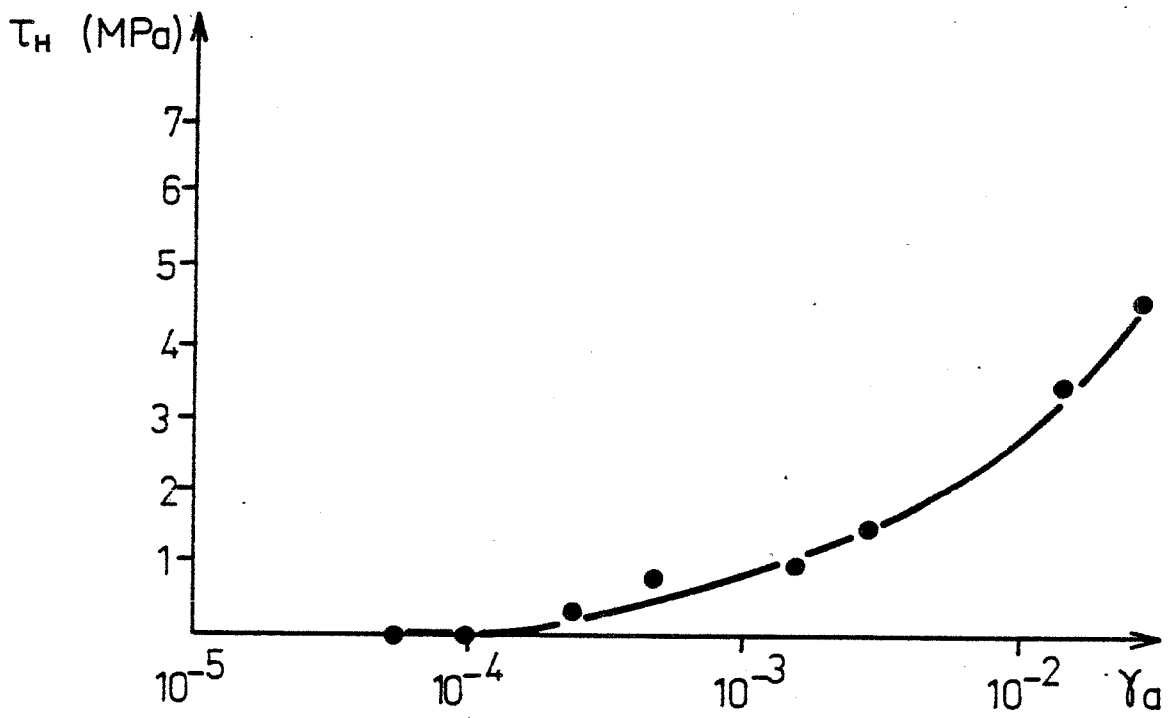


FIG. III-9 : Durcissement secondaire de monocristaux d'aluminium en fonction de la déformation plastique.

. Polycristaux d'Aluminium

Des courbes de consolidation cyclique de l'aluminium (99,98 %) polycristallin, à différentes amplitudes de déformation plastique, sont données à la Figure III-10.

Pour des déformations, $\epsilon_{pa} > 10^{-4}$, il y a durcissement rapide initial suivi d'un durcissement plus lent, mais permanent, jusqu'à rupture.

Pour des déformations plus faibles, $\epsilon_{pa} < 10^{-4}$ on observe un léger adoucissement après le durcissement initial, suivi d'un durcissement secondaire jusqu'à rupture.

Les résultats de Tomkins et Biggs [31] (Figure III-6) sur l'Al polycristallin sont assez différents des nôtres, à savoir : durcissement permanent pour les fortes déformations, trois stades apparaissent pour les plus faibles déformations ($\epsilon_{pa} < 10^{-4}$) durcissement, saturation, et durcissement secondaire. Ces différences (saturation au lieu d'adoucissement, changement de comportement mécanique apparaissant plus tôt) peuvent s'expliquer par les conditions d'essais : Tomkins et Biggs ont réalisé des essais à déformation totale imposée ; de plus la pureté de leur aluminium n'est pas précisée.

La courbe d'écrouissage cyclique représentant la contrainte maximale au cours du cyclage en fonction de ϵ_{pa} est donnée à la Figure III-11. Elle ne présente pas de plateau de contrainte, mais un changement de pente pour $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$. Rappelons que, dans le cas du cuivre polycristallin, la courbe d'écrouissage cyclique $\sigma_s(\epsilon_{pa})$ a la même allure (voir Fig. III-5) avec cependant un changement de pente pour une déformation plus importante ($\epsilon_{pa} = 10^{-3}$ [27]).

A partir de la courbe d'écrouissage cyclique obtenue, nous pouvons déduire pour l'Aluminium polycristallin la loi empirique approximative : $\sigma_{sa} \approx 140(\epsilon_{pa})^{0,21}$ (Polak et al [36] ont trouvé : $\sigma_{sa} = 168(\epsilon_{pa})^{0,23}$ et Tomkins et Biggs : $\sigma_{sa} = 200(\epsilon_{pa})^{0,23}$).

. Corrélation polycristaux-monocristaux

Afin de mieux comprendre le comportement mécanique des polycristaux et des monocristaux nous avons reporté les courbes d'écrouissage cyclique des monocristaux, et celles des polycristaux modifiées selon les modèles de Sachs et Taylor. (Figure III-12).

Pour ramener la contrainte axiale σ et la déformation axiale ϵ_p d'un agrégat cristallin à des cissons et des cisaillements résolus sur un système de glissement, nous utilisons les relations suivantes :

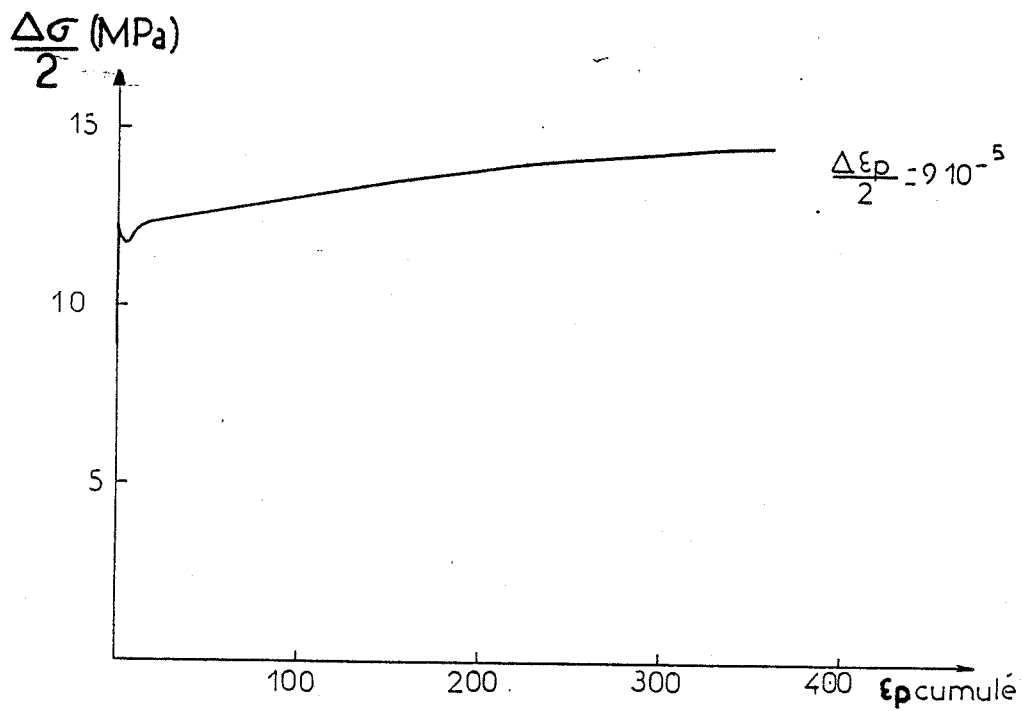
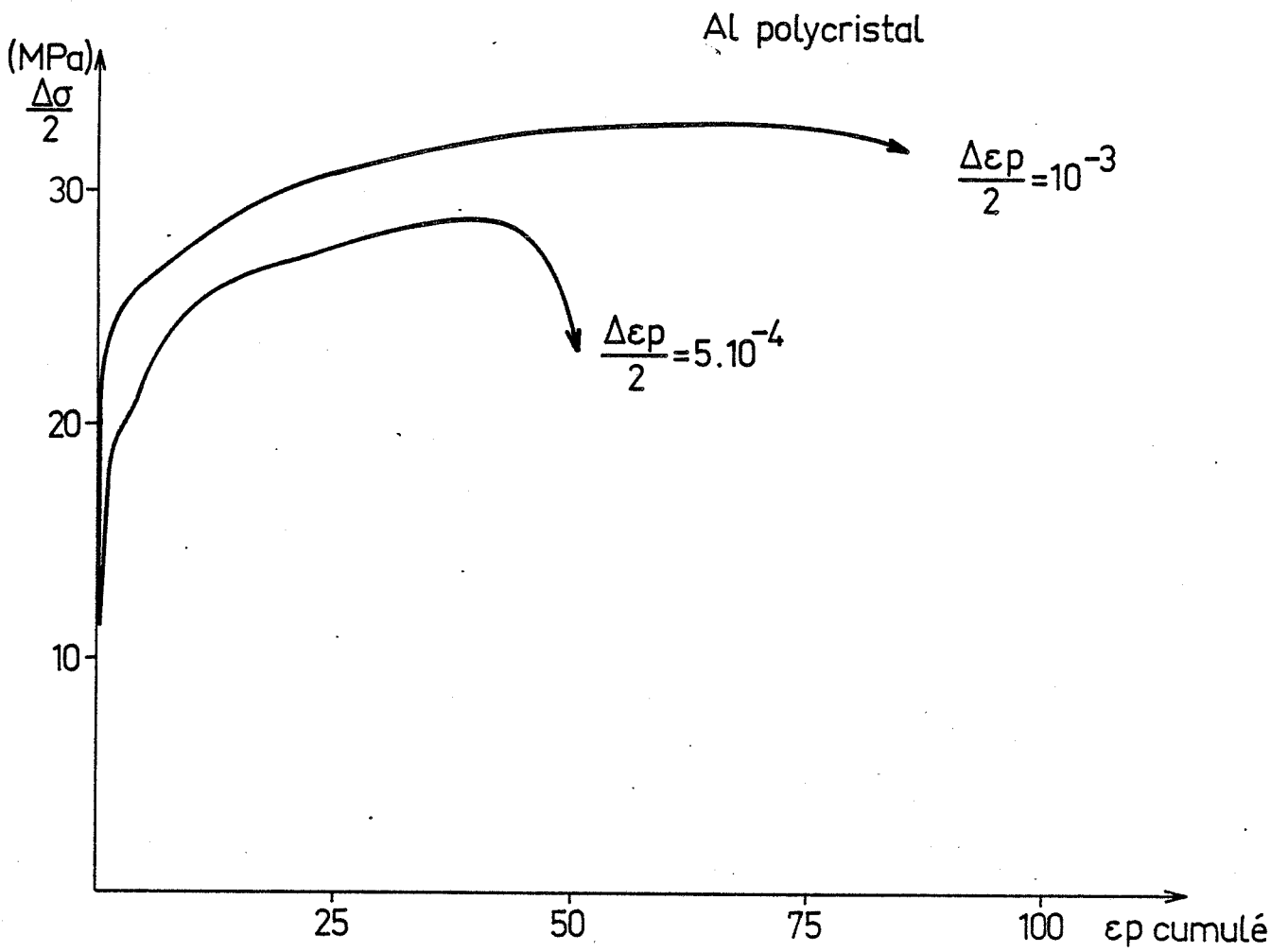


FIG. III-10 : Consolidation cyclique de polycristaux d'aluminium

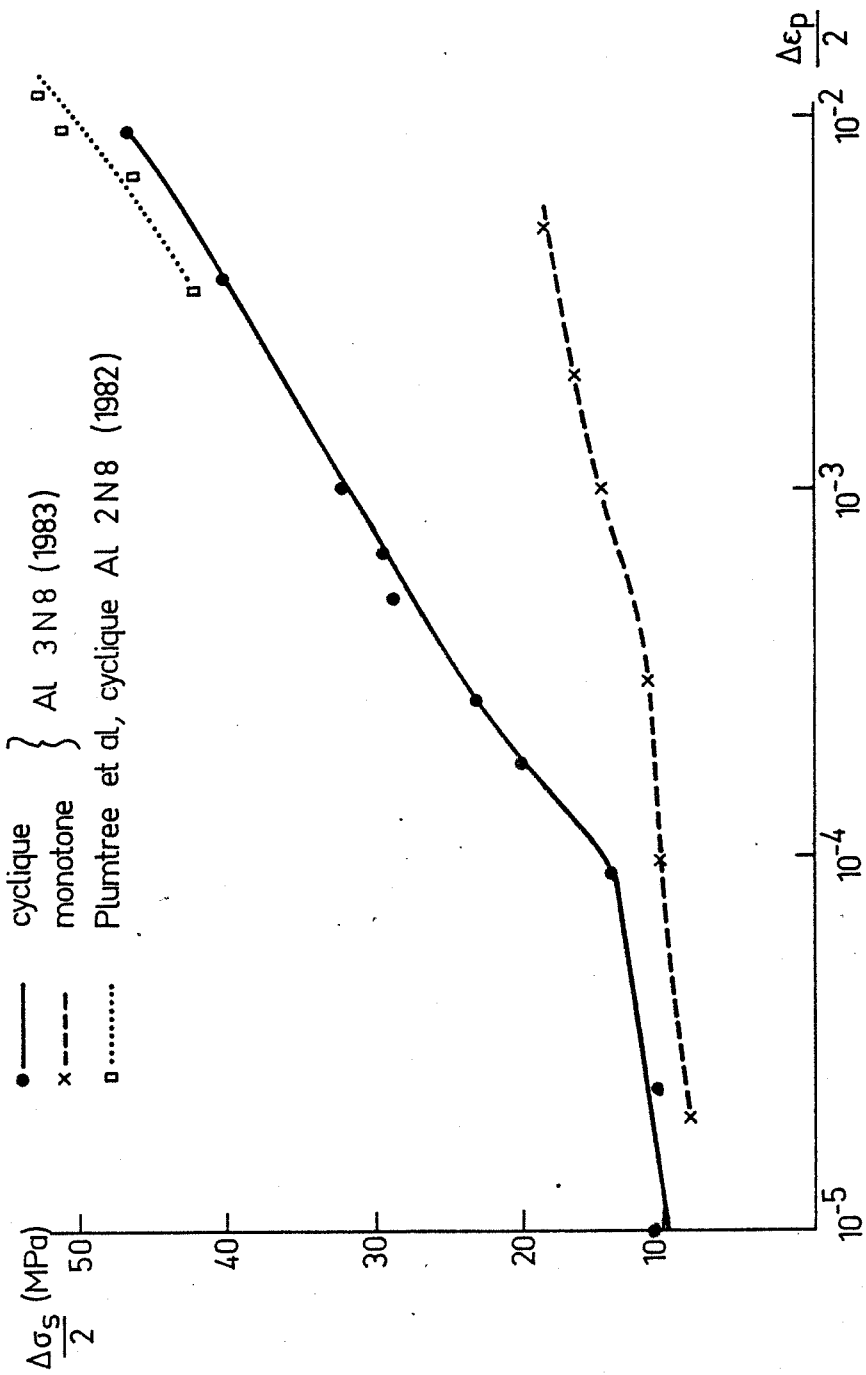


FIG. III-11: Ecrouissage cyclique de polycristaux d'aluminium

$$\tau_{\text{poly}} = \frac{\sigma_{\text{poly}}}{M} \quad \text{et} \quad \gamma_{\text{poly}} = M \cdot \epsilon_{\text{pa}}$$

M est un coefficient qui dépend de la distribution de l'orientation des grains dans l'agrégat, et de l'incompatibilité de déformation entre grains.

Le modèle de Taylor [37] suppose que le grain subit la même déformation que l'agrégat (incompatibilité maximale) et exige l'activation de plusieurs systèmes de glissement. Pour ce modèle : $M = 3,07$ pour les métaux CFC.

Le modèle de Sachs [38] suppose que le grain subit la même contrainte que l'agrégat, les grains se déforment indépendamment les uns des autres, il y a alors glissement simple sur le système ayant le plus fort coefficient de Schmid. Pour ce modèle $M = 2,24$ pour les métaux CFC.

La comparaison des courbes τ_s (γ) de polycristaux et de monocristaux devrait se faire sur un matériau à composition identique. Or, pour des raisons pratiques, (voir chapitre 2) nous avons utilisé des monocristaux 99,996 % Al et des polycristaux de 99,98 % Al. La plus grande pureté des monocristaux aurait tendance à faire baisser les valeurs de τ_s du monocristal par rapport au polycristal. Nous pensons que l'effet de la pureté serait relativement faible dans la mesure où la plupart des courbes d'écrouissage cyclique de l'aluminium polycristallin d'origines différentes (Figure III-11) sont assez proches, donc pratiquement indépendantes de la teneur en impuretés (du moins pour les puretés supérieures à 99,9 % Al).

Compte tenu de ces remarques, la fig. III-12 indique que pour l'aluminium le modèle de Taylor décrit mieux le comportement du polycristal en termes de monocristal, y compris aux faibles ϵ_{pa} . A première vue ceci peut paraître surprenant, car, pour le cuivre, le modèle de Sachs est le plus représentatif aux faibles déformations [27] (Figure III-13), là où un seul système de glissement suffit pour accommoder la déformation plastique. La meilleure corrélation obtenue pour l'aluminium avec le modèle de Taylor implique l'activation de plusieurs systèmes de glissement dans les monocristaux, aussi bien que dans les polycristaux.

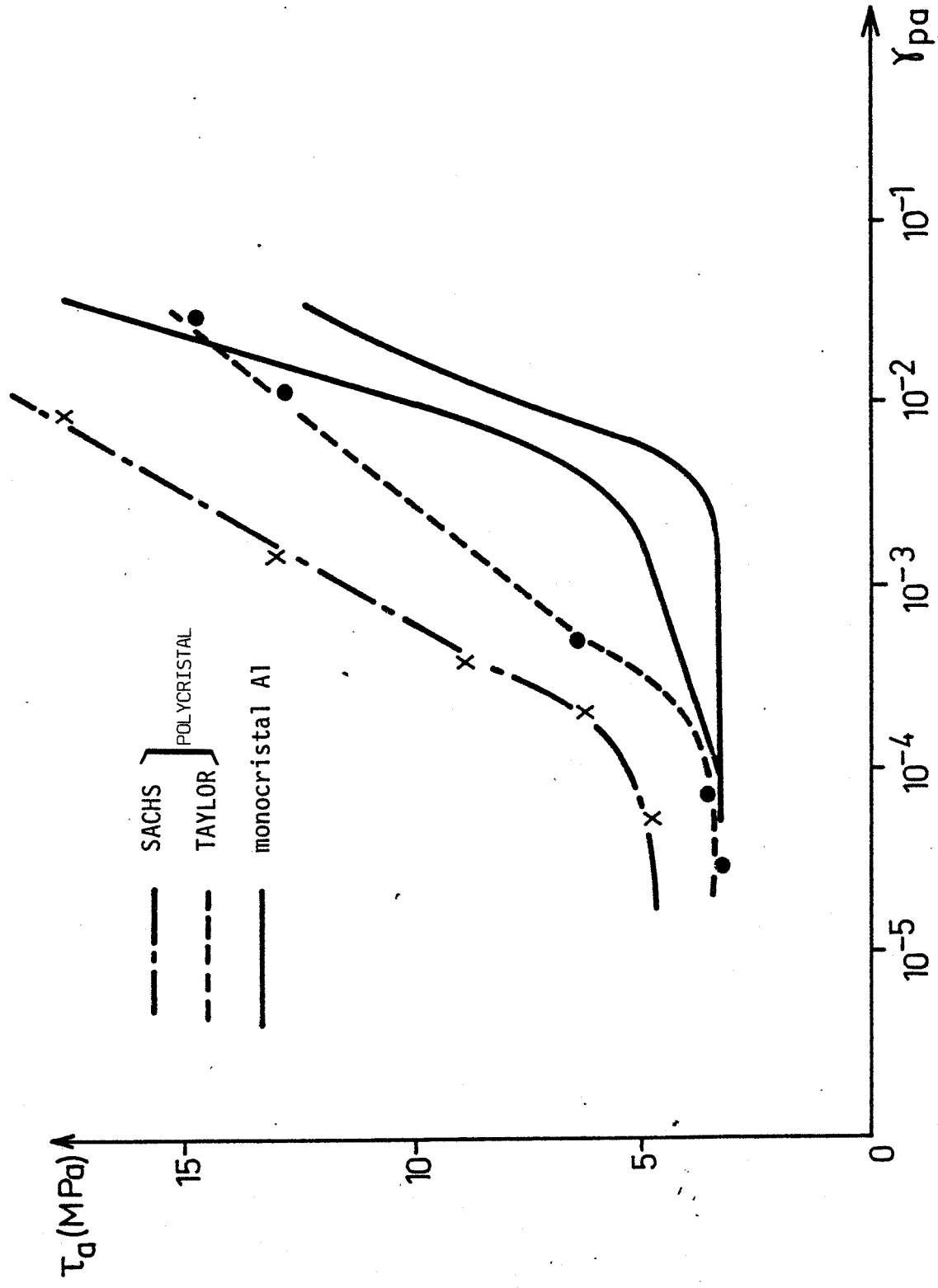
b) Evolution de l'état de surface. Amorçage des fissures. Durée de vie.

. Monocristal

Nous avons étudié, au microscope optique, la distribution des glissements sur la surface des éprouvettes monocristallines après fatigue. La Figure III-14 présente quelques exemples d'état de surface à différentes déformations plastiques.

D'après les observations microscopiques, il y a un plan de glissement prépondérant, le plan primaire (111) ; sur quelques éprouvettes des traces peu prononcées de glissement secondaire ont été observées. L'espacement entre les traces des lignes

FIG. III-12 : Comparaison des courbes d'écroutissage cyclique de polycristaux et de monocristaux d'aluminium.



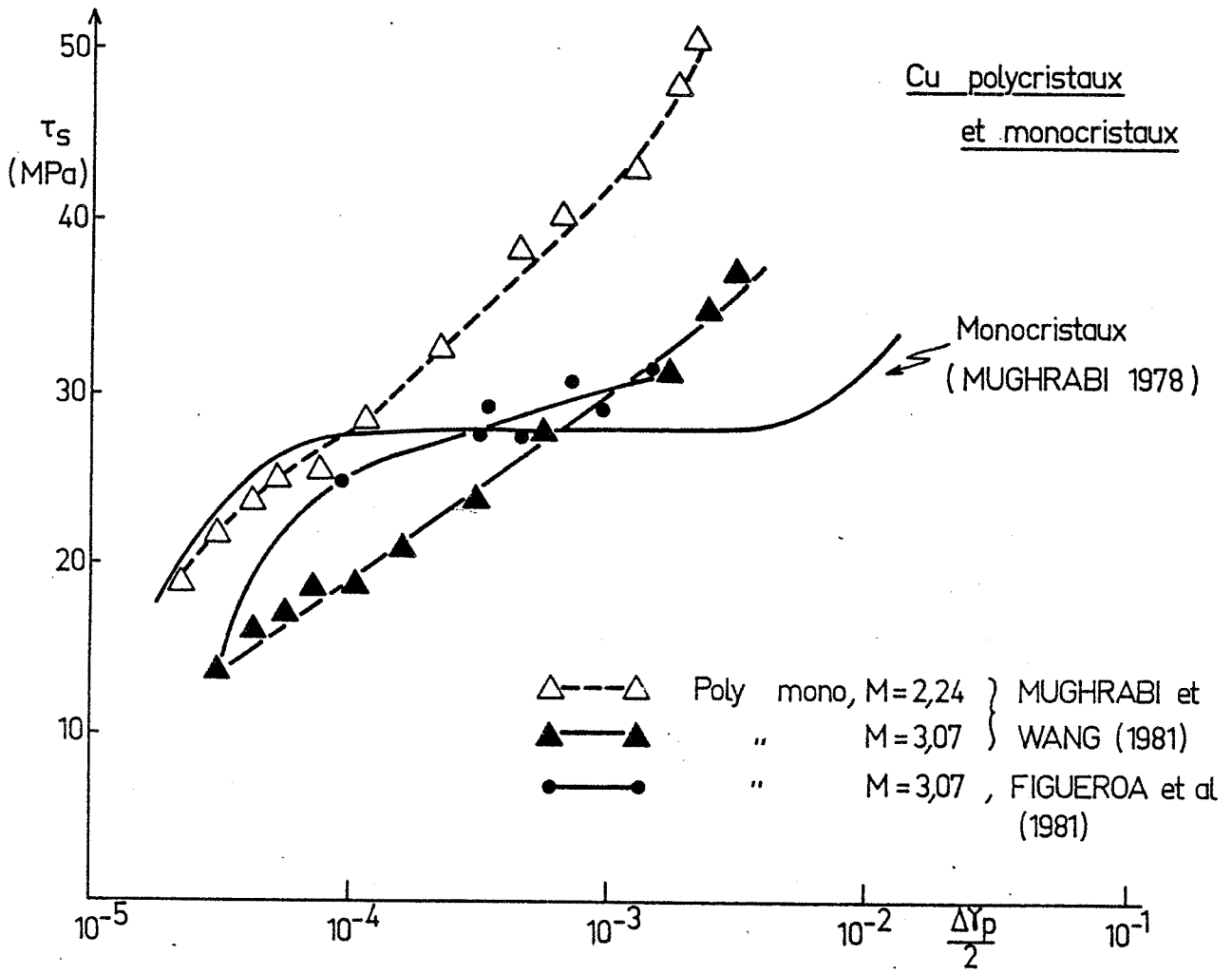
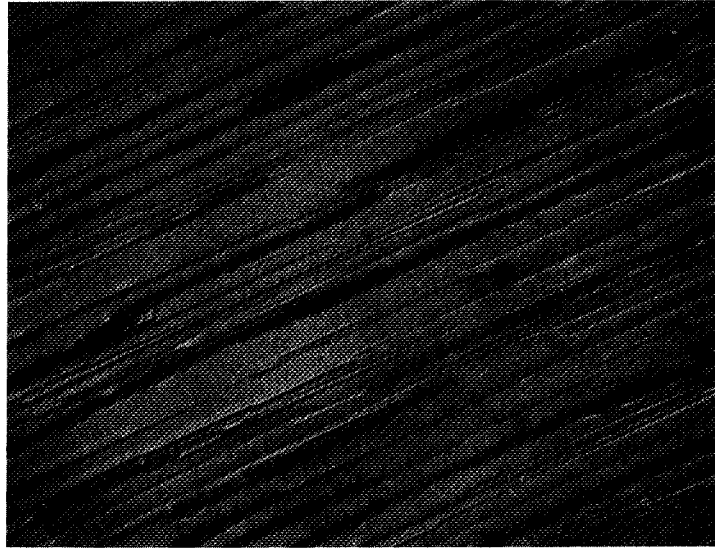
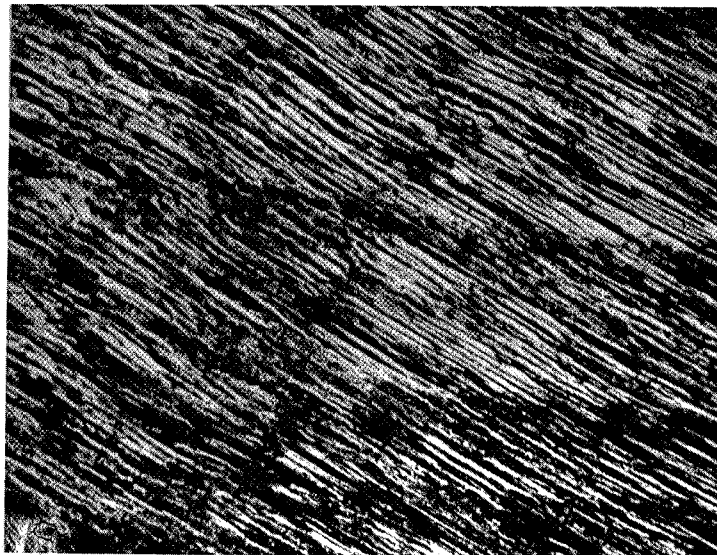


FIG. III-13



$\gamma_{pa} = 10^{-4}$ A

↑
σ

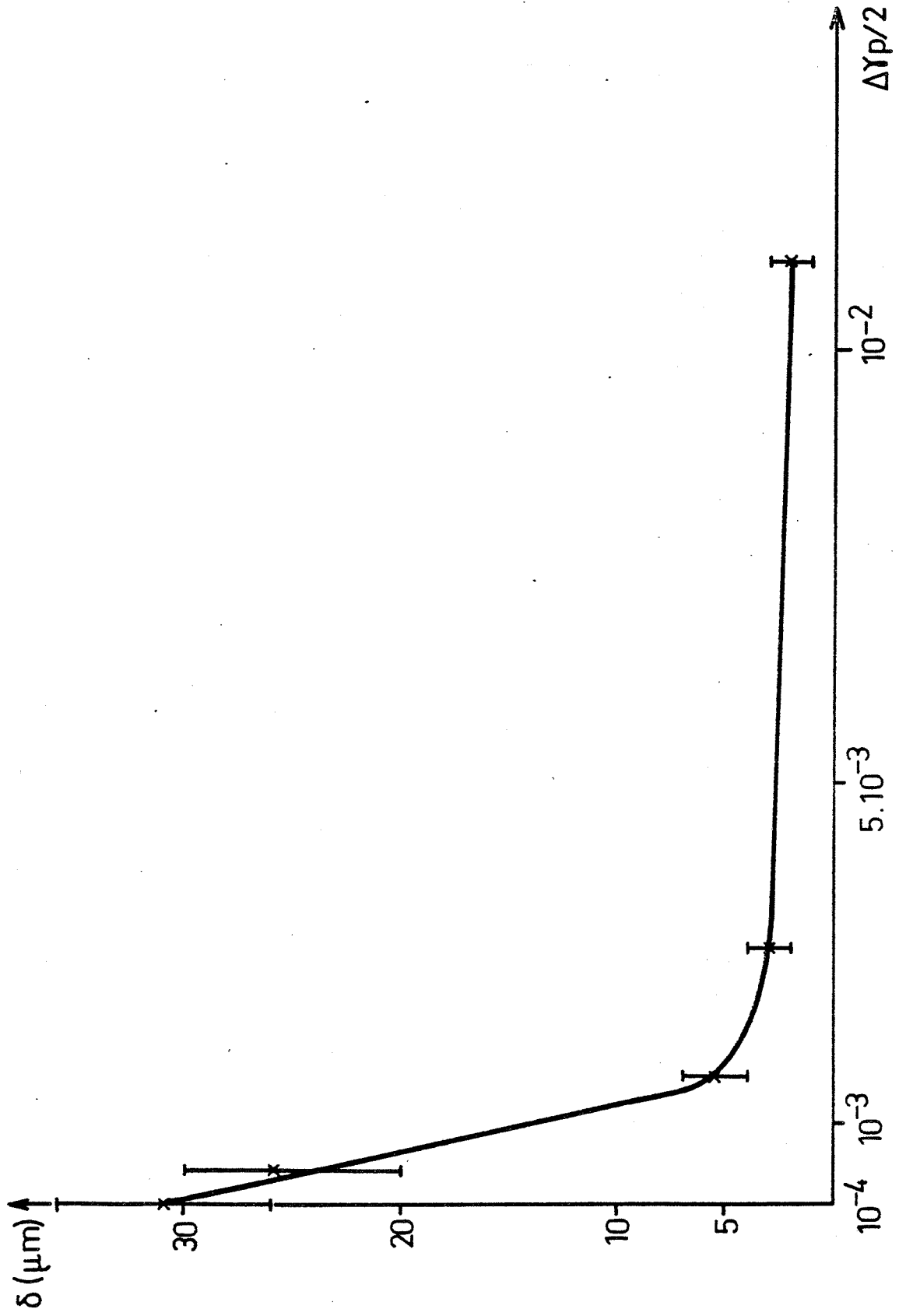


$\gamma_{pa} = 10^{-2}$ -A

0,2 mm
└───┘

FIG. III-14 - Micrographies optiques montrant l'état de surface de monocristaux d'aluminium après fatigue à 2 niveaux de déformation.

FIG. III-15 : Distance entre bandes en fonction de la déformation plastique



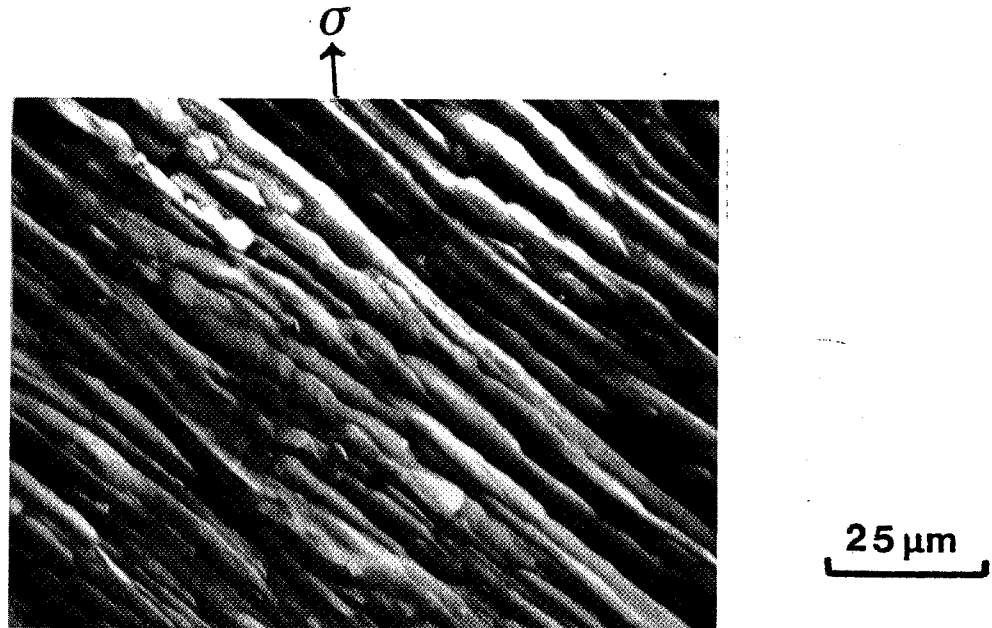


FIG. III-16 : Etat de surface d'un monocristal cyclé à $\gamma_{pa} = 10^{-3}$ pendant 25 000 cycles.

de glissement primaire diminue lorsque γ_{pa} augmente. Nous avons mesuré sur différentes éprouvettes la distance moyenne dans la direction [111] entre bandes de glissement sur (111). Cette distance a été reportée sur la Figure III-15 en fonction de la déformation plastique, en coordonnées linéaires. Deux régions apparaissent sur cette courbe :

(i) $10^{-4} < \gamma_{pa} < 2 \cdot 10^{-3}$, il y a décroissance approximativement linéaire de la distance entre bandes avec la déformation plastique. Cette relation linéaire serait une confirmation du modèle de Winter [36] pour l'aluminium.

(ii) $\gamma_{pa} > 2 \cdot 10^{-3}$ la distance entre bandes tend vers la largeur d'une bande ($\approx 2 \mu\text{m}$), les éprouvettes sont alors entièrement couvertes de bandes de glissement.

Des observations réalisées au MEB sur la surface de monocristaux après fatigue prouvent l'existence d'intrusions et d'extrusions dans les bandes (voir Figure III-16), ce qui, d'après le modèle de Essmann et al [39], indique la présence de glissement dévié.

Polycristaux

Après fatigue, et à tout niveau de déformation, la surface des grains présente des bandes de glissement associées à des extrusions-intrusions (Figure III-17). Les sites d'amorçage des fissures dépendent de l'amplitude de la déformation plastique :

(i) pour $\epsilon_{pa} \leq 5 \cdot 10^{-4}$ les fissures s'amorcent dans les bandes de glissement des grains (voir Figure III-17).

(ii) pour $5 \cdot 10^{-4} < \epsilon_{pa} < 10^{-3}$ l'amorçage des fissures est à la fois transgranulaire et intergranulaire (Figure III-18), accompagné d'un état de surface chahuté.

(iii) pour $\epsilon_{pa} > 10^{-3}$ l'amorçage des fissures est essentiellement intergranulaire, il y a décohésion des grains entre eux et un effet de relief très prononcé (Figure III-19).

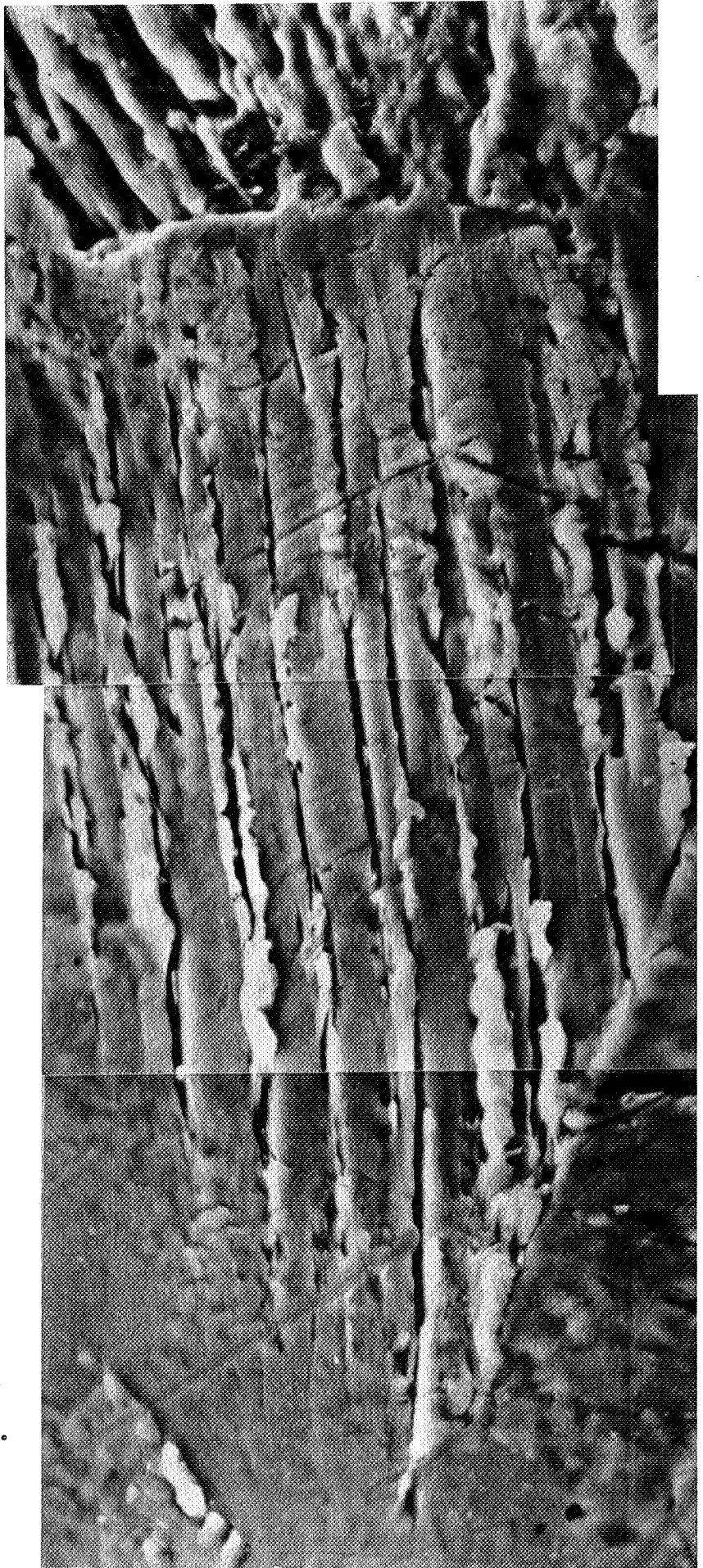
Nous n'avons pas essayé de quantifier le relief de la surface des éprouvettes, mais, des observations au microscope optique et à balayage, il ressort que :

- le relief est plus prononcé avec des déformations plus importantes,
- l'effet de relief s'accroît avec la déformation cumulée.

Les différentes orientations des grains du polycristal par rapport à l'axe de sollicitation entraînent des déformations différentes d'un grain à l'autre jusqu'à

FIG. III-17 : Etat de surface d'un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 2 \times 10^{-4}$
à rupture.

15 μm



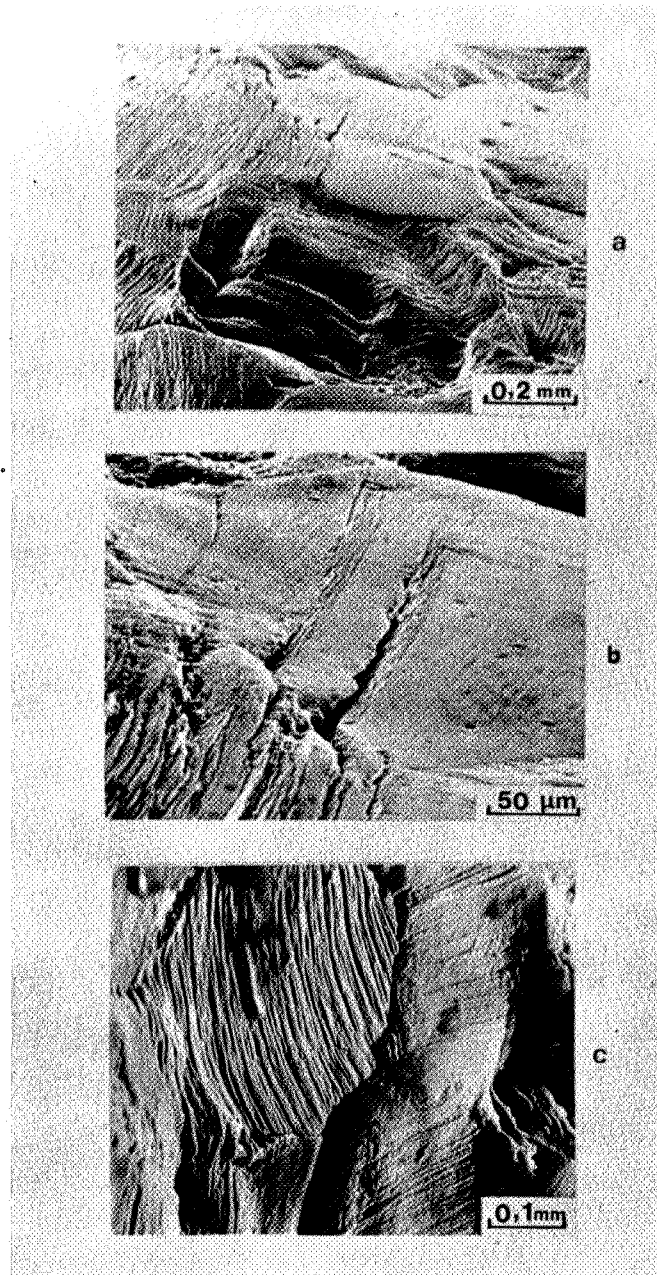
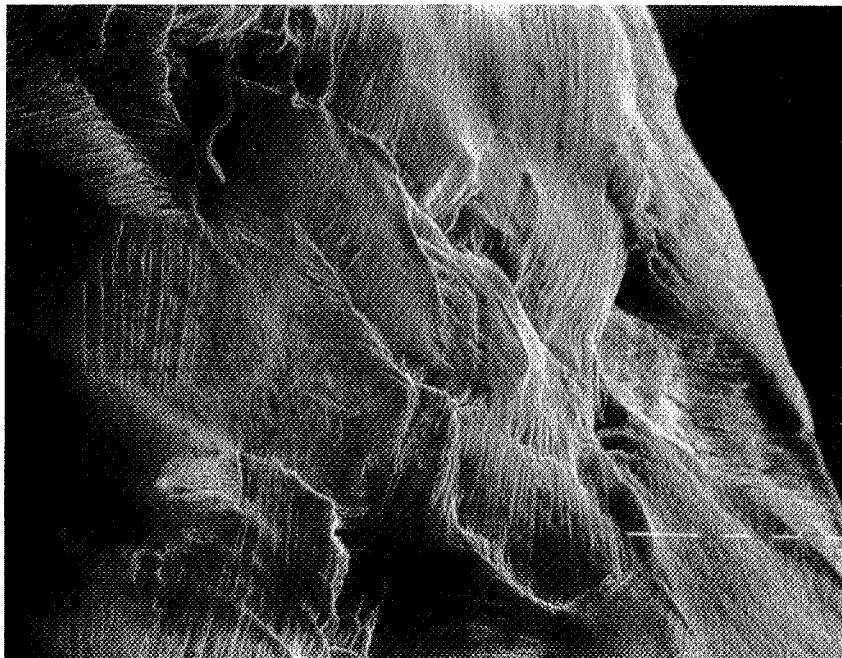


FIG. III-18 : Etat de surface d'un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 6 \times 10^{-4}$ à rupture.



50 μm



0,2 mm

FIG. III-19 : Etat de surface d'un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-3}$
à rupture.

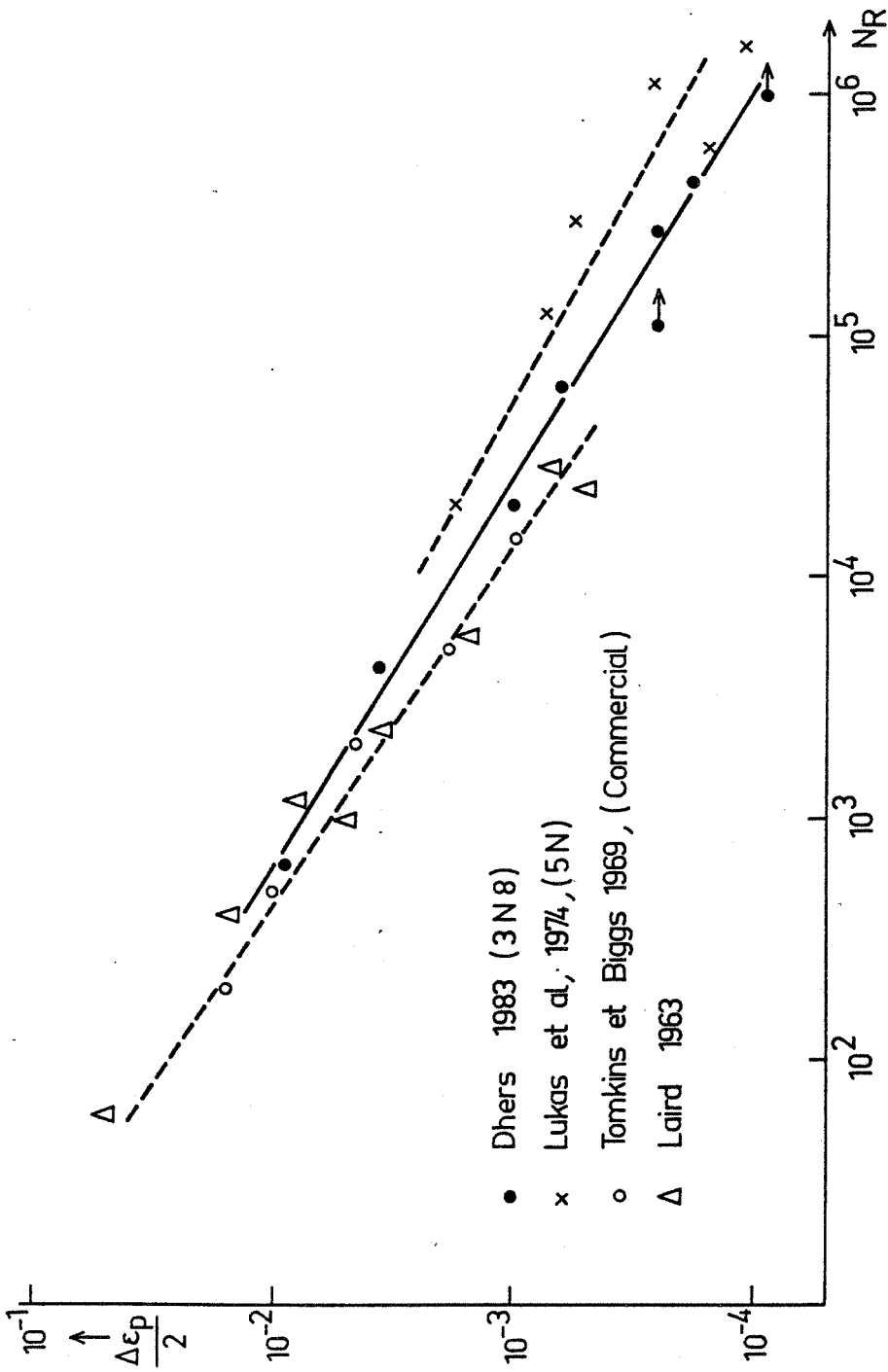


FIG. III-20: Courbe de Manson-Coffin de l'aluminium polycristallin non rompue $\bullet \rightarrow$

formation d'un relief. Ce phénomène conduit à la formation de fissures intergranulaires.

Les observations d'amorçage de fissures de l'aluminium sont cohérentes avec celles effectuées sur le cuivre polycristallin [21,40], c'est-à-dire un amorçage intergranulaire pour de fortes déformations, transgranulaire pour de faibles déformations et mixte dans une gamme intermédiaire ($10^{-4} < \epsilon_p < 10^{-3}$) [21].

La courbe de durée de vie de l'aluminium pur polycristallin est donnée à la Figure III-20, on en déduit la relation de Manson-Coffin :

$$\epsilon_{pa} = 0,64 (N_R)^{-0,63}$$

Les résultats d'autres études [31,41-43] se répartissent de chaque côté de notre courbe et confirment donc la validité de nos résultats. En coordonnées logarithmiques, nous obtenons une droite qui ne présente aucun changement de pente dans la large gamme de déformations étudiées. Ainsi, le fait de changer de mécanisme d'amorçage des fissures, des fortes déformations aux plus faibles, n'implique pas de discontinuité de la pente sur la courbe de durée de vie.

c) Microstructures

. Monocristal

Nous avons effectué des observations microscopiques sur des monocristaux cyclés à différentes amplitudes de déformation ; précisons d'emblée que sur toutes les lames nous avons observé des cellules de dislocations.

(i) Au début de notre étude nous avons étudié la microstructure d'un monocristal cyclé à $\gamma_{pa} = 3 \cdot 10^{-3}$ pendant 24000 cycles ($\gamma_{pcum} = 288$, stade de durcissement secondaire). Les lames ont été prélevées parallèlement à la face possédant la composante la plus importante du vecteur de Burgers (dans ce cas le plan (621)). Comme le montre la Figure III-21, la structure se compose de cellules équiaxes de taille 2 μm environ.

(ii) Sur un monocristal cyclé pendant 17000 cycles à $\gamma_{pa} = 1,6 \cdot 10^{-3}$ ($\gamma_{pcum} = 109$, stade de durcissement secondaire) nous avons prélevé des lames minces parallèlement au plan (1 $\bar{2}$ 1), perpendiculaire au plan de glissement primaire (1 1 1).

Les observations (Figure III-22-a) et III-22-b) révèlent des bandes de glissement selon la direction de glissement du système primaire [$\bar{1}$ 0 1], remplies de cellules qui ont tendance à s'allonger dans la même direction. Les parois des bandes, dans ce plan, sont souvent fines.

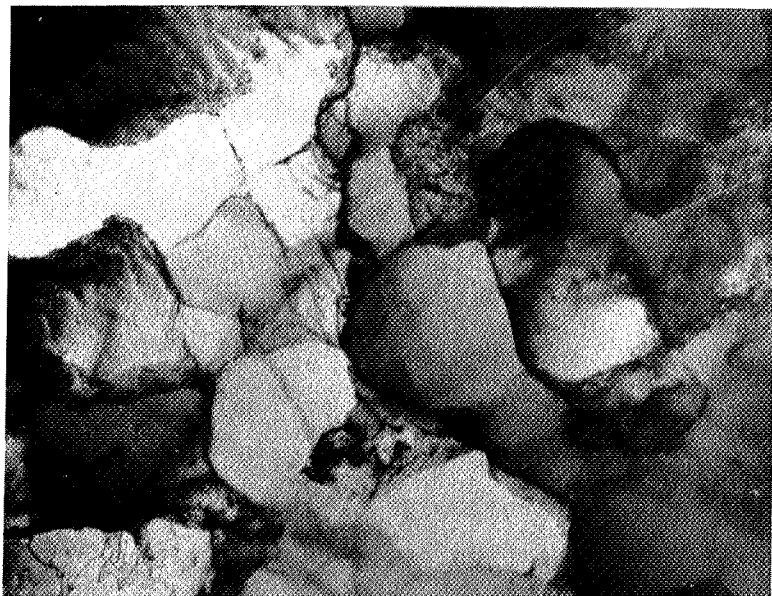
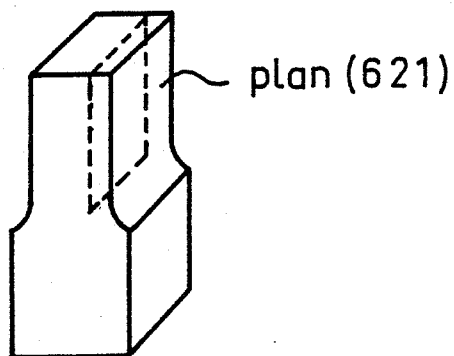


FIG. III-21 : Cellules de dislocations, de l'Al monocristallin cyclé à $\epsilon_{pa} = 3 \times 10^{-3}$, $N = 24\ 000$ cycles.



Mais nous n'avons pu indexer les dislocations des murs, même sur des lames relativement épaisses, examinées dans un microscope électronique de 200 KV à l'INSA de Lyon (GEMPPM). L'espacement de ces bandes en volume varie de 3 à 6 μm , ce qui est en bon accord avec la distance calculée à partir des observations en microscopie optique de la surface (Figure III-15), $\delta = 5 \pm 1 \mu\text{m}$.

Outre le glissement sur le système primaire, on constate parfois des traces de glissement cristallographique sur un système secondaire de glissement.

Nous avons noté de plus un décalage entre bandes à l'échelle microscopique (Figure III-22) ; les bandes prennent une configuration en escalier, elles sont liées par des marches dont la hauteur correspond à peu près à l'espacement des bandes. Nous pensons que cette configuration est une manifestation d'un glissement dévié dû à un mouvement d'ensemble de dislocations lorsque celles-ci sont bloquées par des barrières dans la bande de glissement.

Nous n'avons observé ni structure de veines ni de structure de bandes en échelle (BGP du cuivre par exemple).

La mise en évidence de cette structure en bandes de l'aluminium après fatigue nécessite des lames minces possédant une importante surface observable (supérieure ici à $100 \mu\text{m}^2$) avec des grossissements très faibles pour la M.E.T. (≈ 2000 fois). Cette structure en bandes est très difficile à caractériser à des grossissements plus importants et explique pourquoi elle n'a pas été observée antérieurement.

(iii) Nous avons examiné une éprouvette cyclée à $\gamma_{pa} = 4.10^{-4}$ pendant 600 cycles ($\gamma_{p \text{ cum}} \approx 1$, fin de l'adoucissement). Les lames ont été découpées parallèlement au plan (1 $\bar{2}$ 1). Elles révèlent (Figure III-23) des cellules équiaxes et quelques bandes mal définies. Il semble donc que, dans l'aluminium, une structure de cellules et de bandes apparaît très vite en fatigue.

L'existence de deux structures apparemment différentes sur cette deuxième éprouvette : cellules et bandes à coeur des lames minces, et l'observation de bandes de glissement en surface, suggère qu'il pourrait y avoir une différence de structure à coeur et près de la surface des éprouvettes.

(iiii) Pour répondre à cette question, nous avons effectué des observations sur des lames prélevées parallèlement à la face B d'un monocristal cyclé à $\gamma_{pa} = 5.10^{-4}$ pendant 48000 cycles ($\gamma_{p \text{ cum}} = 96$, stade de durcissement secondaire), d'une part,

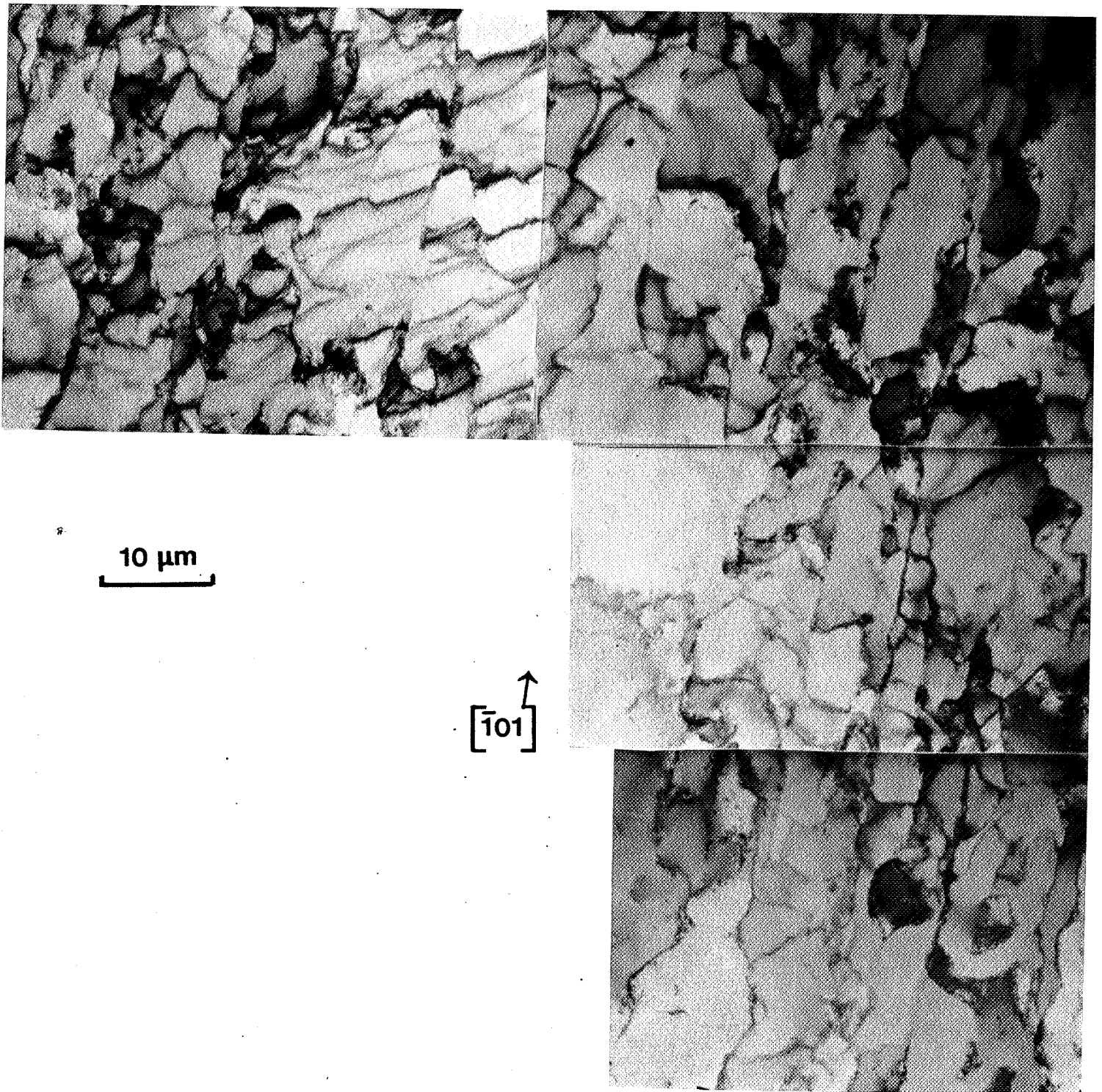
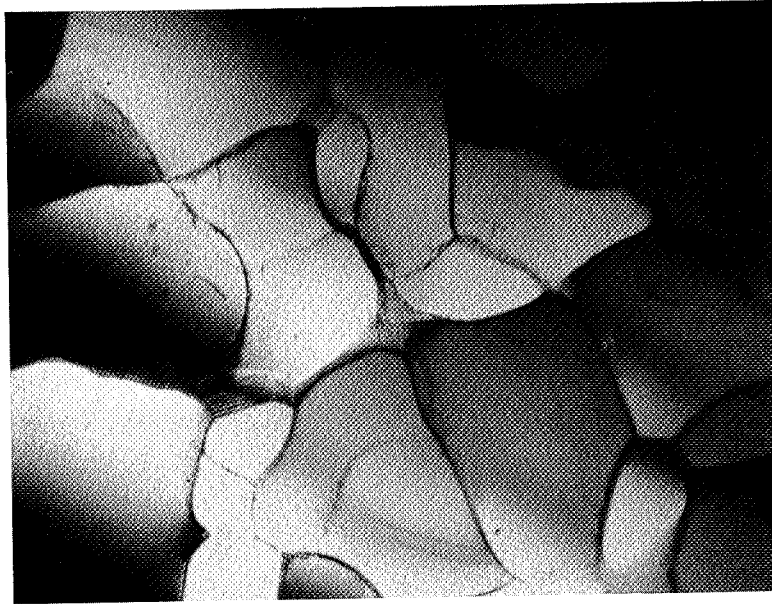


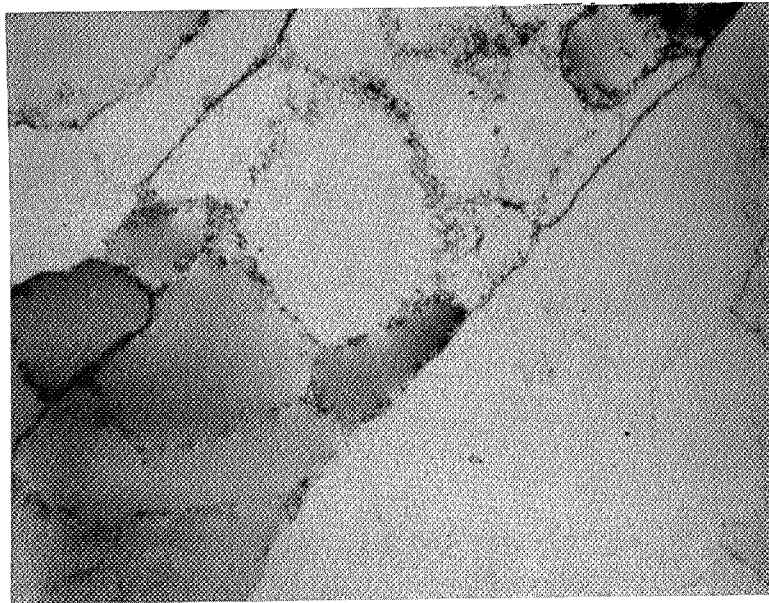
FIG. III-22-a - Monocrystal d'aluminium cyclé à $\gamma_{pa} = 1,6 \cdot 10^{-3}$ pendant 17 000 cycles plan $(1 \bar{2} 1)$.



FIG. III-22-b - Monocrystal d'aluminium cyclé à $\gamma_{pa} = 1,6 \times 10^{-3}$ pendant 17 000 cycles plan (1 Z 1)



2 μm



2 μm

FIG. III-23 - Microstructure d'un monocristal cyclé à $\gamma_{pa} = 4 \times 10^{-4}$ pendant 600 cycles, plan $(1 \bar{2} 1)$

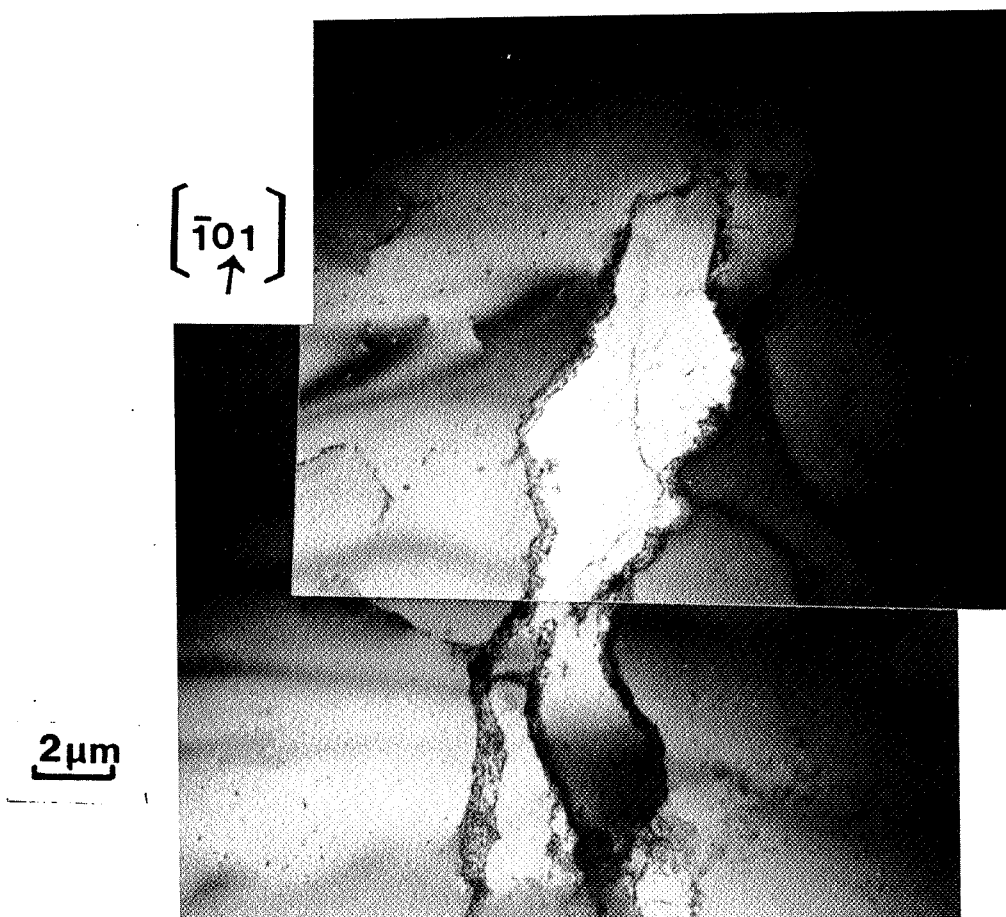
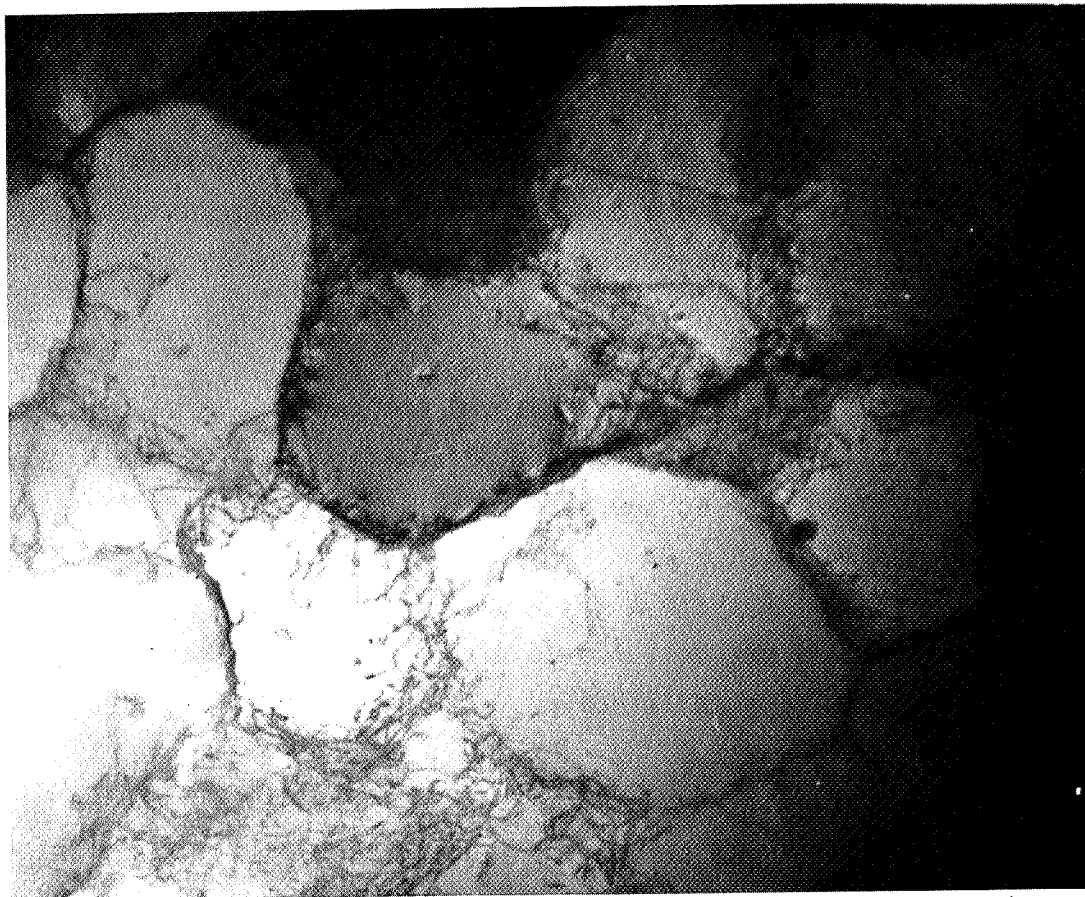


FIG. III-24 - Plan $(5\bar{6}5)$ prélevée à $50\ \mu\text{m}$ de la surface dans un monocristal d'Al cyclé à $\gamma_{pa} = 5 \times 10^{-4}$ pendant 48 000 cycles.



1 μm

FIG. III-25 - Cellules dans un monocristal d'Al, cyclé à $\gamma_{pa} = 5 \times 10^{-4}$
pendant 48 000 cycles
Plan $(5 \bar{6} 5)$ à 1 mm de la surface.

près de la surface ($\approx 50 \mu\text{m}$) et, d'autre part, à 1 mm de la surface. Près de la surface la structure observée est composée de cellules équiaxes ou allongées selon la direction $[\bar{1} 0 1]$ (Figure III-24). A coeur, la structure ne comporte que des cellules équiaxes (Figure III-25). Il faut noter que les superficies observées sur ces lames étaient moins importantes que sur la Figure III-22. Nous avons l'impression que près de la surface les cellules ont tendance à s'allonger, mais on ne peut conclure définitivement.

Sur aucune éprouvette d'Al monocristalline nous n'avons observé la structure de BGI caractéristique du cuivre après fatigue dans la région du plateau ($10^{-4} < \gamma_{pa} < 10^{-2}$). A l'ambiante l'Al monocristallin a donc un comportement microstructural en fatigue totalement différent des autres métaux purs CFC étudiés jusqu'à maintenant.

Polycristaux

Trois éprouvettes ont été observées après fatigue en microscopie électronique à transmission : deux éprouvettes à grande déformation cumulée, mais cyclées à deux amplitudes très différentes et une éprouvette à très faible déformation cumulée.

(i) Sur un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 9 \cdot 10^{-5}$ pendant 10^6 cycles (80 % de la durée de vie) on constate des cellules de dislocations équiaxes aux parois fines, de dimension, 2 à 3 μm . (Figure III-26).

(ii) Dans un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 9 \cdot 10^{-3}$ pendant 630 cycles (rupture) nous avons de même observé des cellules équiaxes aux parois bien définies, de taille environ 2 μm . (Figure III-27).

(iii) Nous avons prélevé des lames sur un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 3 \cdot 10^{-4}$ pendant 10 cycles ($\epsilon_{pcum} = 0,12$). La microstructure est déjà cellulaire, avec des parois mal définies ; les cellules sont apparemment en cours de formation, leur taille est environ 3 μm . (Figure III-28).

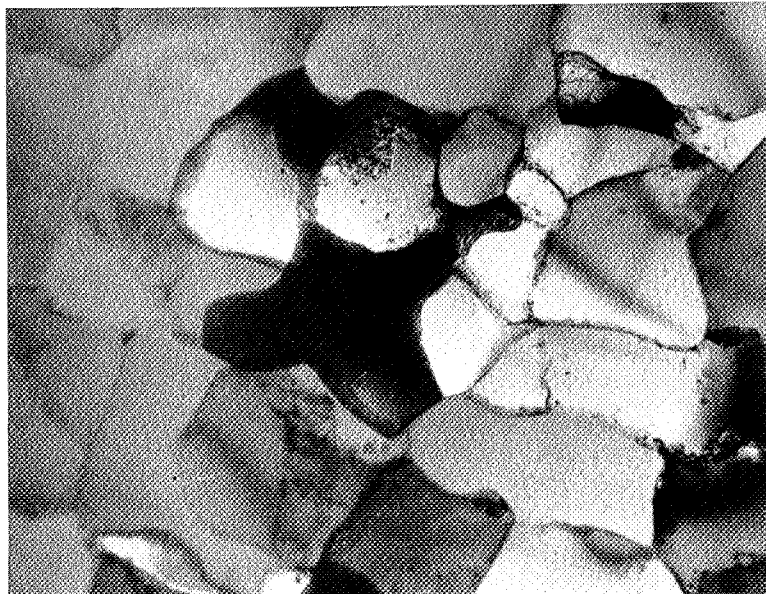
La structure en cellules est bien une structure caractéristique de fatigue de l'Aluminium, et elle s'établit très vite au cours du cyclage.

Kayali et Plumtree [33] ont aussi observé une telle structure après fatigue, et ont tenté de démontrer que la taille des cellules diminuait quand la contrainte et la déformation augmentaient (Loi de Hall-Petch extrapolée). Nous ne trouvons, de notre côté, aucune différence notable de taille de cellules sur nos éprouvettes, alors que les contraintes à saturation varient de 14 MPa à 47 MPa selon la déformation imposée. Le mécanisme durcissant ne semble donc pas lié au balayage de la



2μm

FIG. III-27 - Cellules dans un polycristal cyclé à $\epsilon_{pa} = 9 \times 10^{-5}$ pendant 10^6 cycles



2μm

FIG. III-26 - Cellules dans un polycristal d'Al cyclé à $\epsilon_{pa} = 9 \times 10^{-3}$ à rupture.

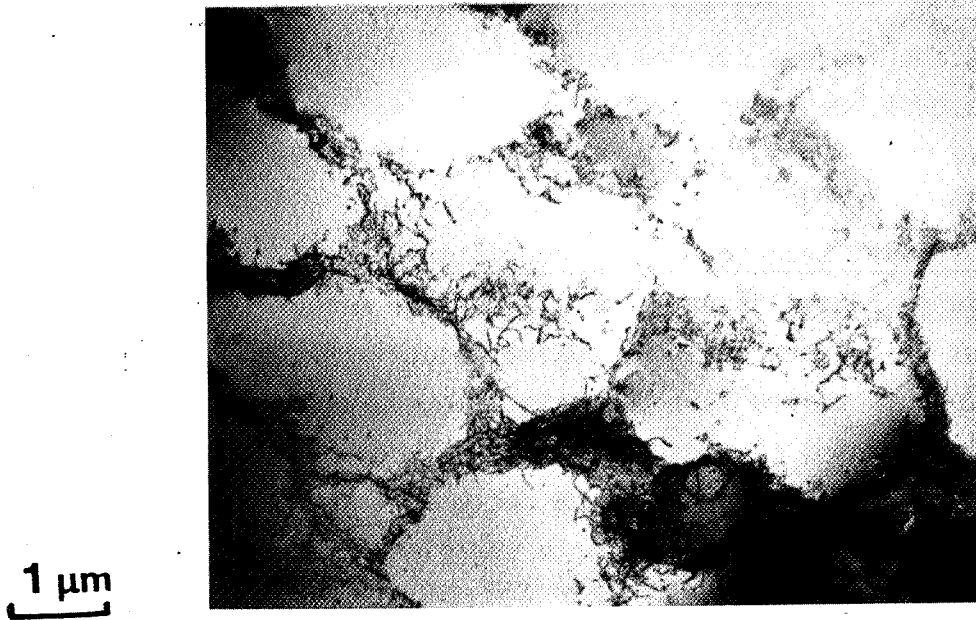


FIG. III-28 - Cellules dans l'Al polycristallin cyclé à $\epsilon_{pa} = 3 \times 10^{-4}$ pendant 10 cycles.

cellule par les dislocations puisque cette aire ne varie pas sensiblement avec σ .

Nous n'avons pas constaté sur nos lames des bandes de glissement comme celles observées sur les monocristaux. Il est possible que les bandes de glissement ne se forment que dans les grains superficiels de l'aluminium en fatigue. La seule observation, jusqu'à maintenant, de bandes dans l'aluminium polycristallin est celle de Krecji et Lukas [34], justement sur des lames prélevées près de la surface. Ceci concorde avec nos conclusions sur les monocristaux où les bandes semblent se former plutôt en surface qu'à coeur des éprouvettes.

d) Discussion

. Comportement mécanique des monocristaux

Le durcissement initial observé sur l'aluminium monocristallin (de 2 à 7 MPa) est nettement plus faible que celui du cuivre monocristallin (10 à 30 MPa). En effet, il se développe dans le cuivre lors de cette phase durcissante une structure dure de veines, alors que dans l'aluminium apparaissent des bandes de glissement et des cellules plus déformables. La formation de cette structure moins dure, dans l'aluminium, serait due essentiellement à sa forte énergie de défauts d'empilement.

En effet, au cours d'une déformation plastique les dislocations glissent et s'empilent sur des obstacles (barrières de Lomer-Cottrell par exemple). Une telle structure se relaxera d'autant plus aisément que le glissement dévié sera plus facile (et donc l'E.D.E. plus importante) ; les dislocations pouvant alors éviter le blocage en changeant de plan de glissement, par activation de systèmes secondaires. Un tel phénomène se produisant à l'échelle de groupes de dislocations entraînera la formation de cellules, d'énergie plus basse. La fatigue semble favoriser cette configuration de cellules, d'une part lors du durcissement initial par la création d'une densité relativement importante de lacunes qui augmente la vitesse de montée de dislocations et, d'autre part, à saturation, en raison des grandes déformations plastiques cumulées (de l'ordre de 10 à 1000).

Adoucissement

La courbe d'écrouissage cyclique établie avec la contrainte à la fin de l'adoucissement (voir Figure III-11) présente un plateau, comme dans le cas d'autres métaux purs CFC tels que le cuivre, le nickel ou l'argent. Pour ces 3 métaux, Mughrabi [44] a noté que la cisssion normalisée, τ_p/G (τ_p : cisssion du plateau, et G , module de cisaillement) est une constante que caractérise l'établissement de la structure de BGP.

Nous avons repris ces valeurs en y ajoutant celles de l'aluminium dans le tableau suivant.

Métaux	τ_p (MPa)	G (GPa)	$\frac{\tau}{G}$
Cu	27,5	42,3	$6,5 \cdot 10^{-4}$
Ni	52	78,8	$6,6 \cdot 10^{-4}$
Ag	17,5	26,5	$6,6 \cdot 10^{-4}$
Al	3,5	27	$1,3 \cdot 10^{-4}$

La faible valeur de la cisssion normalisée de l'aluminium confirme que les mécanismes d'écrouissage en fatigue de l'aluminium diffèrent de ceux des autres métaux CFC.

Deux paramètres au moins pourraient expliquer la faible valeur de la cisssion pour l'aluminium ; la température T/T_f et l'EDE.

(i) La température ambiante représente $0,31 T_{\text{fusion}}$ pour l'aluminium. Une température équivalente pour le Cuivre serait de 423 K. Nous n'avons pas trouvé parmi les travaux antérieurs une étude de la fatigue du cuivre monocristallin à température supérieure à l'ambiante. Basinski et al [45] ne se sont intéressé qu'à une gamme de température de 293 K à 4,2 K et ils n'ont trouvé aucune relation simple entre contrainte d'écoulement et température ; nous ne pouvons donc pas extrapoler. Abdel-Raouf et al [46] ont noté une décroissance de la contrainte d'écoulement avec la température sur du cuivre polycristallin (Figure III-29) de l'ordre de 20 % entre 25°C et 300°C. L'effet de la température semble donc assez limité, mais il serait dangereux de s'avancer, compte tenu de la faible quantité d'informations dont nous disposons.

(ii) L'énergie de défauts d'empilement : de l'ordre de 150 mJ/m^2 pour l'aluminium alors qu'elle n'est que de 50 mJ/m^2 pour le cuivre. Comme nous l'avons souligné dans la discussion du durcissement, une forte EDE facilite le glissement initial dévié, et par là empêche la formation d'une structure dure de veines. La structure de fatigue plus molle entraîne donc des contraintes d'écoulement plus faible pour l'aluminium.

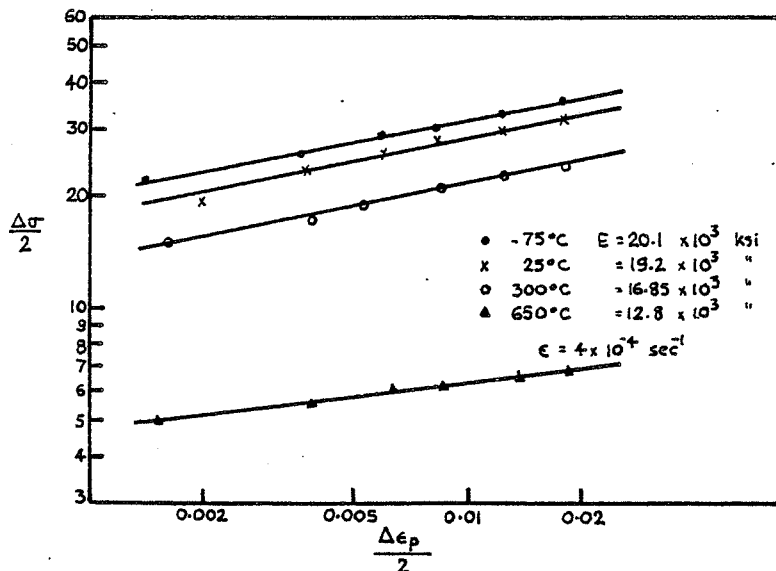


FIG. III-29 : Variation de la contrainte de saturation du cuivre polycristallin en fonction de la température, d'après [46]

Durcissement secondaire

Les monocristaux d'aluminium présentent un durcissement croissant avec γ_{pa} , la déformation plastique. (Figure III-9). Un tel comportement a été observé sur le cuivre, mais il est, dans ce cas, plus limité ($\gamma_{pa} > 4.10^{-3}$) et plus tardif [23, 47].

Une cause de ce durcissement est l'activation de systèmes secondaires de glissement. En effet, les bandes de glissement créent localement des champs de contraintes qui peuvent interférer, si les bandes sont suffisamment proches, et activer ainsi d'autres systèmes de glissement. L'espace entre bandes étant une fonction décroissante de la déformation plastique (Figure III-15), nous voyons donc, que le durcissement augmente quand la distance entre bandes diminue.

Wang et Mughrabi [23] ont d'autre part observé sur le cuivre, monocristallin et polycristallin, qu'une déformation cumulée importante accentue le glissement multiple dans les BGP et conduit à un durcissement secondaire pour des déformations $\gamma_{pa} >$ quelques 10^{-3} .

La plus grande importance de ce phénomène dans l'aluminium traduit une plus grande facilité à l'activation de glissement secondaire.

Microstructure

Nous avons observé dans l'aluminium, polycristallin et monocristallin, après fatigue, une structure cellulaire. Une structure de cellules a déjà été observée dans l'aluminium [32-35]. Mais, jusqu'à présent, personne n'avait mis en évidence l'existence de bandes de glissement remplies de cellules, dans l'aluminium monocristallin ; cela n'ayant été possible que grâce au grand domaine d'observation que nous avons sur certaines lames.

Des cellules de dislocations constituent une structure de fatigue souvent rencontrée dans les métaux purs CFC [47, 48], mais le plus souvent à forte déformation plastique ($\gamma_{pa} > 10^{-2}$ pour le cuivre monocristallin et $\gamma_{pa} > 10^{-3}$ pour le cuivre polycristallin), ou à haute température [50.] ($T > 0,4 T_f$ pour le cuivre polycristallin à faibles déformations). Il est donc remarquable de trouver une structure cellulaire sur des éprouvettes cyclées à température ambiante, à de faibles déformations ($\gamma_{pa} = 5.10^{-4}$ pour les monocristaux et $\epsilon_{pa} = 9.10^{-5}$ pour les polycristaux). Rappelons ici que le modèle de Taylor semble donner la meilleure corrélation pour les relations contraintes-déformations du monocristal et du polycristal, à faibles déformations, impliquant donc l'activation de plusieurs systèmes de

glissement à faibles amplitudes dans les monocristaux. Ce phénomène s'explique par les raisons décrites précédemment : forte énergie de défauts d'empilement, champs de contraintes locaux et effet de la température.

Mécanisme de durcissement

D'après nos observations microscopiques sur les polycristaux d'aluminium, il ne semble pas que la taille des cellules évolue beaucoup avec la contrainte, ni avec l'amplitude de la déformation plastique. Kayali et Plumtree [33] ainsi que Grosskreutz et Waldow [32], ont interprété leurs résultats sur la base d'une relation entre la contrainte à saturation σ_{sa} et la taille de la cellule, λ , de la forme :

$$\sigma_{sa} - \sigma_0 = \frac{Ab}{\lambda}$$

où σ_0 est la contrainte de friction, A une constante et b le vecteur de Burgers. Non seulement nous n'avons pas constaté de variation de taille des cellules ($\approx 2 \mu\text{m}$), mais les résultats expérimentaux de Kayali et Plumtree (Figure III-30) sont groupés autour d'une taille moyenne de cellule de $2 \mu\text{m}$ environ, un seul point s'en éloignant pour une faible contrainte. De plus, Grosskreutz et Waldow [32], notent qu'au-dessus d'une déformation totale de $\epsilon_{ta} = 2.10^{-3}$, la taille des cellules semble constante.

Si la taille des cellules est indépendante de la contrainte d'écoulement, cela signifie que le balayage de l'aire de la cellule n'est pas le seul mécanisme durcissant. Le phénomène fondamental du durcissement pourrait être alors l'échappement d'une dislocation de la paroi de la cellule. Ce mécanisme a été décrit par Kuhlmann-Wilsdorf [51] et peut être schématisé par une source de Frank-Read : quand une dislocation rencontre la paroi d'une cellule, elle doit "se faufiler" à travers un trou du réseau, puis elle avance, sous forme de boucle s'élargissant, jusqu'à la paroi prochaine (voir Figure III-31). Dans ce mécanisme, la contrainte de Frank-Read est donnée par la formule.

$$\tau = \tau_0 + \frac{Gb}{n} \rho^{1/2}$$

où τ_0 est la contrainte de friction, G le module de cisaillement,

b la vecteur de Burgers, n une constante proche de 3, et ρ la densité de dislocation dans la paroi, qui est une fonction croissante de la déformation.

Ce modèle rend compte à la fois du durcissement dû à une augmentation de la déformation plastique, aussi bien que du durcissement secondaire, car à chaque cycle, la densité de dislocation augmente dans les parois et accroît la contrainte de Frank-Read. (Voir Figures III-27, III-28).

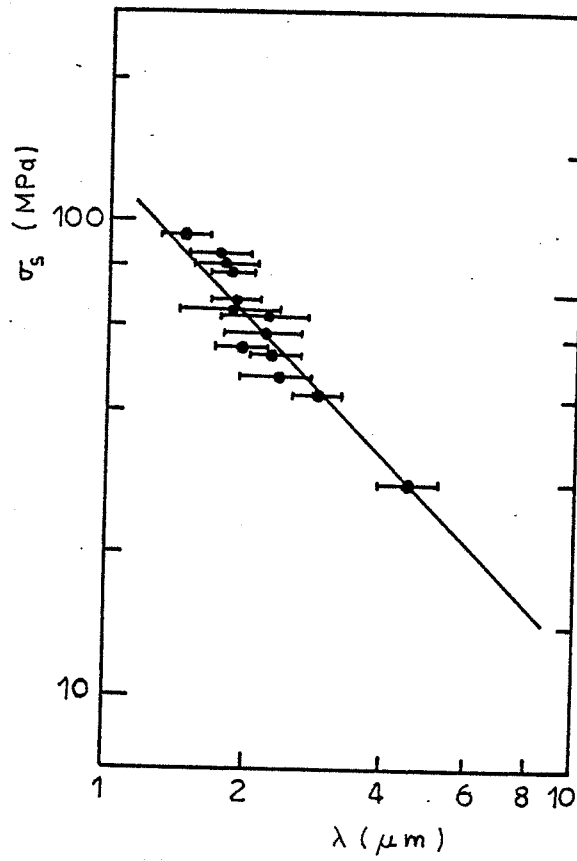


FIG. III-30: Variation de diamètre de la cellule en fonction de la contrainte appliquée, dans l'aluminium polycristallin [33].

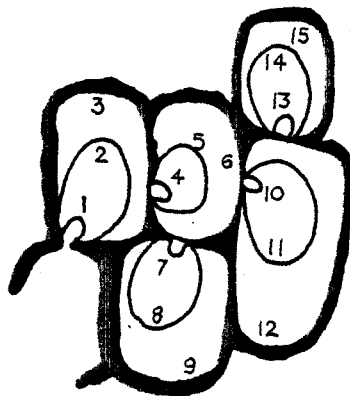


FIG. III-31-Schéma du mécanisme de déformation dans l'aluminium [51].

e) Conclusions

En fatigue plastique l'aluminium monocristallin présente certaines similarités, mais de nombreuses différences de comportement avec les autres métaux purs c.f.c. déjà étudiés, et en particulier le cuivre. Parmi les différences, citons la phase d'adoucissement cyclique à toute amplitude de déformation, le durcissement secondaire pour de faibles déformations, la structure de bandes et cellules, et les faibles contraintes. On trouve néanmoins, l'existence d'un plateau sur la courbe "initiale" d'écrouissage cyclique.

L'aluminium polycristallin présente après fatigue, à toute amplitude, une structure de cellules de taille pratiquement constante. Le mécanisme prépondérant du durcissement de l'aluminium est probablement l'échappement d'une dislocation de la paroi d'une cellule. La courbe d'écrouissage cyclique de l'aluminium polycristallin a la même allure que celle du cuivre.

Les sites d'amorçage de fissures sont identiques à ceux d'autres métaux purs CFC ductiles, à savoir : joint de grains à fortes déformations, bandes de glissement à faibles déformations, mixte pour des déformations intermédiaires. La courbe de durée de vie de l'aluminium a été établie sur une gamme de déformations de plus de deux ordres de grandeurs, elle ne présente pas de changement de pente dans ce domaine.

IV - FATIGUE PLASTIQUE D'ALLIAGES BINAIRES AL-LI

1 - Introduction

- (a) Propriétés mécaniques des alliages Al-Li
- (b) Propriétés en fatigue d'alliages d'aluminium
 - . Influence des éléments d'alliages en solution solide
 - . Influence des précipités

2 - Résultats en fatigue plastique d'alliages binaires Al-Li

- (a) Ecrouissage cyclique des alliages Al-Li
- (b) Amorçage des fissures. Durées de vie
- (c) Microstructures

3 - Discussion

- (a) Al 0,7 Li
- (b) Al 2,5 Li
 - . Mécanismes de déformation
 - . Mécanismes d'amorçage de fissure

4 - Conclusions

1 - INTRODUCTION

Nous présenterons tout d'abord les principales caractéristiques mécaniques des alliages binaires Al-Li ; puis nous exposerons les résultats antérieurs sur la fatigue des alliages CFC (solution solide et précipités cisillables). A l'issue de cette revue bibliographique, nous présenterons nos résultats sur la fatigue d'alliages binaires Al-Li, et nous les discuterons.

(a) Propriétés mécaniques des alliages Al-Li

Microdureté : Des essais de microdureté réalisés sur 3 compositions d'alliage binaire [3] (Figure IV-1) révèlent [3] :

- (i) une dureté croissant avec la fraction volumique f_v de précipités δ'
- (ii) une dureté croissant avec le temps de vieillissement, jusqu'à un maximum, puis une décroissance.

Traction : Les essais de traction effectués sur les alliages Al-Li [1-3], confirment l'influence du traitement de revenu, ainsi que de la composition, sur la résistance mécanique de ces alliages. On remarque :

- (i) une augmentation de la limite élastique et de la contrainte à rupture en fonction
 - de la teneur en Li,
 - de la durée du traitement de revenu.
- (ii) une chute de la ductilité avec l'augmentation de :
 - la teneur en Li
 - la durée du revenu(Figure IV-2)

Mécanismes durcissant :

Le durcissement des alliages Al-Li est dû essentiellement [3] aux mécanismes suivants :

- pour la solution solide, un effet de module (variation des constantes d'élasticité entre la matrice et le soluté).
- pour les alliages à précipités δ' cisillables, la création de parois d'antiphase dans δ' , dues au cisaillement par une dislocation. La paroi d'antiphase peut être éliminée par le passage dans le même plan de glissement d'une seconde dislocation de même vecteur de Burgers. Le couplage en paires des dislocations est

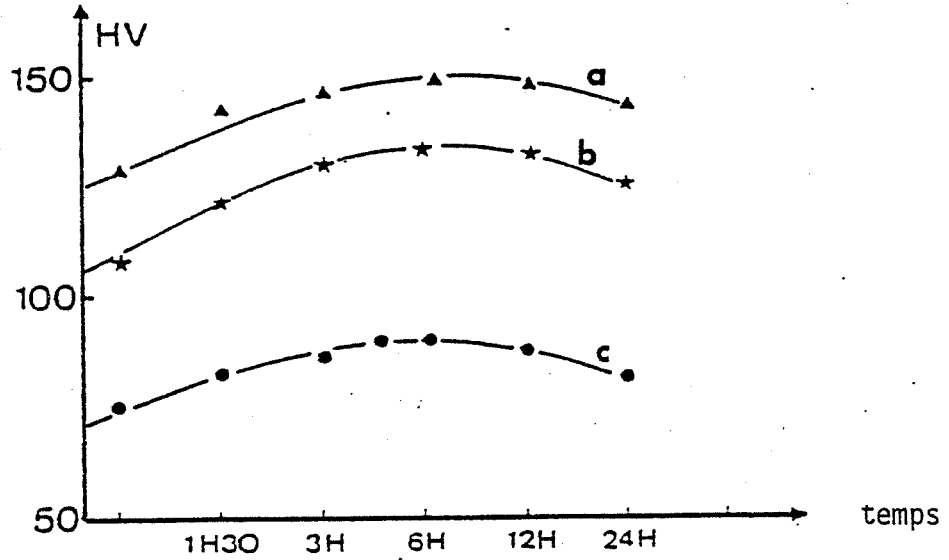


FIG. IV-1 - Microduretés d'alliages binaires, vieillissements isothermes [3]

- a) 3 % Li - revenu à 220°C
- b) 2,5 % Li - revenu à 200°C
- c) 2 % Li - revenu à 200°C

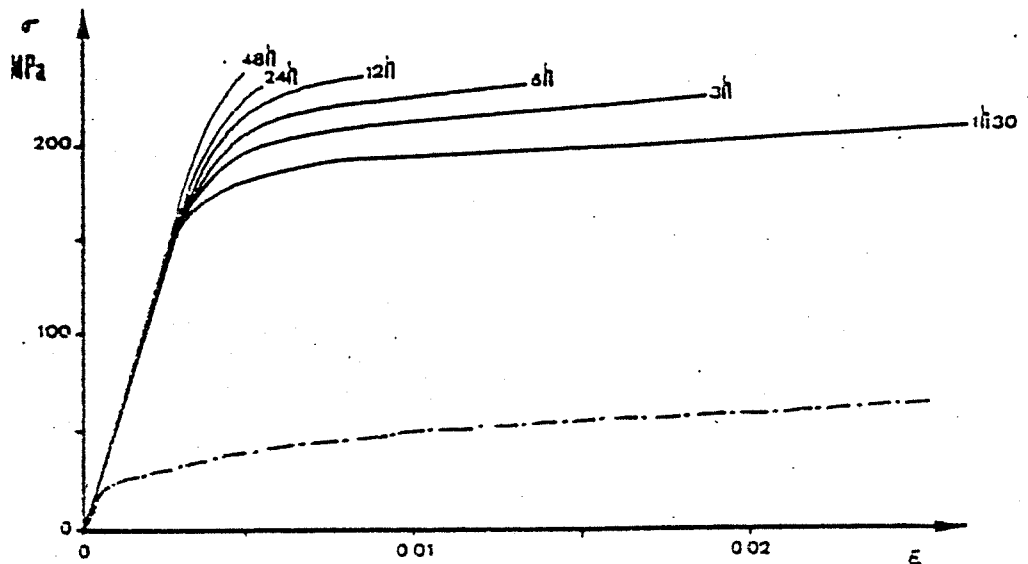


FIG. IV-2 - Courbes rationalisées $\epsilon = f(\sigma)$: en pointillé, solution solide (0,7 Li) et en traits pleins, binaire 2,5 Li pour différentes durées de revenu isotherme à 200°C [3]:

énergétiquement favorable, et caractéristique de ce mécanisme.

- pour les alliages à précipités non cisailables (en particulier quand la taille des δ' est importante) une interaction des dislocations à longue distance, résultant du mécanisme de contournement des précipités.

Ductilité :

Les alliages Al-Li à précipités présentent après revenu une rupture intergranulaire fragile [1- 3]. Plusieurs mécanismes ont été proposés pour expliquer ce mode de rupture :

(i) rupture liée à la formation de marches dans le joint de grains [3,52].

(ii) rupture de type "microductile" dans les zones dénudées le long des joints de grains [1,3, 53].

(iii) rupture par décohésion aux points triples

(iiii) glissement intergranulaire [54]

Il semble que l'on constate souvent une combinaison de ces différents modes de rupture.

(b) Propriétés en fatigue d'alliages d'aluminium - Influence des éléments d'alliage en solution solide

Les éléments en solution solide influent sur l'érouissage cyclique d'une part à cause de leur action sur l'EDE, et d'autre part à cause des interactions directes soluté-dislocations.

Energie de défauts d'empilement

Les éléments d'addition peuvent faire varier l'EDE d'un alliage, et modifier ainsi radicalement son comportement cyclique. Ainsi, l'étude systématique des alliages Cu-Al monocristallins [55], montre qu'au delà d'un taux d'alliage proche de 5 % (atomique) d'aluminium les BGP sont remplacées par des bandes de glissement planaires. En dessous de cette limite les caractéristiques du matériau en fatigue sont très voisines de celles du cuivre. Ainsi l'influence de l'EDE sur les caractéristiques des BGP n'est pas progressive ($\Gamma \approx 50 \text{mJ/m}^2$ pour le Cuivre et $\Gamma \approx 5 \text{mJ/m}^2$ pour Cu-5Al). Il semble plutôt qu'il y ait un seuil au delà duquel les BGP évoluent lentement, et au dessous duquel ne peut se former une structure de bandes de glissement planaire, la formation des BGP étant empêchée par l'absence de glissement dévié.

Interaction soluté-dislocation

L'influence des atomes interstitiels tels que le C ou le N sur le comportement des dislocations en fatigue des aciers est bien connu .

De même, dans certains alliages d'aluminium les atomes de Mg en substitution empêchent la formation de cellules de dislocations et favorisent ainsi le développement d'une importante densité de boucles de dislocations, due à la forte énergie

d'interaction atome de Mg-dislocation [56]. Le magnésium a ici un rôle durcissant.

Nous n'avons pas trouvé dans la littérature une étude de l'influence du lithium en solution solide sur les propriétés en fatigue de l'aluminium.

Influence des précipités

Les alliages d'aluminium à précipités durcissants présentent, en fatigue, comme en déformation monotone, un comportement différent selon le type de précipités :

- précipités ordonnés et cisailables par les dislocations
- précipités ordonnés mais non cisailables, le franchissement de ces précipités se faisant par contournement.
- précipités non ordonnés tels que les zones G.P.

Les alliages à précipités ordonnés et cisailables, correspondent au cas (Al-Li) que nous avons étudié. Le comportement en fatigue de ce type d'alliages est présenté en détail ci-dessous :

Ecrouissage cyclique

La plupart des alliages monocristallins à précipités cisailables présentent, dans les premiers cycles, un durcissement suivi, à partir d'une contrainte correspondant à la formation des BGP, d'un adoucissement dû à une localisation de la déformation dans les BGP. Cet adoucissement a été observé sur des monocristaux d'alliage Al-Cu [57], Al Zn Mg [58] et Al Zn [59] (Figure IV-3).

La courbe d'écrouissage cyclique de monocristaux Al-Zn-Mg et Al-Cu (Figure IV-4) présente un plateau dans un domaine de déformations plastiques correspondant à l'existence de BGP [57, 58]. Ces BGP n'ont pas la structure en échelle du cuivre (Figure IV-5) ; de plus, elles sont plus fines et peuvent accommoder une déformation plastique locale qui peut être 100 fois plus grande que pour le cuivre (Al-Cu [60]).

La formation de BGP, la localisation de la déformation dans celles-ci ; ainsi que l'adoucissement qui s'en suit, impliquent une dégradation des précipités.

A l'heure actuelle deux mécanismes sont considérés possibles pour interpréter ces phénomènes :

(i) Dissolution des précipités [61], due au cisaillement répété par les dislocations, qui fait chuter le rayon des précipités au-dessous du rayon critique de stabilité thermodynamique.

(ii) Perte locale d'ordre par cisaillement [62]. La perte de la contribution de l'ordre au durcissement expliquerait l'adoucissement.

De même des polycristaux d'alliage à précipités cisailables présentent aussi un adoucissement lors du cyclage (Al-Cu [63]). Mais, réciproquement, des BGP peuvent se former dans les grains superficiels des polycristaux, sans qu'apparaisse une phase d'adoucissement mesurable macroscopiquement (Al-Zn Mg [64]).

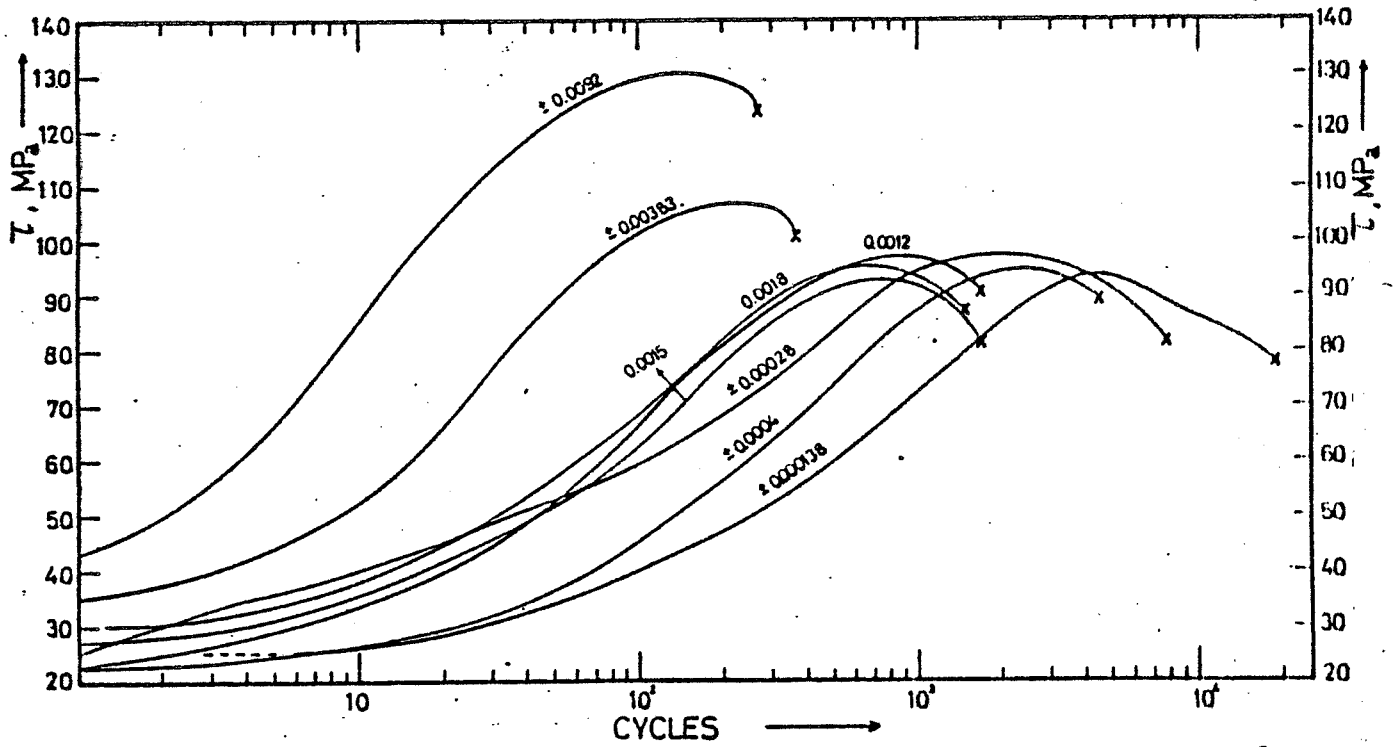


Fig. IV-3 : Consolidation cyclique, de Al 4 % pds Cu contenant des précipités

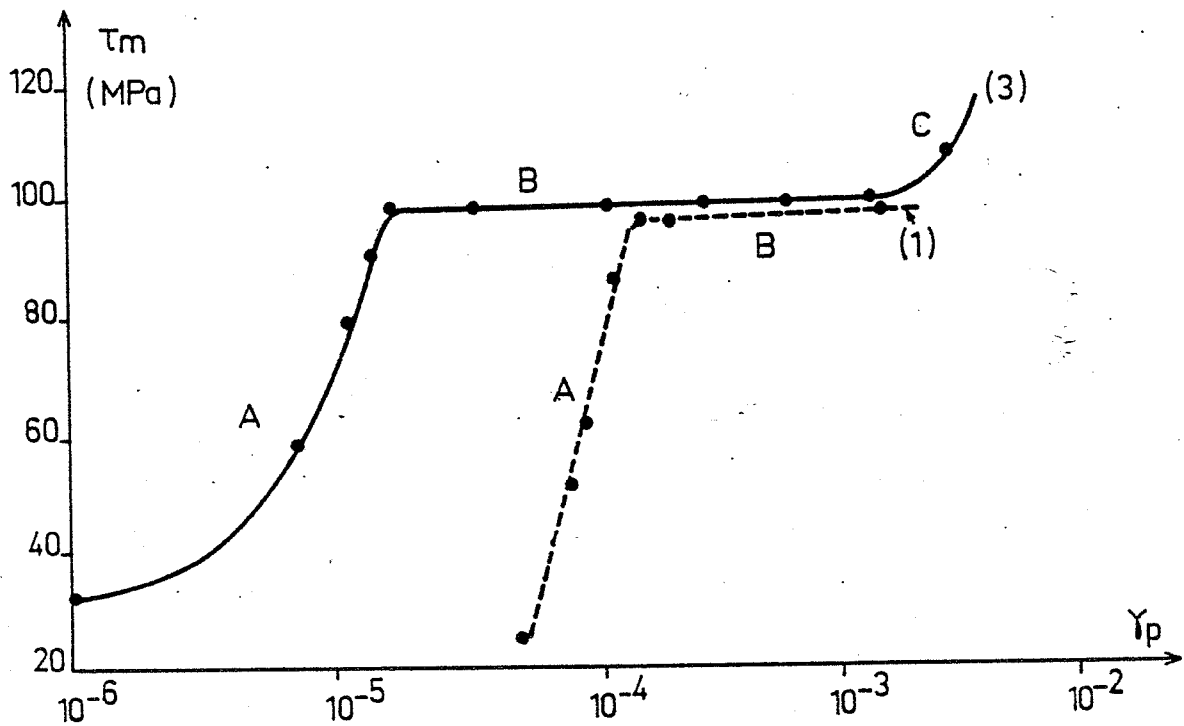


Fig. IV-4 : Ecrrouissage cyclique de monocristaux d'alliages Al Zn Mg et Al 4Cu

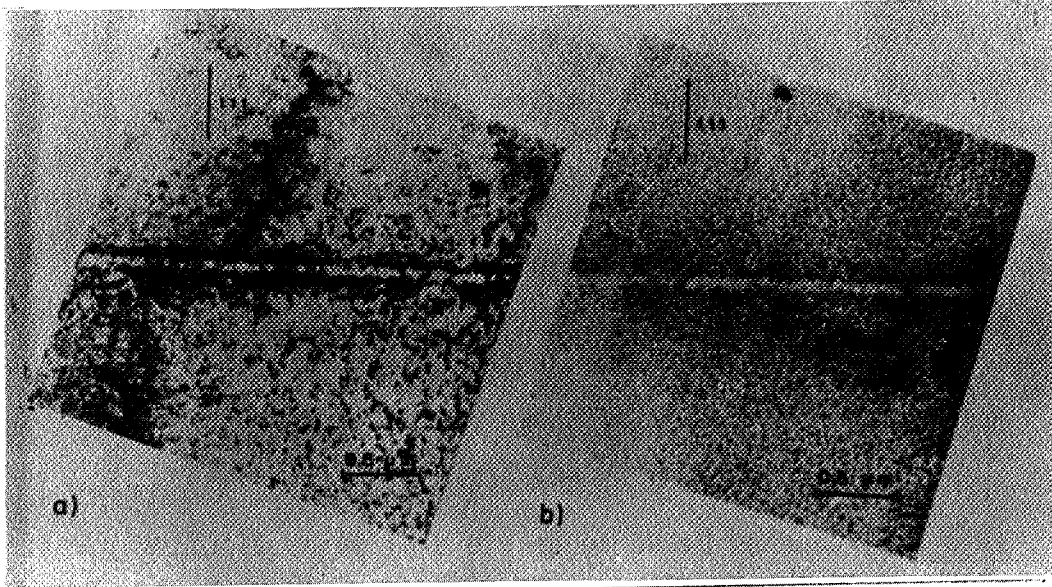


FIG. IV-5 - Bandes de glissement persistantes dans un alliage Al Zn Mg monocristallin, plan $(1 \bar{2} 1)$.

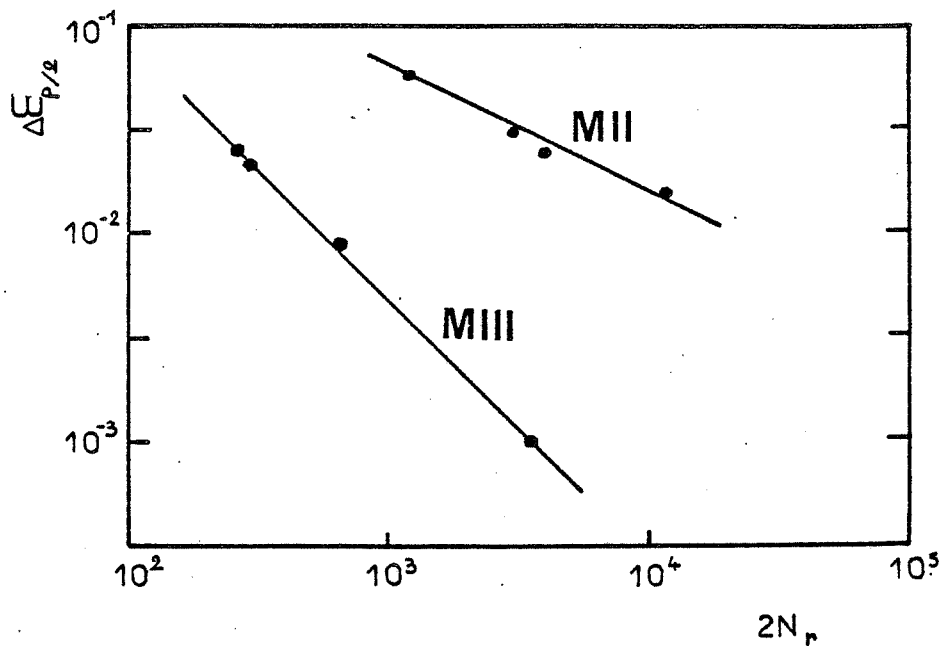


Fig. IV-6 b) : Courbes de durée de vie d'alliages Al Li polycristallins :
MII : Al 5.8 % at Li
MIII : Al 8.9 % at Li
contenant des précipités

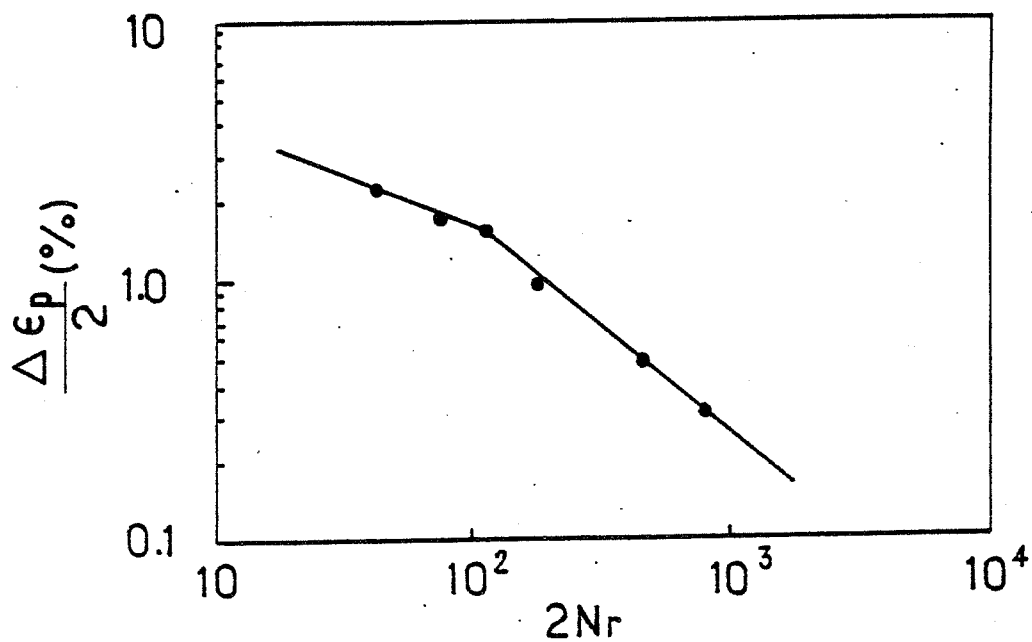


Fig. IV-6 a) : Courbes de durée de vie de l'alliage Al - Zn - Mg

Durée de vie

La Figure IV-6 présente les courbes de durée de vie pour différents alliages d'aluminium.

La courbe de durée de vie de l'alliage Al-Zn-Mg Cu [65] présente un changement de pente pour $\epsilon_{pa} = 10^{-2}$, au-dessous de laquelle il y a détérioration de la résistance en fatigue. Ce changement brusque de pente se retrouve dans d'autres alliages (7075 [64] par exemple) et son interprétation est complexe.

Les deux courbes concernant les alliages Al-5,8 (% at) Li et Al-8,9 (% at) Li (Figure IV-6b) illustrent l'importance des mécanismes microstructuraux d'amorçage des fissures sur la durée de vie.

D'après Sanders et Starke [1], la déformation beaucoup plus localisée dans l'alliage Al-8,9 Li conduit à une amorce précoce des fissures et une chute de la durée de vie.

Dans la suite de ce chapitre nous présenterons nos résultats sur la fatigue plastique d'alliages binaires Al-Li et nous les discuterons.

2 - RESULTATS. Fatigue plastique d'alliages binaires Al-Li

a) Écrouissage cyclique des alliages Al-Li

solution solide - Al-0,7 % (poids) Li

Les courbes de consolidation de l'alliage Al-0,7 Li à différents niveaux de déformation sont données à la figure IV-7. Pour des déformations faibles, $\epsilon_{pa} < 5.10^{-4}$, il y a durcissement rapide initial suivi d'un petit adoucissement, et d'une saturation. Pour des déformations, $\epsilon_{pa} > 5.10^{-4}$, il y a durcissement rapide initial, puis un durcissement plus lent, mais permanent jusqu'à rupture.

Ce comportement rappelle celui de l'aluminium polycristallin : durcissement permanent aux fortes déformations, et apparition d'un petit adoucissement aux plus faibles déformations.

La courbe d'écrouissage cyclique de l'alliage Al-0,7 Li donne la contrainte à saturation, ou, s'il n'y a pas de saturation, la contrainte maximale au cours du cyclage, en fonction de ϵ_{pa} . (Figure IV-8). Pour des déformations, $\epsilon_{pa} < 10^{-4}$ il y a une nette diminution de la pente, mais aucun plateau de contrainte n'apparaît.

Cette courbe est similaire à celle de l'aluminium, avec un changement de pente pour une même déformation.

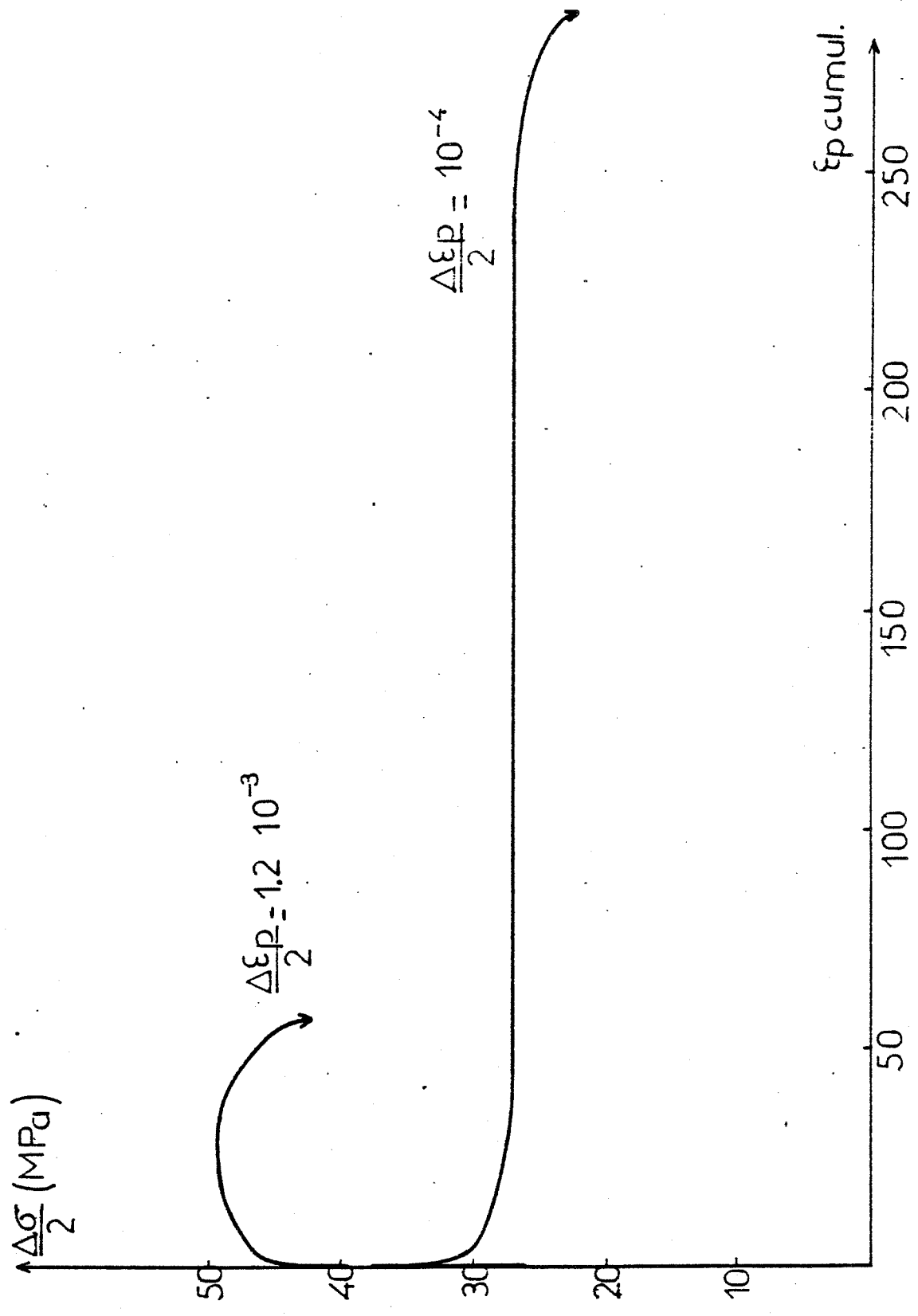


FIG. IV-7 : Consolidation cyclique de polycristaux d'Al 0,7 Li.

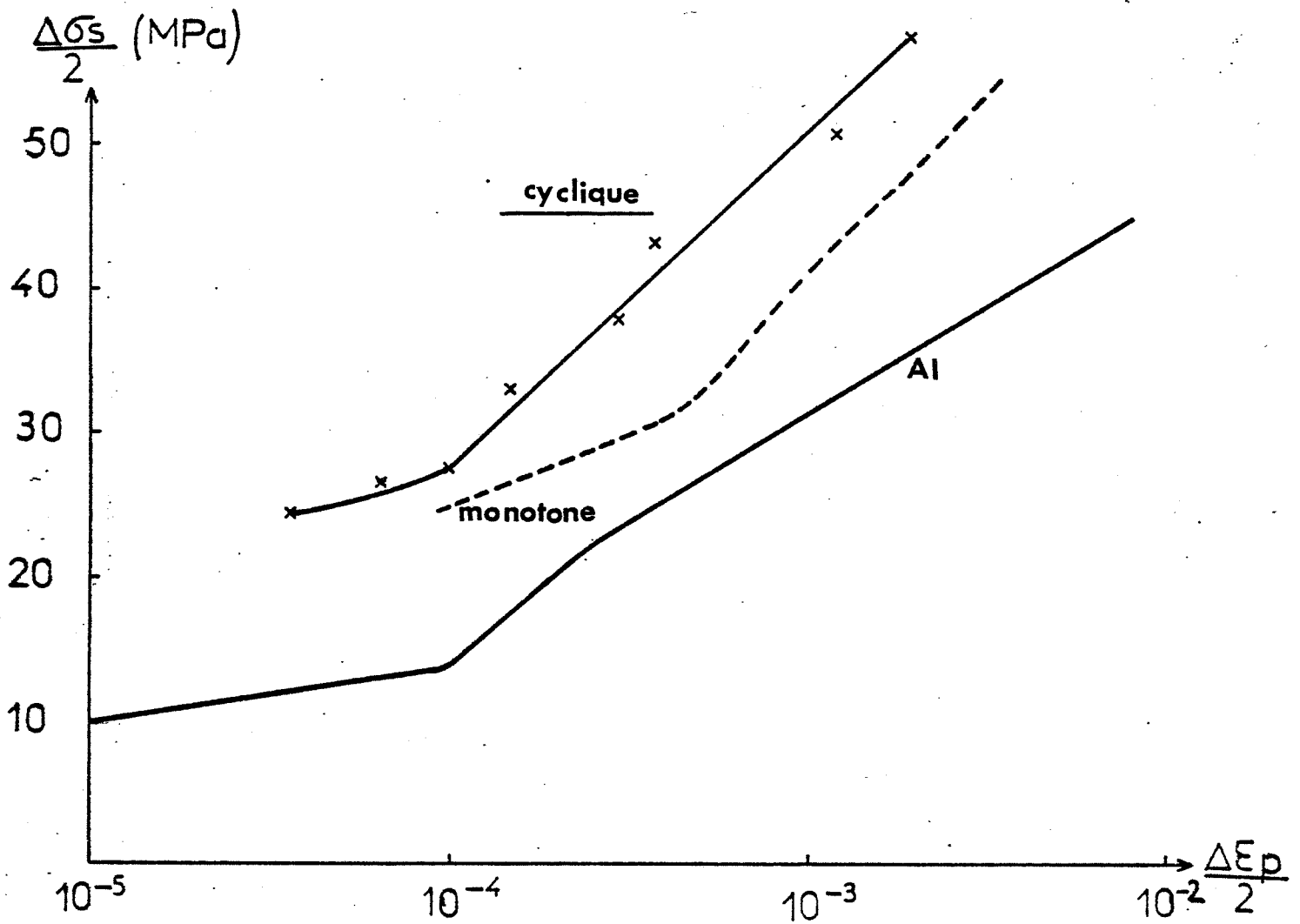


FIG. IV-8 : Ecroissage cyclique de polycristaux d'Al 0,7 Li.

Al 2,5 Li mûri à l'ambiante

Des courbes de consolidation cyclique de l'alliage Al 2,5 Li mûri sont données à la Figure IV-9. Il y a, à toute déformation, durcissement lent, mais permanent, jusqu'à rupture. Il n'apparaît ni saturation, ni adoucissement, contrairement au comportement de l'alliage Al-Cu [63].

Al 2,5 Li vieilli à 200°C, 1 heure

Des courbes de consolidation cyclique de l'alliage vieilli sont présentées à la Figure IV-10. Il y a durcissement permanent au cours du cyclage jusqu'à rupture. Il n'y a pas d'adoucissement, mais la rupture de cet alliage survenant à des niveaux faibles de déformation cumulée, où l'on trouve encore un durcissement pour tous les alliages d'aluminium, on ne peut rien conclure d'une comparaison entre alliages. Les courbes d'écrouissage cyclique, $\sigma_{\max}(\epsilon_{pa})$ de l'alliage Al-2,5 Li, mûri et vieilli, sont données à la Figure IV-11. L'alliage vieilli présente un niveau de contraintes 100 MPa plus élevé que celui de l'alliage mûri, mais l'allure des deux courbes est globalement similaire.

b) Amorçage des fissures. Durée de vie.

Al 0,7 Li

Pour des déformations $\epsilon_{pa} < 5 \times 10^{-4}$, l'amorçage des fissures dans l'alliage à solution solide a lieu dans les bandes de glissement (Figure IV-12). Les bandes de glissement sont accompagnées d'extrusions et d'intrusions, et n'apparaissent que sur quelques grains, les mieux orientés.

Pour des déformations $\epsilon_{pa} > 5 \times 10^{-4}$, les fissures s'amorcent dans les joints de grains et les bandes, mais les fissures principales sont intergranulaires à l'amorçage (Figure IV-13) et IV-14). La Figure IV-14 représente l'évolution de l'état de surface d'une éprouvette cyclée à $\epsilon_{pa} = 10^{-3}$ jusqu'à rupture, observée au microscope optique in situ. Le relief de plus en plus prononcé avec la déformation cumulée conduit à l'amorçage d'une fissure intergranulaire.

Nous retrouvons avec la solution solide Al 0,7 Li, les mêmes types d'amorçage que dans le cas de l'aluminium polycristallin.

La courbe de durée de vie de l'Al 0,7 Li est donnée à la Figure IV-15. Elle est à peu près parallèle à celle de l'aluminium et très proche d'elle. Il n'apparaît pas, non plus, de changement de pente sur cette courbe. On en déduit la relation empirique :

$$\epsilon_{pa} = 0,31 (N_R)^{-0,6}$$

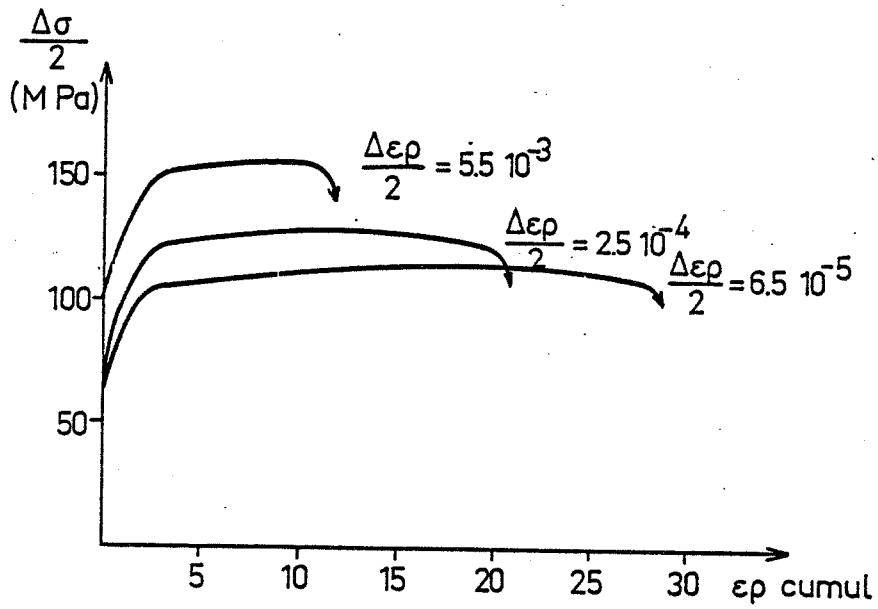


FIG.IV-9 : Durcissement cyclique de l'alliage Al 2,5 Li mûri

FIG.IV-10 : durcissement cyclique de l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C.

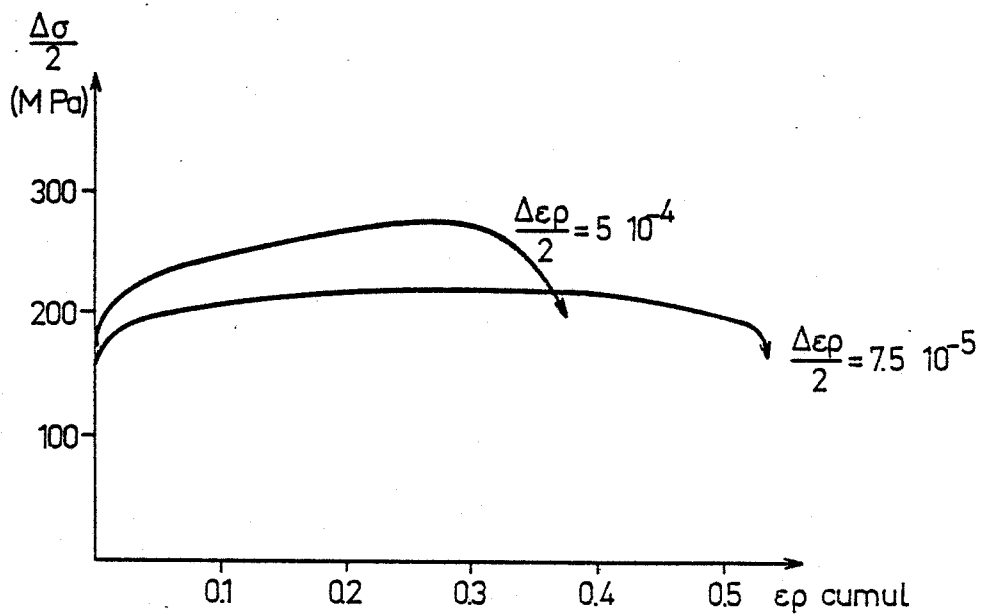


FIG. IV-11 : Ecroutissage cyclique de l'alliage Al 2,5 Li.

● mûri
x vieilli 1 heure à 200°C.

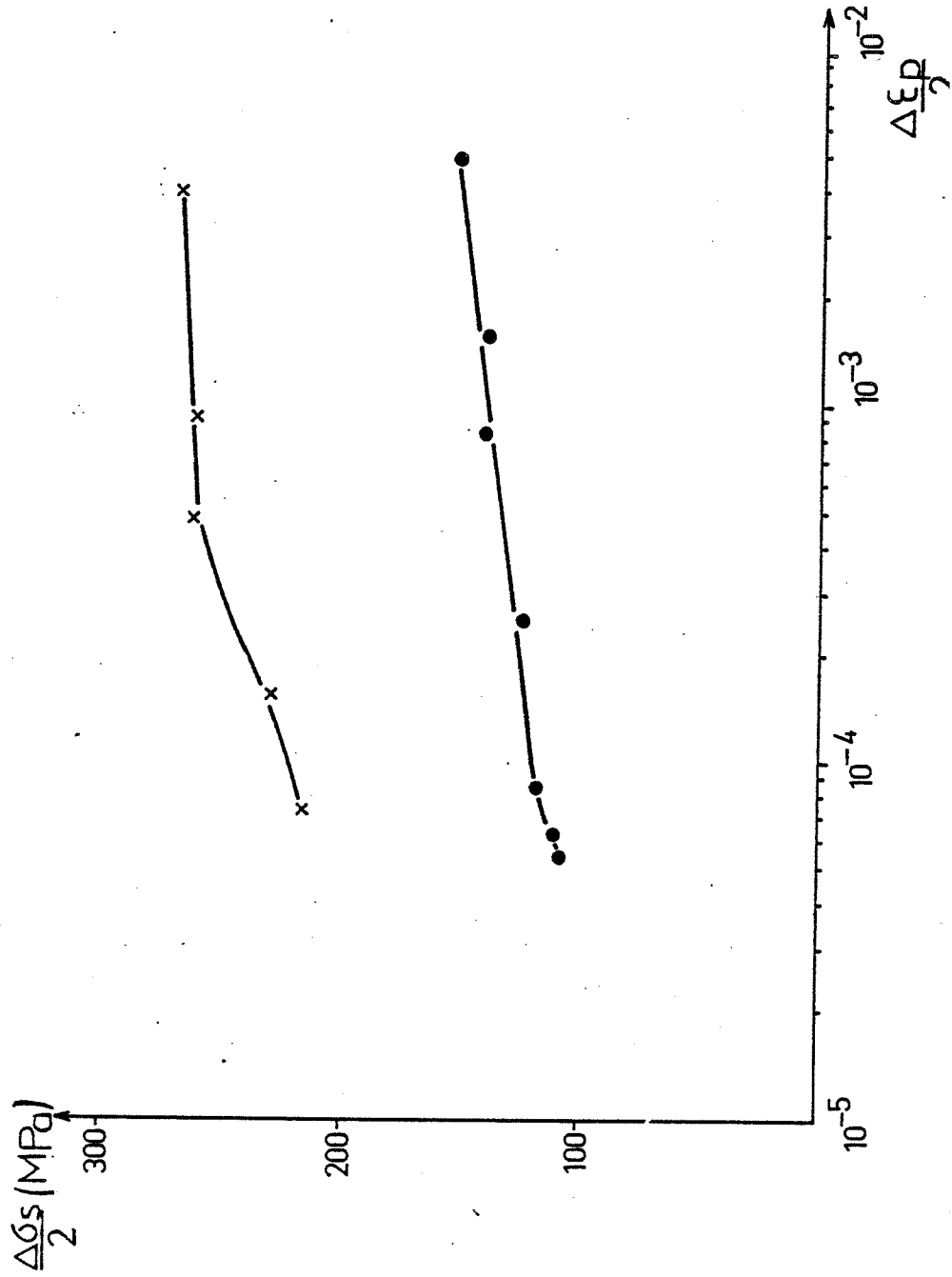




FIG. IV-12 - Etat de surface de l'alliage Al 0,7 Li cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ pendant $7,5 \times 10^5$ cycles.

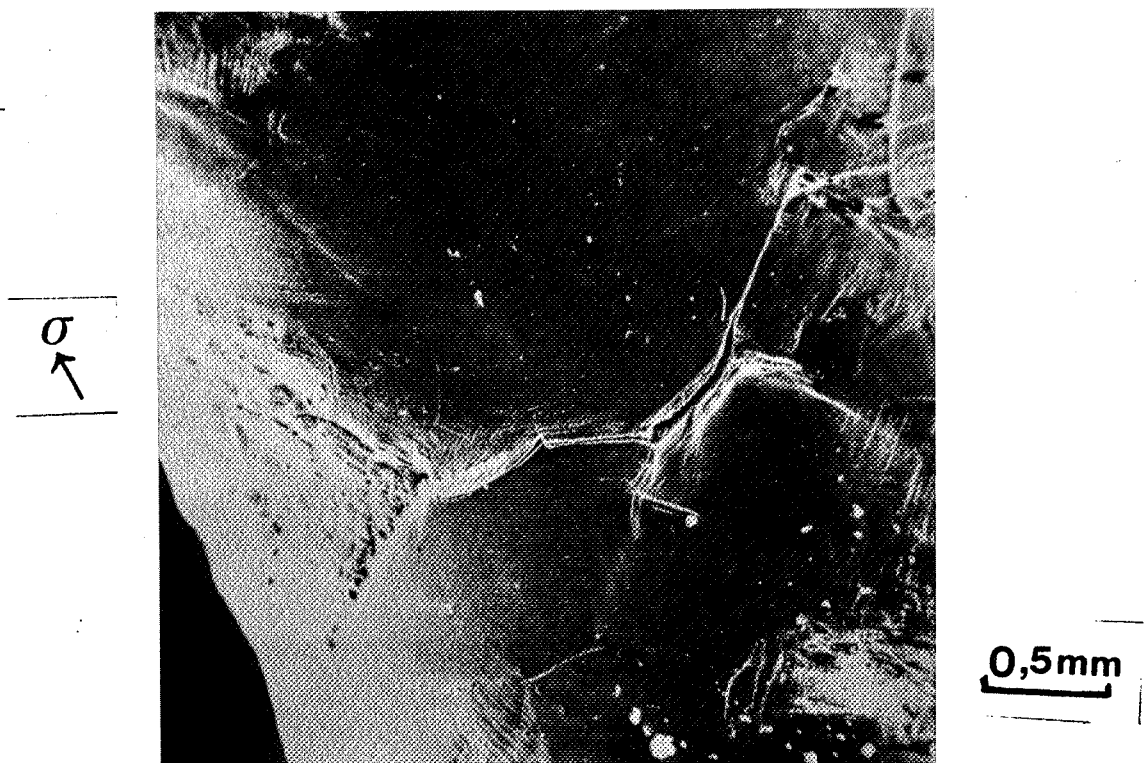
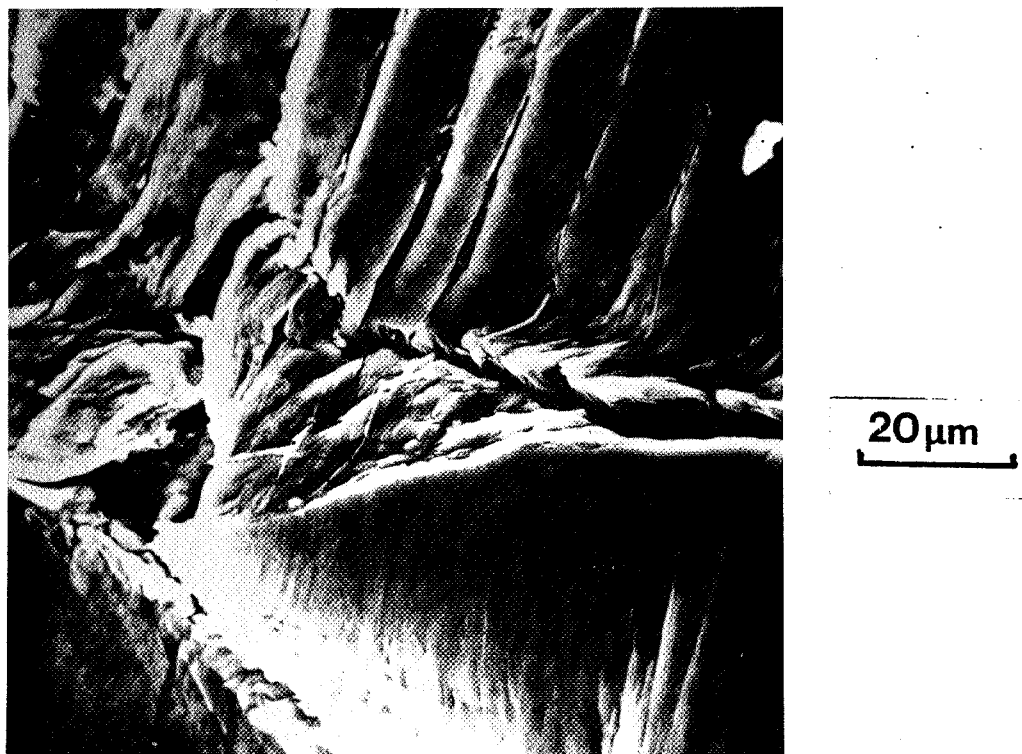
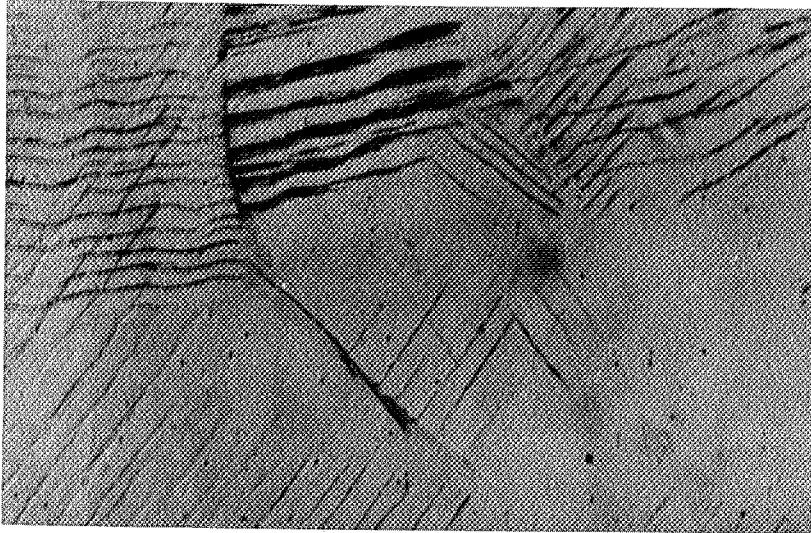


FIG. IV-13 - Etat de surface de l'alliage Al 0,7 Li cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-3}$ à rupture.

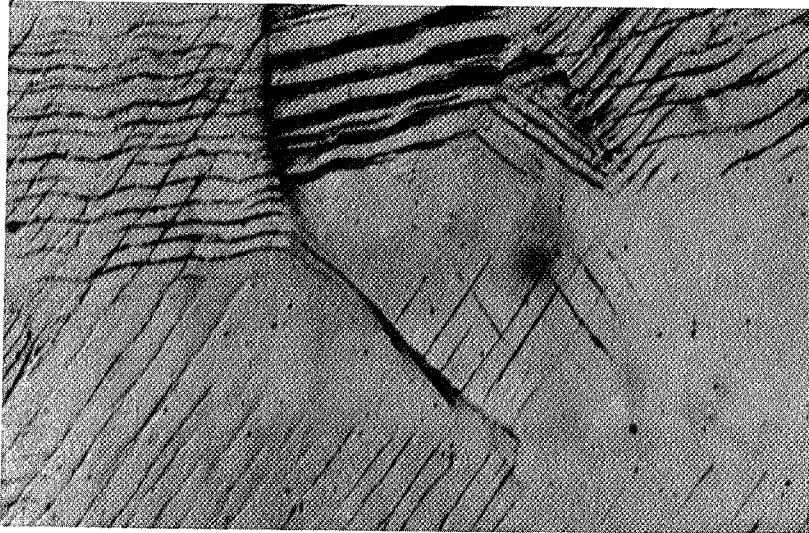


N:
CYCLES

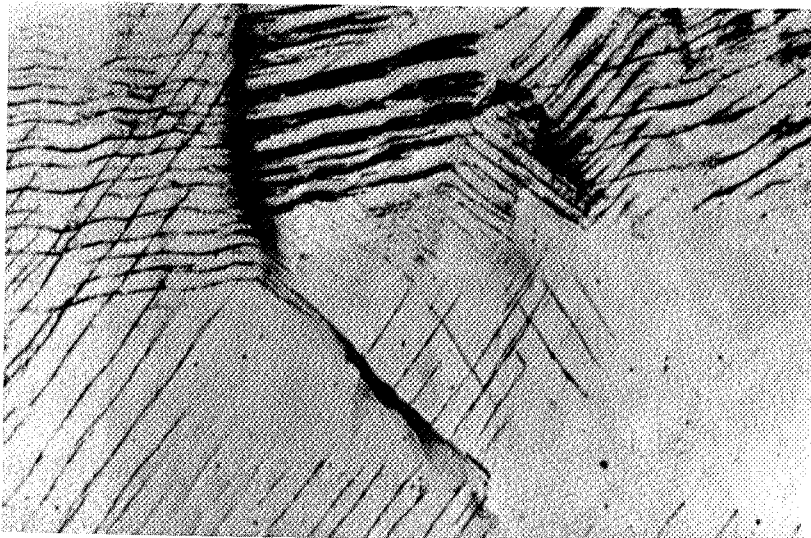
410



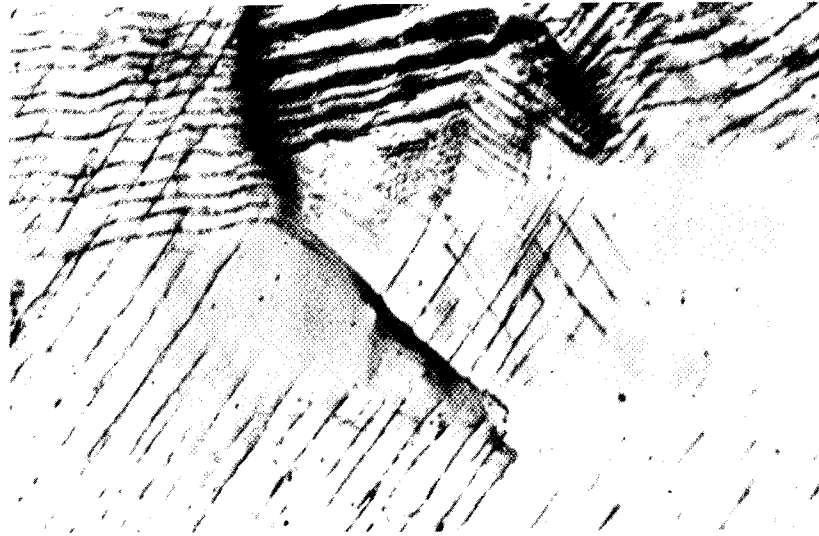
885



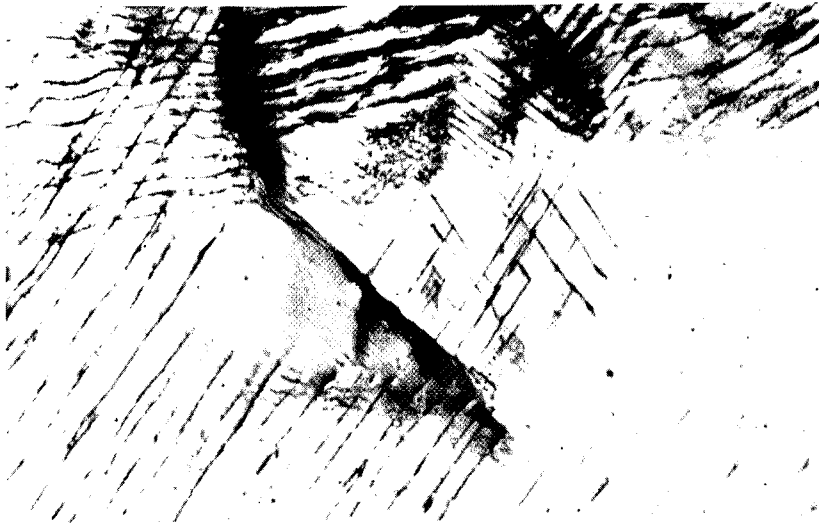
2680



4040



5940



7250

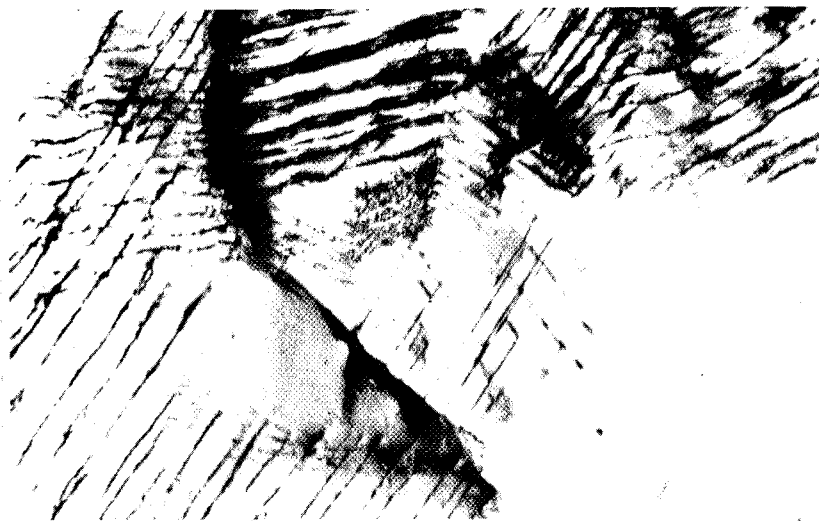
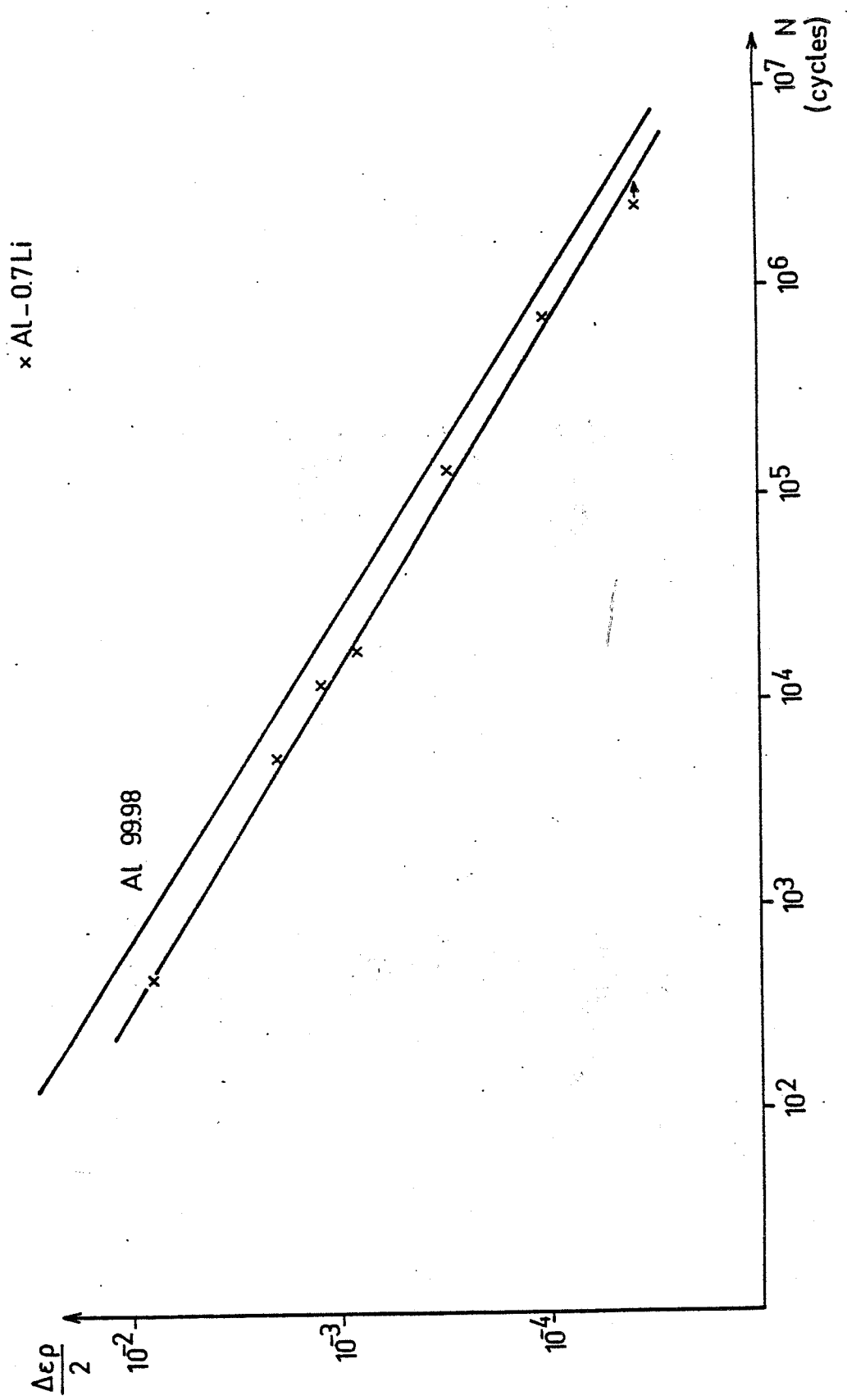


FIG. IV-14 - Microscopie in situ sur polycristal d'Al 0,7 Li cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-3}$.

Fig. IV-15 : Durée de vie de l'alliage Al 0,7 Li



Al 2,5 Li mûri à l'ambiante

L'alliage Al 2,5 Li mûri présente :

(i) pour $\epsilon_{pa} > 2 \times 10^{-4}$ un amorçage des fissures intergranulaire (Figure IV-16), avec quelques microfissures dans les bandes de glissement des grains.

(ii) pour $\epsilon_{pa} < 2 \times 10^{-4}$, un amorçage des fissures (Figure IV-17) sur les défauts de surface (raîtures). Sur les éprouvettes cyclées à des déformations faibles, très peu de fissures secondaires ont été observées après cyclage.

A toute amplitude de déformation, nous avons observé, sur tous les grains, du glissement réparti de façon homogène sur la surface (Figure IV-18).

Sur les éprouvettes observées in situ (dans une gamme $5 \times 10^{-4} < \epsilon_{pa} < 5 \times 10^{-3}$), il apparaît peu de fissures secondaires.

La courbe de durée de vie de l'alliage Al 2,5 Li mûri à l'ambiante est donnée Figure IV-19. Elle présente pour une déformation $\epsilon_{pa} \approx 2 \times 10^{-4}$, un changement de pente ; au-dessous de cette déformation il y a perte de résistance en fatigue. Cette détérioration des propriétés peut être liée à la grande sensibilité de l'alliage aux défauts de surface, ainsi qu'à la localisation de la déformation qui s'en suit. L'équation de Manson-Coffin déduite de la courbe pour $\epsilon_{pa} > 2 \times 10^{-4}$ est :

$$\epsilon_{pa} = 0,39 (N_R)^{-0,68}$$

Al 2,5 Li vieilli à 200°, 1 heure

L'amorçage des fissures de l'alliage vieilli est toujours intergranulaire (Figure IV-20). Le faciès de rupture présente des microcupules sur les joints de grains (Figure IV-21), mais nous n'avons pas observé de précipités à l'intérieur. La rupture est donc microductile.

Très peu de fissures secondaires apparaissent sur les éprouvettes. Le glissement n'est observé que sur quelques grains.

La courbe de durée de vie de l'alliage Al 2,5 Li vieilli est donnée à la Figure IV-19. Il n'y a pas de changement de pente. L'alliage vieilli présente une perte de résistance en fatigue par rapport à l'alliage mûri de deux ordres de grandeurs (en cycles à rupture) : pour $\epsilon_{pa} = 10^{-3}$, N_R vieilli = 60 cycles et N_R mûri = 6500 cycles. Cette détérioration est probablement due à la fragilité intergranulaire de l'alliage vieilli. L'équation de Manson Coffin déduite de la courbe est :

$$\epsilon_{pa} = 0,023 (N_R)^{-0,76}$$



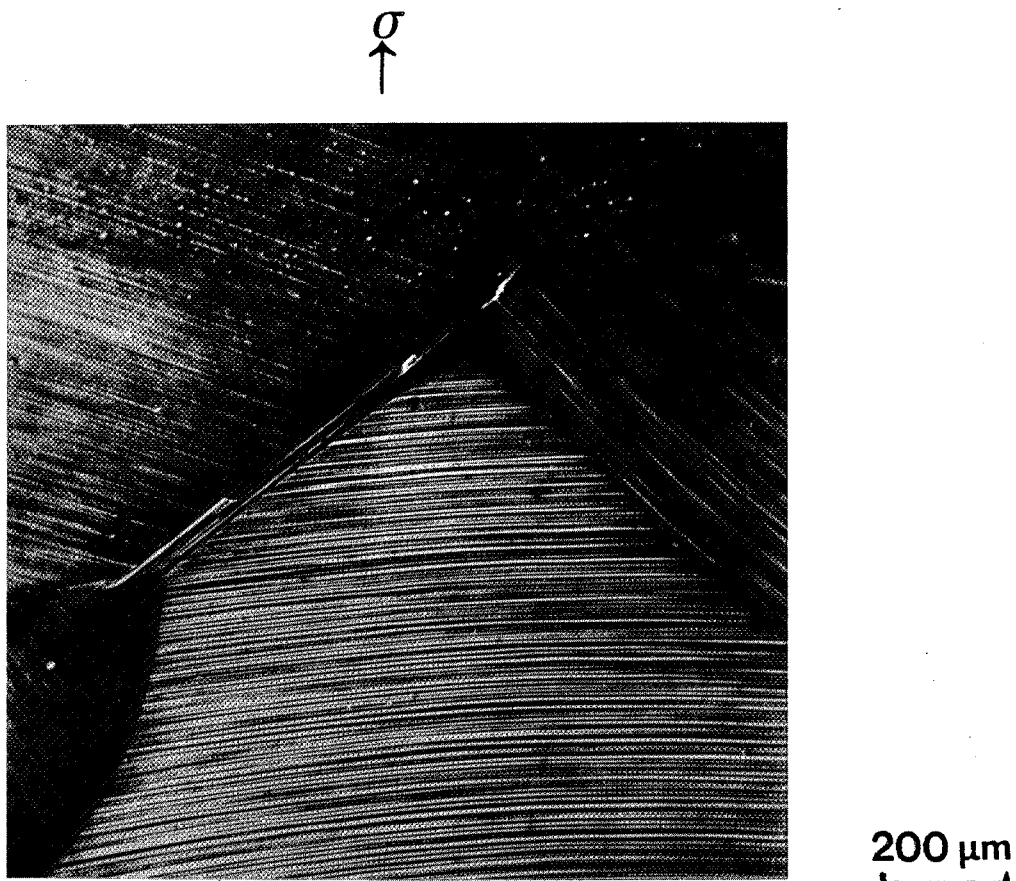


FIG. IV-16 : Etat de surface de l'Al 2,5 Li mûri cyclé
à $\epsilon_{pa} = 8 \times 10^{-4}$ à rupture.

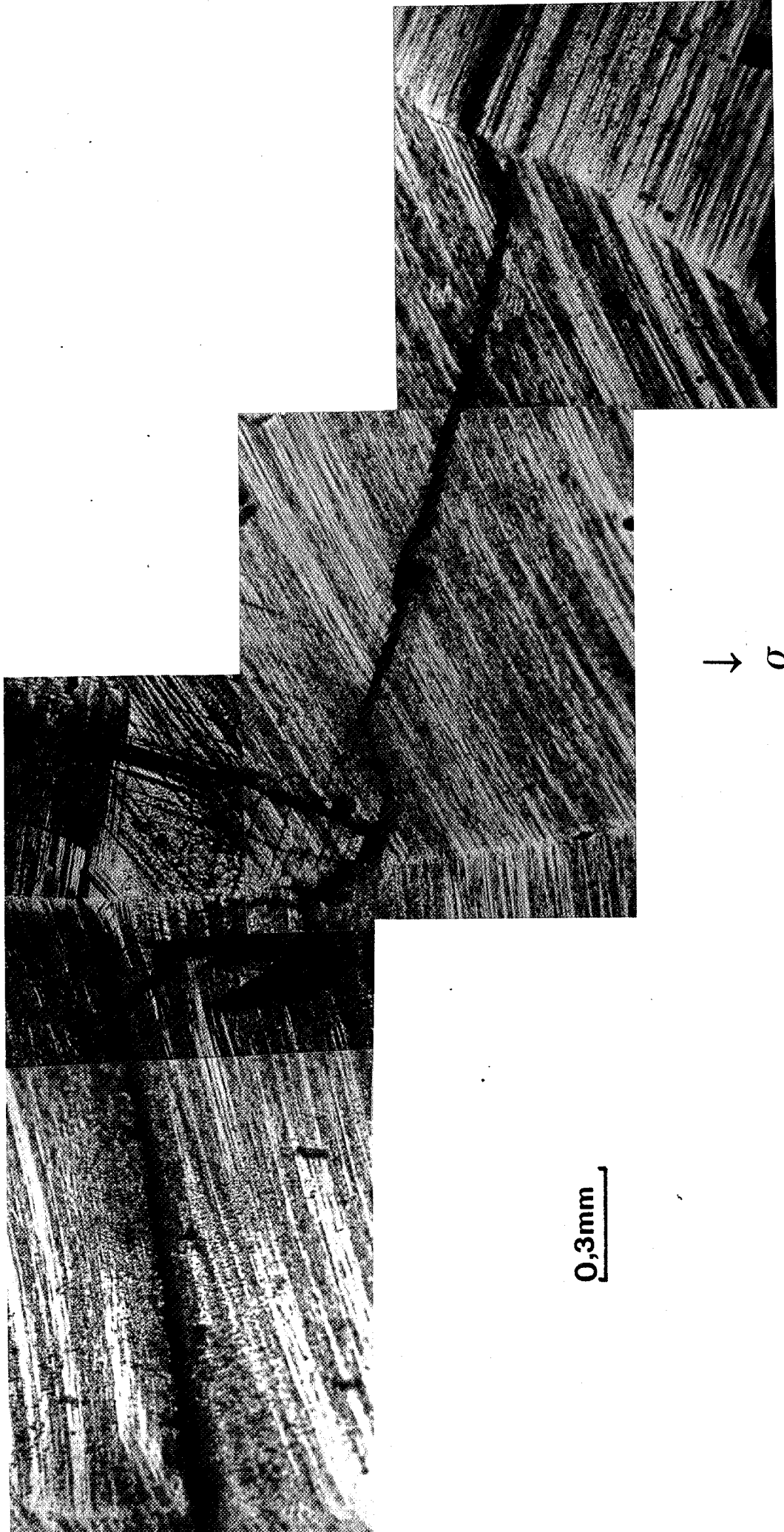
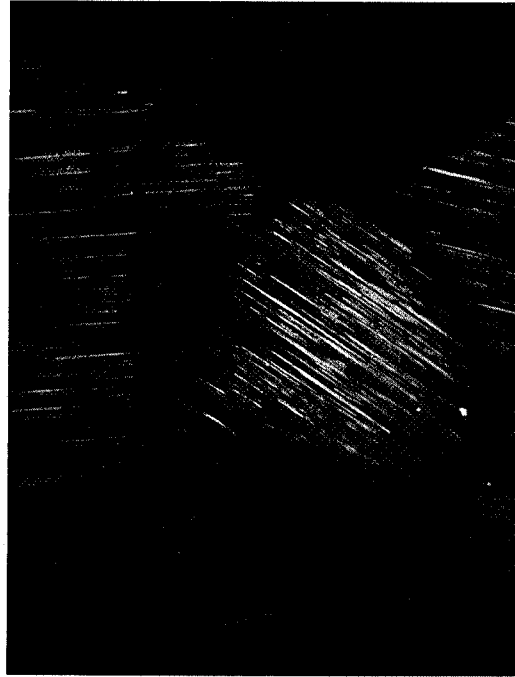


FIG. IV-17 : Etat de surface de l'Al 2,5 Li mûri cyclé à $\epsilon_{pa} = 5 \times 10^{-5}$ à rupture.

σ
↑

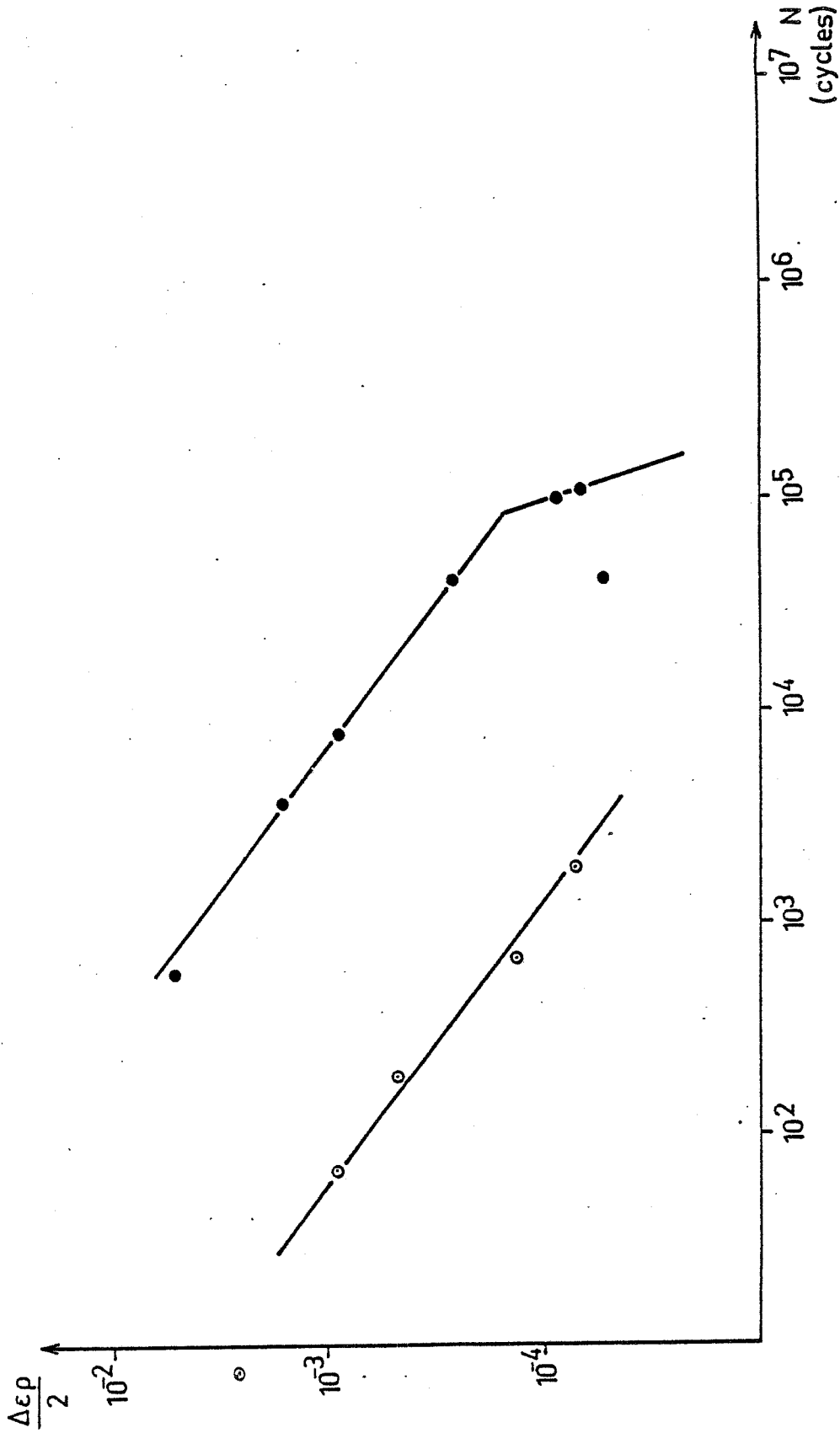


50μm

FIG. IV-18 - Etat de surface de l'Al 2,5 Li mûri cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$
à rupture.

FIG. IV-19 : Durée de vie de l'alliage Al 2,5 Li

●muri
○vieilli 2 heures à 200°C



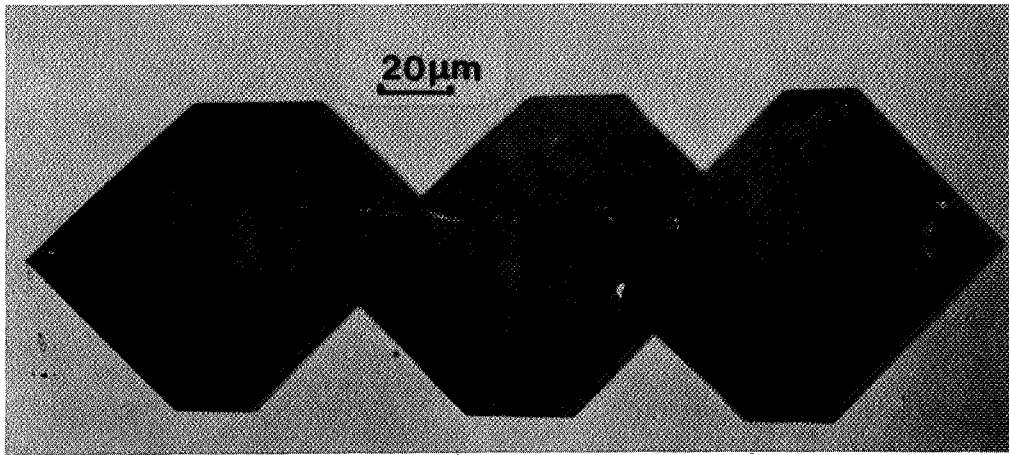
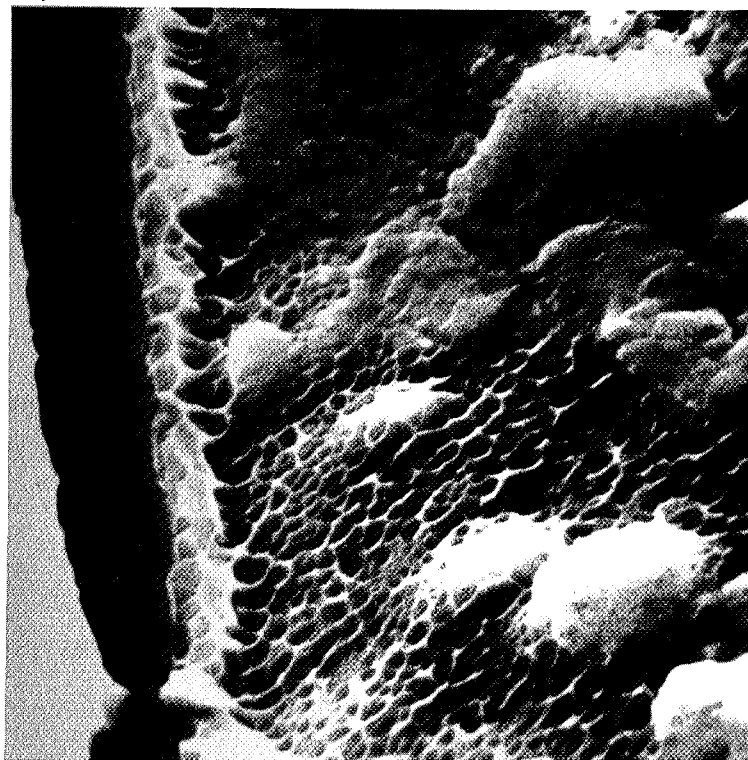


FIG. IV-20 - Etat de surface de l'Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ à rupture.



0,5mm



5µm

FIG. IV-21 - Faciès de l'Al 2,5 vieilli 1 heure à 200°C cyclé à $\epsilon_{pa} = 3 \times 10^{-3}$ à rupture (7 cycles).

Les résultats obtenus par Sanders et Starke [1], sur un alliage Al 8.9 (% at) Li, vieilli 4 heures à 200°C, sont différents des nôtres : ils observent un amorçage transgranulaire pour toute déformation, ainsi que des durées de vie plus longues (un ordre de grandeur). Cette différence peut s'expliquer de façon directe par la plus grande fragilité intergranulaire de notre alliage, des différences notables existant entre l'alliage étudié par Sanders et Starke et le nôtre : Sanders et Starke obtiennent des précipités δ' de plus faible diamètre (110 Å) et des grains non équiaxes, allongés dans la direction d'extrusion.

c) Microstructure

Al 0,7 Li

Les lames minces d'Al 0,7 Li avant fatigue, observées en microscopie électronique en transmission 100 KV, ne présentaient pas sur les clichés de diffraction de taches de surstructure : il s'agit donc bien d'une solution solide.

Après fatigue, quelle que soit la déformation, nous avons observé, comme pour l'aluminium, des cellules de dislocations.

Pour une déformation, $\epsilon_{pa} = 2.10^{-3}$ (Figure IV-22), des lames minces prélevées perpendiculairement à l'axe de contrainte révèlent une structure cellulaire homogène, avec toutefois des parois moins bien formées que dans l'aluminium. Les cellules sont équiaxes et de taille moyenne environ 3 μm .

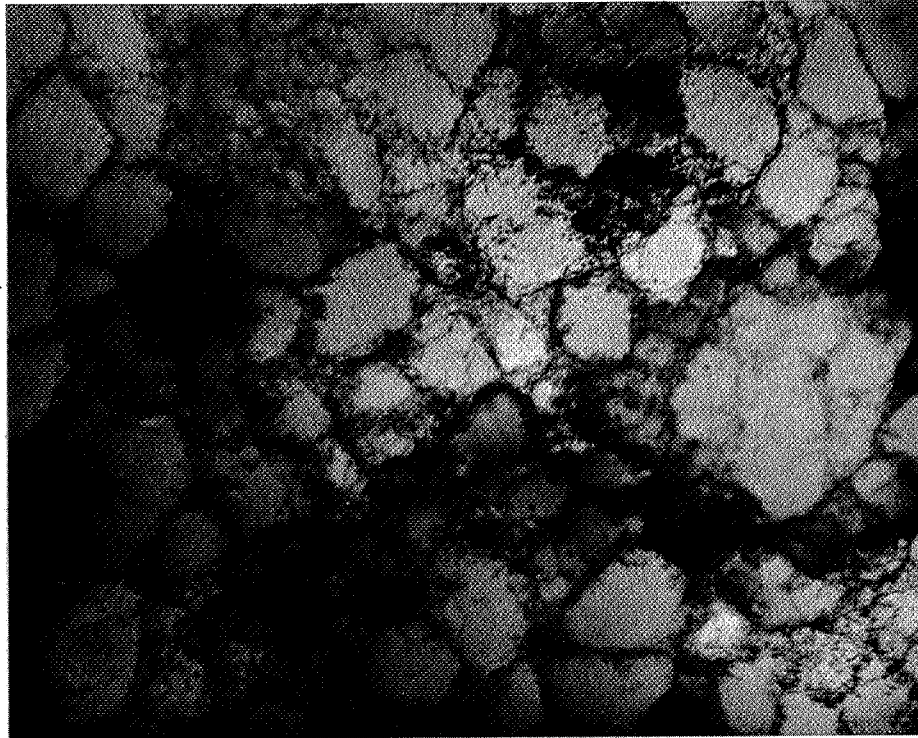
Pour une déformation $\epsilon_{pa} = 10^{-3}$, nous avons observé des cellules essentiellement allongées (Figure IV-23). Cette structure rappelle celle de l'aluminium monocristallin après fatigue.

Nous n'avons observé aucune structure de veines ou de bandes en échelle, mais une structure similaire à celle de l'aluminium polycristallin ou monocristallin après fatigue.

Al 2.5 Li mûri à l'ambiante

Nous avons prélevé sur des éprouvettes des lames minces perpendiculaires à l'axe de contrainte.

(i) avant fatigue, le matériau présente une fine précipitation homogène de δ' (Figure IV-24) ; il n'apparaît pas de zone dénudée de précipités aux joints de grains, ni de précipité δ . Le diamètre des précipités δ' observés est d'environ 20 à 50 Å, et la présence de quelques dislocations appariées indique qu'ils sont cisailables.



5μm

FIG. IV-22 : Cellules dans l'alliage Al 0,7 Li
cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ pendant $7,5 \times 10^5$ cycles.

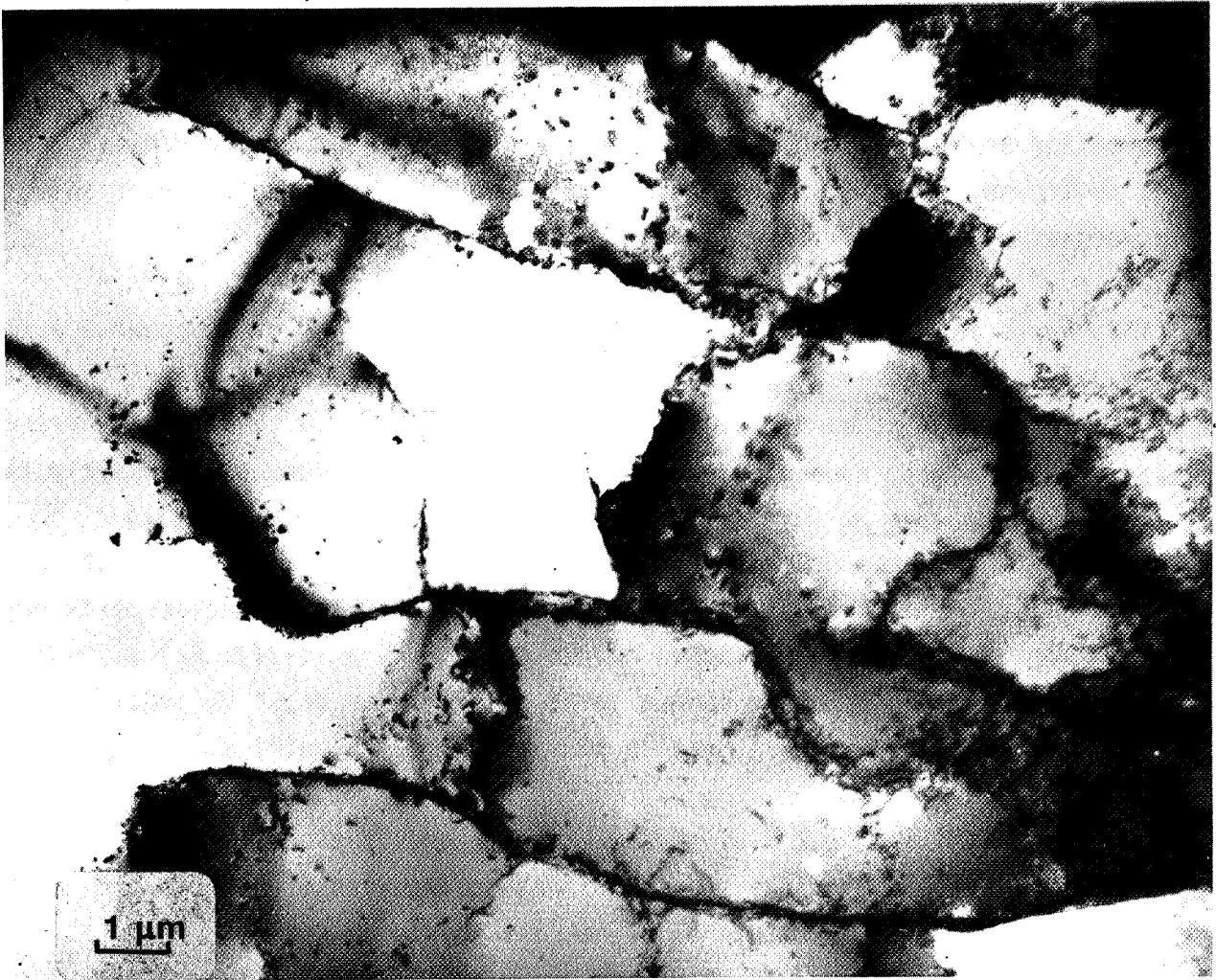


FIG. IV-23 - Cellules dans l'alliage Al 0,7 Li cyclé à $\epsilon_{pa} = 2 \times 10^{-3}$ pendant 5100 cycles.

(ii) Après fatigue, pour $\epsilon_{pa} = 8,5 \cdot 10^{-5}$ (à rupture), nous avons observé de nombreuses bandes de glissement ; le glissement est essentiellement plan (Figure IV-25). La présence de dislocations appariées indique que le mécanisme de franchissement de δ' peut être le cisaillement, mais nous n'avons observé aucune bande de glissement dénudée de précipités, comme dans l'Al-Cu [63], ou l'Al Zn Mg [58]. La déformation semble relativement homogène sur toutes les lames observées. Nous n'avons pu trouver de joints de grains sur ces lames, étant donné l'importante taille des grains de ces alliages.

(iii) Après fatigue, pour $\epsilon_{pa} = 5 \cdot 10^{-3}$ (à rupture), nous avons observé également des bandes de glissement ; le glissement est essentiellement plan (Figure IV-26). Les bandes de glissement sont plus intenses qu'à $\epsilon_{pa} = 8,5 \cdot 10^{-5}$. Malgré la présence de dislocations appariées, nous n'avons pu observer de bandes dénudées de précipités, traduisant le cisaillement de δ' . Au niveau des joints de grains (Fig. IV-27), on constate la présence d'importantes concentrations de contraintes dues à l'empilement des dislocations sur le joint (les champs de contraintes dans cette région perturbent l'image et sont à l'origine des taches noires de la Figure IV-27). Par ailleurs, nous avons pu mettre en évidence sur un joint de grains un début de précipitation discontinue de δ' (Figure IV-28), région plus molle que la matrice.

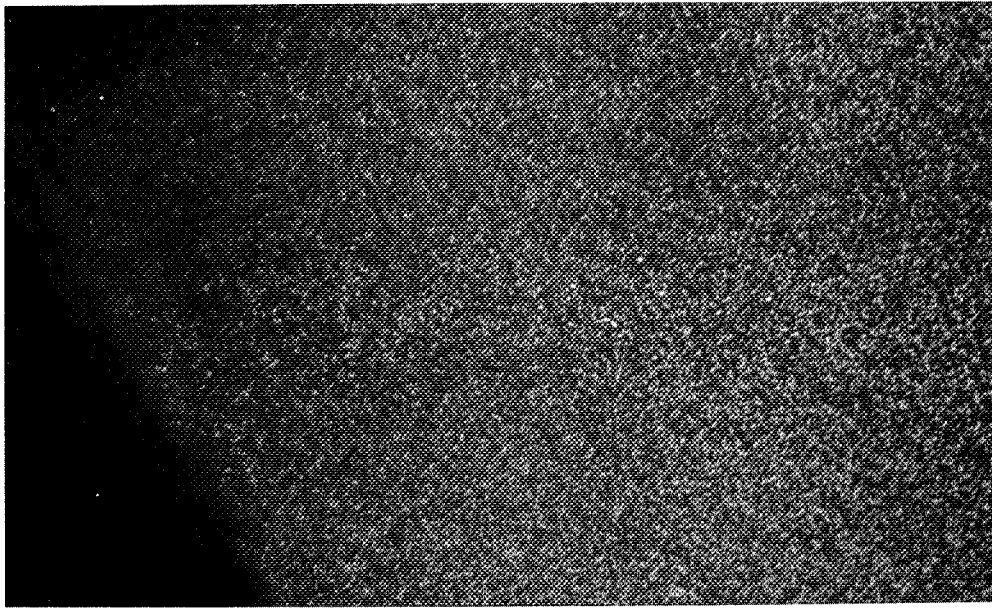
En résumé, l'alliage Al 2,5 Li mûri présente, après fatigue, une structure de glissement plan ; il n'apparaît pas de localisation importante de la déformation, mais de forts champs de contrainte au niveau des joints de grains.

Al 2,5 Li vieilli à 200°C, 1 heure

Au vu de la courte durée de vie de l'alliage Al 2,5 Li vieilli, nous n'avons étudié en microscopie électronique que des déformations faibles, ayant le plus grand nombre de cycles à rupture. En effet, une structure caractéristique de fatigue se forme rarement dès les premiers cycles, et il faut souvent attendre une certaine déformation cumulée (par exemple $\epsilon_{pcum} > 3$ pour le cuivre) pour que cette structure apparaisse.

(i) Avant fatigue, l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C présente (Figure IV-29) :

- une précipitation homogène δ' de diamètre $\approx 15-20$ nm.
- sur le joint de grains, des précipités δ , accompagnés d'une zone dénudée de précipités δ' , de $0,1 \mu\text{m}$ environ de large.



0,1 μm

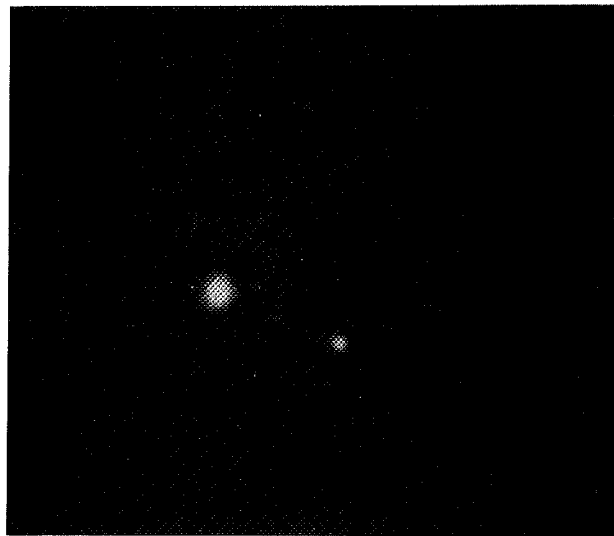


FIG. IV-24 - Structure de l'alliage Al 2,5 Li mûri, avant fatigue.
Précipitation δ' .

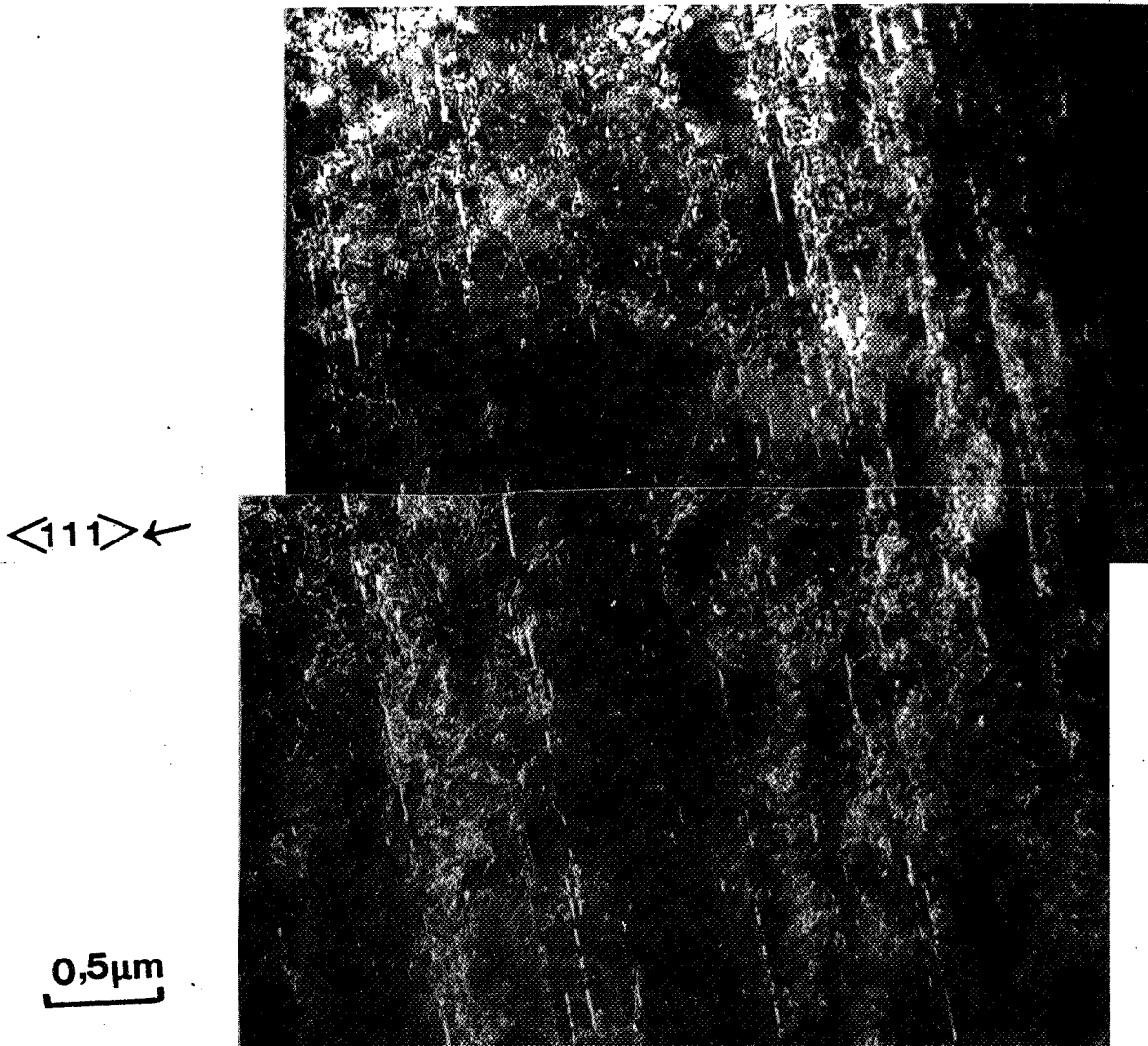


FIG. IV-25 - Dislocations dans l'alliage Al 2,5 Li mûri, cyclé à $\epsilon_{pa} = 8 \times 10^{-5}$ pendant 10^5 cycles.

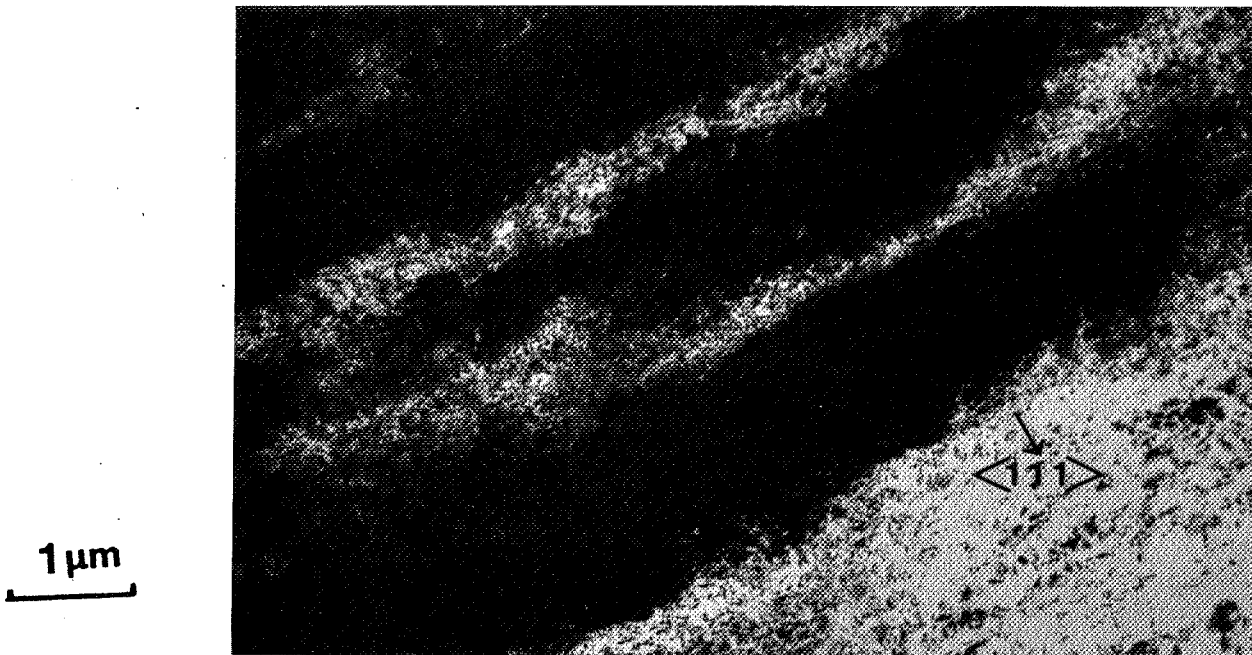


FIG. IV-26 - Bandes de glissement dans l'alliage Al 2,5 Li mûri cyclé à $\epsilon_{pa} = 5 \times 10^{-3}$ pendant 3000 cycles.

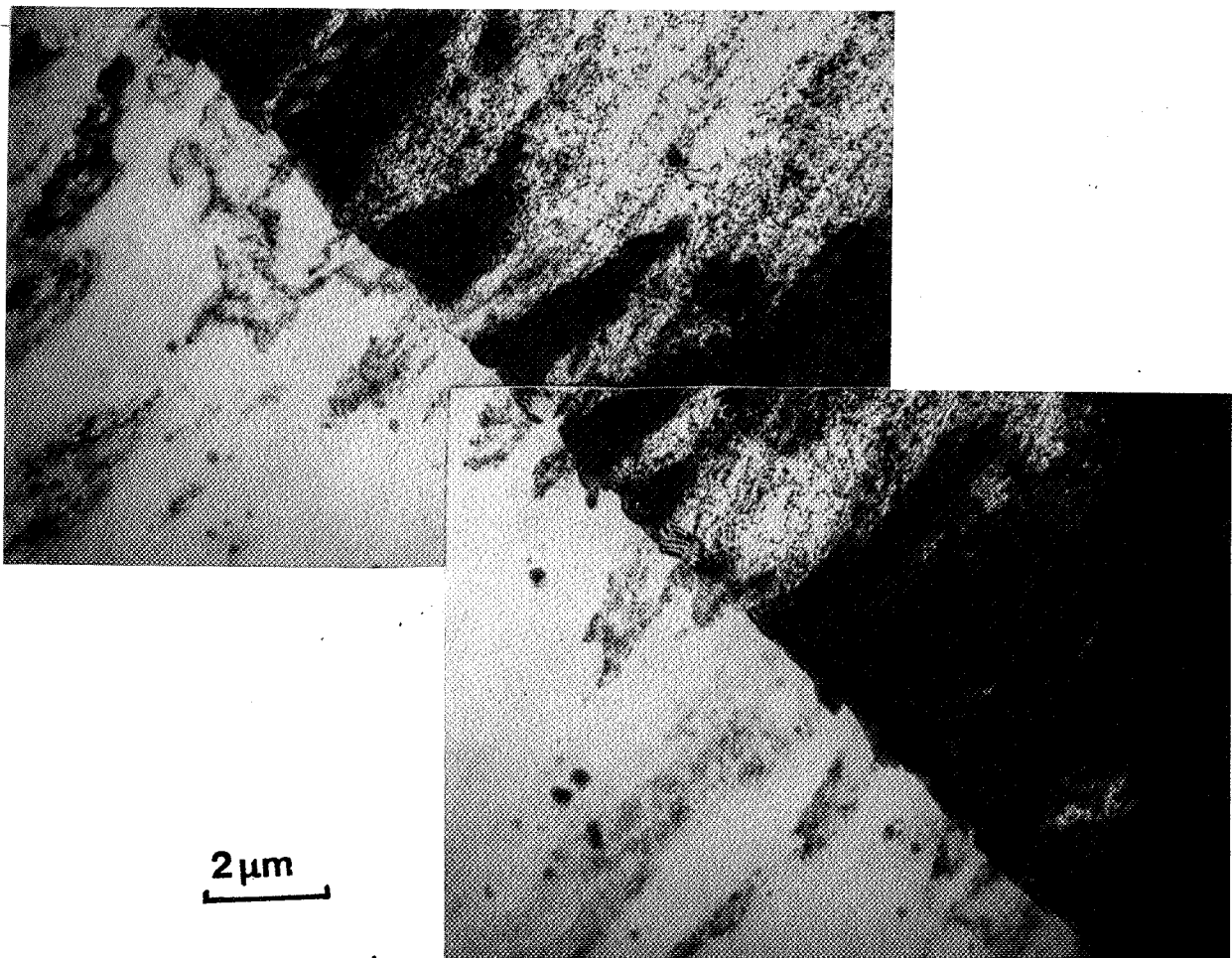


FIG. IV-27 - Joint de grains dans l'alliage Al 2,5 Li mûri cyclé à $\epsilon_{pa} = 5 \times 10^{-3}$ pendant 3000 cycles.



0,5μm

FIG. IV-28 - Début de précipitation discontinue de δ' au joint de grains d'un alliage Al 2,5 Li mûri cyclé à $\epsilon_{pa} = 5 \times 10^{-3}$ pendant 3000 cycles.

- le long de certains joints, une précipitation discontinue δ' a été parfois rencontrée.

(ii) Sur une éprouvette cyclée à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ à rupture (660 cycles), des lames minces ont été découpées perpendiculairement à l'axe de contrainte :

a. Dans le grain : les dislocations s'alignent suivant les traces des plans $\{111\}$, les bandes de glissement sont en cours de formation (Figure IV-30). Le glissement est plan, et les dislocations appariées. Nous n'avons pas observé de bandes dénudées de précipités δ' ; la raison peut être la faible déformation cumulée au bout de laquelle l'éprouvette a cassé, une structure de bandes ne s'étant pas vraiment établie.

b. Sur le joint de grain (Figure IV-31), les dislocations s'empilent contre les précipités δ , et créent, de la sorte, des champs de contrainte importants autour de δ . Le long du joint apparaissent des zones dénudées de précipités δ' et, parfois, une précipitation discontinue δ' (Figure IV-31).

(iii) Sur une éprouvette avec méplat, cyclée à rupture à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$, des lames minces prélevées près de la surface (50 à 100 μm), révèlent des dislocations tendant à s'aligner suivant les traces des plans $\{111\}$, et, le plus souvent, appariées. Il n'y a pas de différence notable avec la structure à coeur observée dans les grains sur l'éprouvette précédente (Figure IV-32).

En résumé, l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C présente après fatigue, dans le grain, une structure de bandes de glissement partiellement établie. Sur les joints de grains, des champs de contrainte importants autour des précipités δ ainsi que des régions plus molles que la matrice le long du joint, ont été mis en évidence.

3 - Discussion

a) Al 0,7 Li

L'alliage Al 0,7 Li présente, aussi bien d'un point de vue mécanique (durée de vie, écrouissage cyclique), que microstructural (cellules, amorçage des fissures), une grande similitude avec l'aluminium pur, dans son comportement en fatigue. Il y a cependant quelques petites différences avec, pour la solution solide : un niveau de contraintes à saturation plus élevé, des cellules aux parois plus grossières, et une durée de vie légèrement plus courte à ϵ_{pa} constante.

Au moins deux hypothèses ont été proposées pour interpréter certains de ces faits :

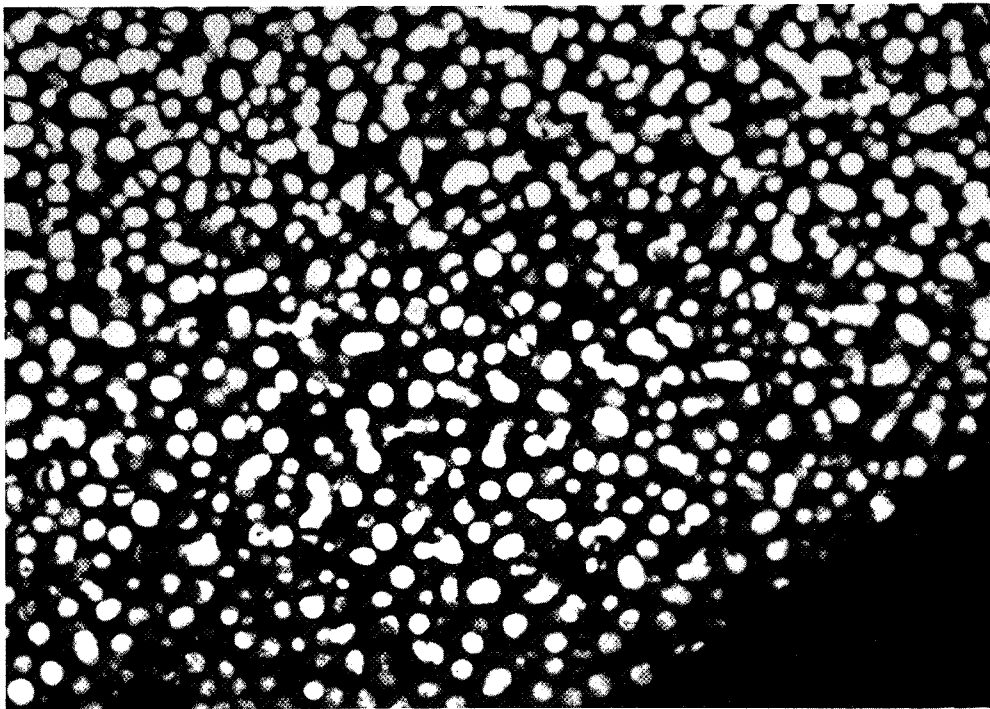
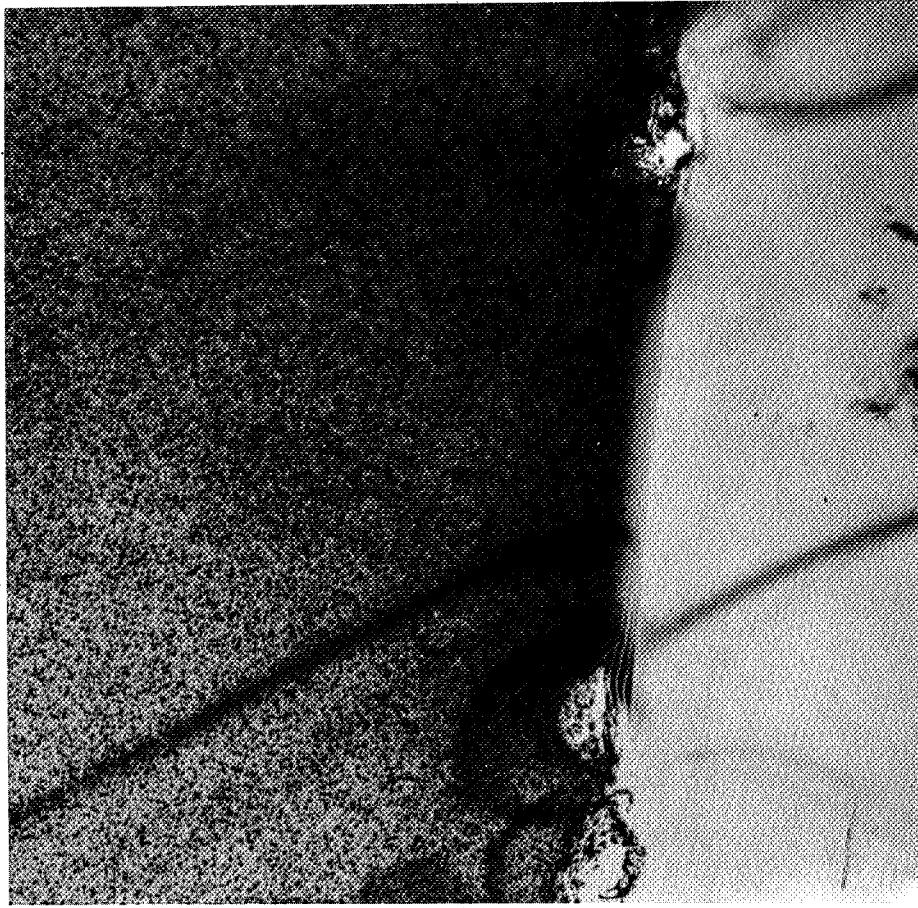


FIG. IV-29 - Structure de l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C avant fatigue.

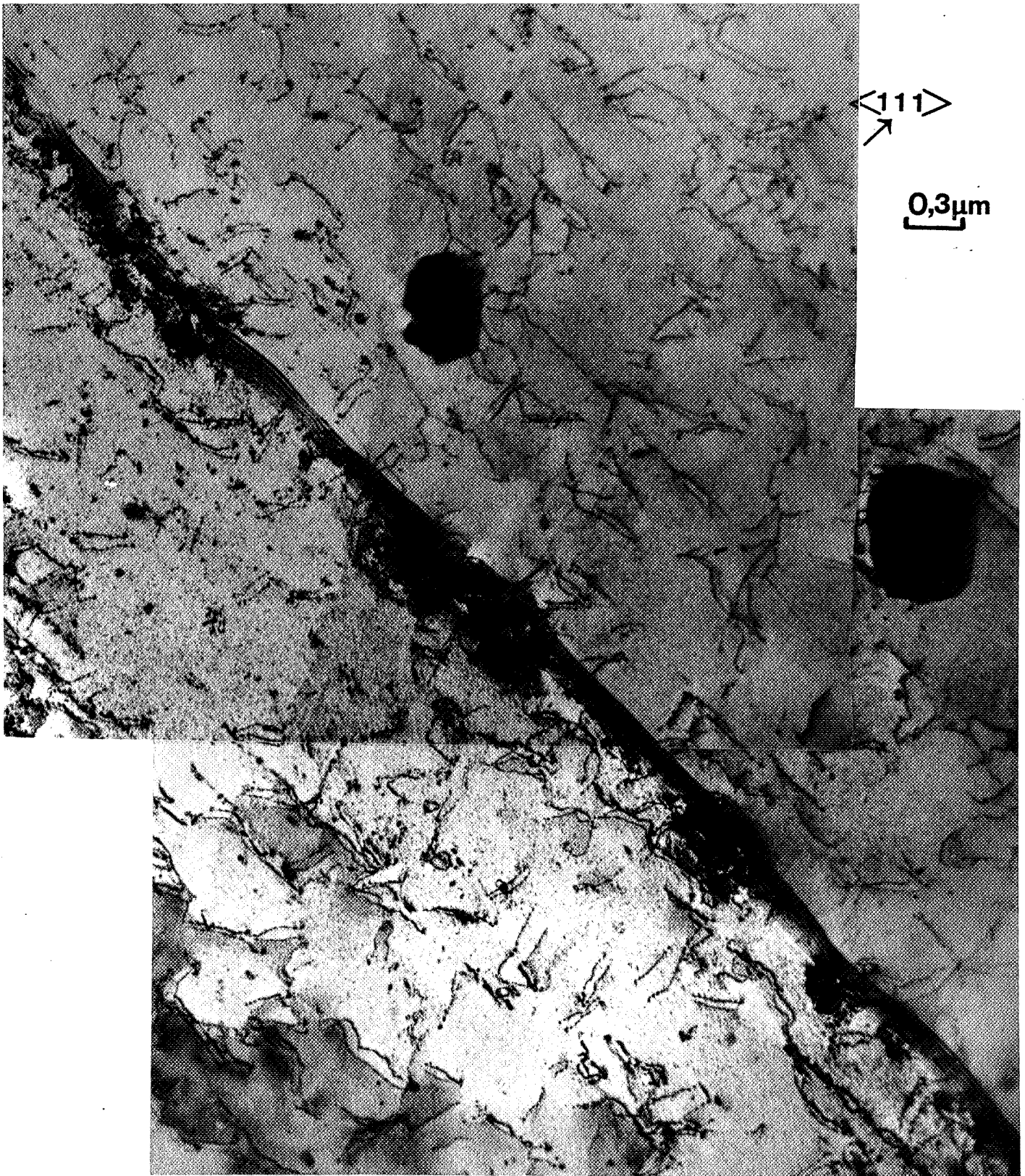


FIG. IV-30 - Dislocations dans l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ pendant 660 cycles.

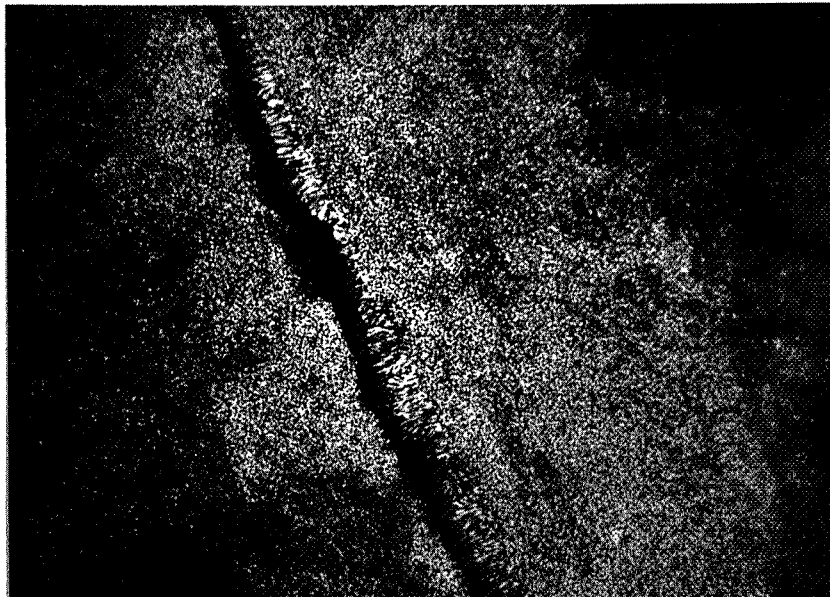
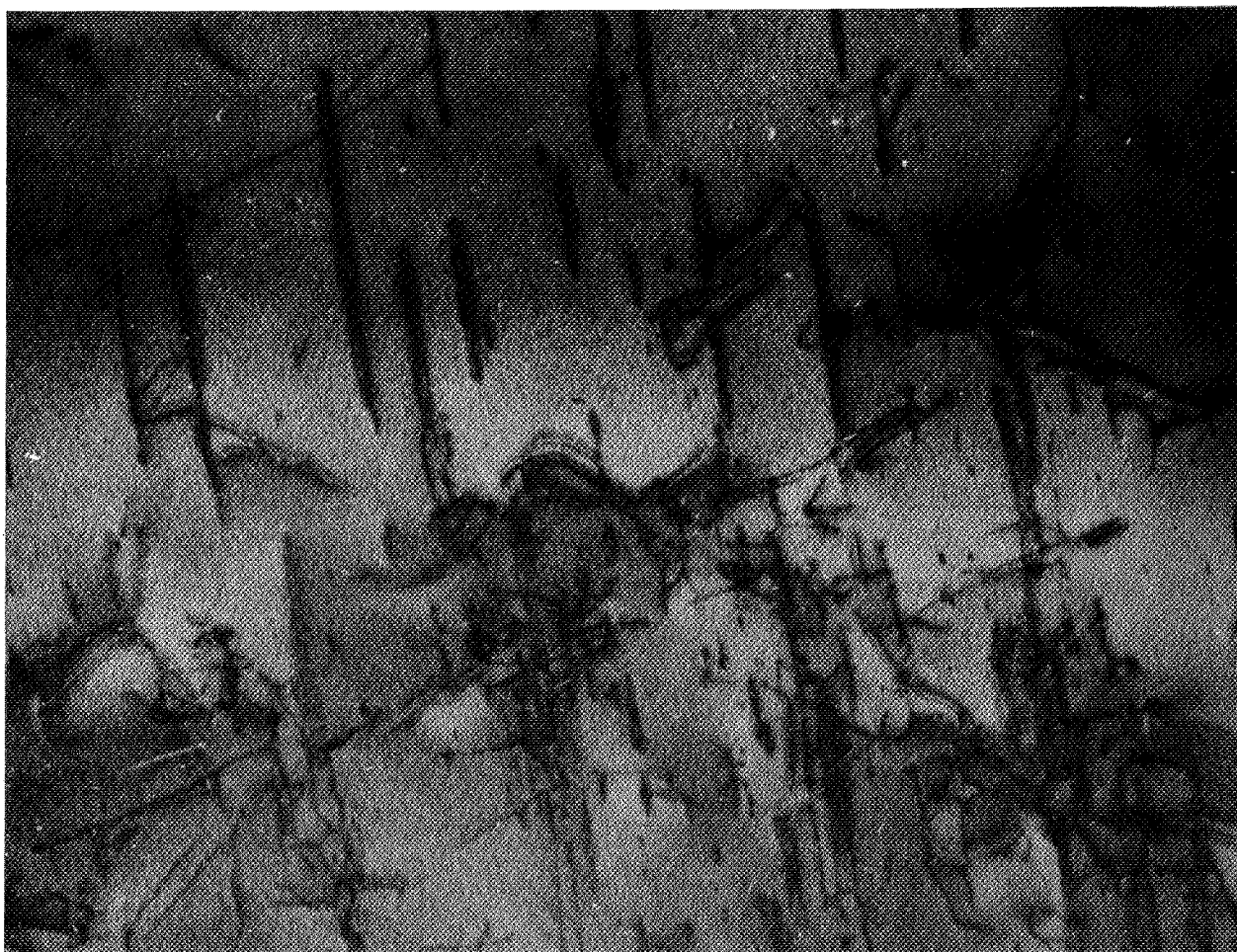


FIG. IV-31 - Structure de l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ pendant 660 cycles.





1 μm

FIG. IV-32 - Dislocations dans l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C cyclé à $\epsilon_{pa} = 10^{-4}$ pendant 450 cycles.
Lames prélevées à environ 75 μm de la surface de l'éprouvette.

(i) un ordre à courte distance dans la solution solide (l'ordre atomique n'est étendu qu'aux plus proches voisins) qui tend à durcir l'alliage ; en effet le glissement d'une dislocation entraîne alors la création d'une "surface d'accrolement" [66.] au travers de laquelle l'ordre est détruit : ceci exige une certaine énergie, donc une contrainte supplémentaire [67.] et rend plus difficile le glissement de dislocations.

(ii) une énergie de défauts d'empilement plus faible pour la solution solide, entraînant un glissement dévié plus difficile, et donc un durcissement plus important, ainsi que des murs de dislocations plus grossiers.

Les durées de vie presque identiques de l'aluminium et de l'Al-0,7 Li sont proches parce que les mécanismes de durcissement cyclique et d'amorçage de fissures sont très similaires.

b) Alliages Al 2,5 Li
mécanisme de déformation

Sur toutes les lames minces de l'alliage Al 2,5 Li, dans les deux états, apparaissent des dislocations appariées, preuves du cisaillement des précipités δ' . Les études précédentes indiquent que le cisaillement répété des précipités conduit, en pratique, à la formation de bandes dénudées, et parfois à un adoucissement. Or il n'apparaît, dans notre alliage, aucune bande dénudée, et aucun adoucissement en cours de cyclage ; de plus, dans le cas de l'alliage Al 2,5 Li mûri, la déformation en surface de l'éprouvette est homogène (il est difficile de tirer des conclusions sur l'alliage vieilli vu sa faible durée de vie).

A vu d'une étude précédente, réalisée en traction monotone par Sainfort [3], sur le même alliage, le mécanisme de franchissement de δ' , dans les deux cas étudiés ici, est le cisaillement par les dislocations.

A partir de cela nous pouvons apporter deux hypothèses pour interpréter l'existence à la fois de dislocations appariées et l'absence de bandes dénudées, après fatigue dans notre alliage :

(i) pour l'alliage Al 2,5 mûri : le très faible diamètre des précipités δ' , et leur grande fraction volumique (15 %). En effet, Kralik et al [59], ont montré que l'amplitude de l'adoucissement dans les alliages Al-4 Zn, et donc la localisation de la déformation, décroît avec la taille des précipités. De plus, avec une fraction volumique importante de précipités, les dislocations rencontrent beaucoup plus souvent les précipités, et la formation de bandes dénudées de précipités est rendue difficile.

(ii) Pour l'alliage Al 2.5 Li mûri et vieilli, il peut exister une compétition entre la dissolution de δ' , due au cisaillement par les dislocations, et la reprécipitation à l'ambiante de fins précipités δ' . En effet, si le cisaillement de δ' semble bien établi, il est certain que δ' se forme à l'ambiante. Ces deux phénomènes peuvent donc coexister en cours de fatigue. La reprécipitation peut d'ailleurs être favorisée par la déformation cyclique : Laird et al [68] ont observé un phénomène de précipitation induite par cyclage dans un alliage Al-Ag ; les lacunes créées en fatigue peuvent accroître la diffusion des atomes, et donc la vitesse de reprécipitation. Cette compétition empêcherait la formation de bandes dénudées de précipités δ' , et par la même, la localisation de la déformation dans les bandes. Cela signifierait que, dans l'alliage vieilli, existent à la fois des précipités de diamètre 150-200 Å et des précipités plus fins (20-50 Å). Nous n'avons pas pu mettre en évidence ce phénomène, peut-être parce que la structure de fatigue à saturation de l'alliage n'est pas complètement établie avant rupture.

mécanisme d'amorçage des fissures

1) Al 2,5 Li mûri à l'ambiante

L'alliage Al 2,5 Li mûri présente pour $\epsilon_{pa} > 2.10^{-4}$ un amorçage intergranulaire, et pour $\epsilon_{pa} < 2.10^{-4}$ un amorçage localisé sur les défauts de surface.

L'amorçage intergranulaire dans l'alliage mûri est probablement dû à l'empilement de dislocations sur le joint de grains, créant ainsi de forts champs de contrainte sur celui-ci (voir Figure IV-27). Selon le modèle de Tanaka et Mura [69], l'empilement de dislocations sur un joint de grains crée un facteur d'intensité de contrainte, $K = -n\sqrt{2}(\tau_a - k)\sqrt{2a\pi}$, où n est le nombre de cycles, K la contrainte de friction, $2a$ le diamètre du grain, et τ_a la variation maximale de la contrainte au cours d'un cycle.

K est donc une fonction croissante de la taille de grains, qui se trouve, dans notre cas être relativement grande.

Toujours selon ce modèle, la fissure s'amorce quand l'énergie accumulée par les dislocations atteint une valeur critique. Ce modèle suppose l'irréversibilité de glissement des dislocations, ce qui, vu l'importante fraction volumique de δ' , doit être au moins partiellement réalisé ; il est de plus cohérent avec les observations microscopiques effectuées sur cet alliage ; le joint étant d'autre part fragilisé, par endroits, par la présence d'une faible précipitation discontinue δ' .

Pour les faibles déformations ($\epsilon_{pa} < 2.10^{-4}$) nous avons un amorçage des fissures sur les défauts de surface. Ce fait, lié à l'absence de fissures secondaires pour ces déformations, prouve que la déformation est fortement localisée [70], et

explique la perte brutale de résistance en fatigue obtenue pour $\epsilon_{pa} < 2 \cdot 10^{-4}$ (cf courbe de durée de vie, Figure IV-18).

On retrouve ainsi le schéma classique, pour la plupart des alliages CFC, de l'amorçage des fissures : intergranulaire à forte déformation ; et transgranulaire, avec localisation de la déformation à plus faible déformation.

Al 2,5 Li vieilli à 200°C 1 heure

Dans l'alliage vieilli, l'amorçage est toujours intergranulaire, et la durée de vie est deux ordres de grandeur plus faible que celle de l'alliage mûri. Nous pensons que la fragilité intergranulaire de l'alliage vieilli provient de :

(i) la présence d'une zone dénudée de précipités δ' le long des joints de grains, souvent associée à une zone de précipitation discontinue δ' . Ces deux types de régions sont, en principe, plus molles que la matrice et par conséquent sont des sites privilégiés de localisation de la déformation plastique.

(ii) la présence sur le joint de grains de précipités δ non cisillables sur lesquels les dislocations vont s'empiler et créer des champs de concentration de contrainte (voir Figure IV-31), la fissure s'amorçant quand l'énergie accumulée atteint une valeur critique. La fissure se propage alors dans les régions ductiles du joint de grains aboutissant à l'apparition de microcupules sur les joints (voir faciès de rupture, Figure IV-23).

Ainsi l'existence à la fois d'un champ de contrainte important autour de δ , et d'une zone localement ductile sur les joints aboutit à rupture prématurée, en fatigue, de l'alliage Al 2,5 Li vieilli 1 heure à 200°C.

4 - Conclusions

Nos travaux sur les alliages binaires Al-Li ont conduit aux résultats suivants :

(i) l'Al-0,7 Li présente un comportement cyclique très proche de celui de l'aluminium pur polycristallin.

(ii) l'Al-2,5 Li apparaît très sensible au traitement thermique. Si, dans les deux états (mûri à l'ambiante, et vieilli 1 heure à 200°C), l'amorçage des fissures est essentiellement intergranulaire ; par contre l'alliage vieilli présente une perte importante de résistance en fatigue, due à une plus grande fragilité aux joints de grains.

V - CONCLUSION GENERALE

Ce travail nous a permis d'étudier le comportement cyclique d'alliages à base d'aluminium allant progressivement du monocristal de métal pur au polycristal à précipités durcissant.

Tous les essais ont été réalisés en déformation plastique imposée en traction-compression. Une technique originale d'observation en microscope optique in situ de l'évolution de l'état de surface, a été développée. Nous avons établi, à partir de nos résultats, une corrélation entre le comportement mécanique et microscopique en fatigue des différents matériaux. Nous avons de plus proposé des explications permettant d'expliquer l'amorçage des fissures de fatigue sur ces alliages.

Notre étude a permis de mettre en évidence les résultats suivants :

(i) A l'ambiante l'aluminium pur monocristallin et polycristallin se distingue de tous les autres métaux purs à structure CFC déjà étudiés par son comportement cyclique. Les contraintes normalisées sont plus faibles. Il n'y a pas de structure de BGP en échelle et de veines (comme observée dans le cuivre), mais des bandes de glissement associées à des cellules de dislocations qui composent la structure de fatigue. La formation de cette structure est facilitée par la forte énergie de défauts d'empilement de l'aluminium qui favorise le glissement dévié. Il se superpose un effet d'activation thermique, mais dont l'influence est moindre.

La courbe d'érouissage cyclique de l'aluminium monocristallin présente un plateau de la contrainte sur une gamme de déformations plastiques : $5 \cdot 10^{-5} < \gamma_{pa} < 3 \cdot 10^{-3}$

Pour des déformations $\gamma_{pa} > 10^{-4}$ on observe sur les monocristaux d'aluminium un durcissement secondaire dû au développement du glissement secondaire ce qui accentue les amplitudes des champs de contrainte locaux.

(ii) Les mécanismes microstructuraux pouvant gouverner la déformation cyclique dans l'aluminium pur monocristallin et polycristallin sont l'arrachement d'une dislocation de la paroi de la cellule (modèle de Khulmann-Wisdorf [51]), et le balayage de la cellule par la dislocation. Le modèle que nous proposons permet d'interpréter le durcissement secondaire observé des déformations plastiques supérieures à 10^{-4} (la densité de dislocations de la paroi des cellules augmentant avec la déformation), ainsi que l'invariance de la taille des cellules avec la contrainte.

(iii) L'alliage polycristallin Al-0,7 Li (solution solide) présente un comportement cyclique similaire à l'aluminium pur polycristallin : courbes de durée de vie proches l'une de l'autre et quasi-parallèles ; amorçage des fissures, intergranulaire pour des déformations $\epsilon_{pa} > 10^{-3}$, et transgranulaires (dans les intrusions) à plus faible déformation ($\epsilon_{pa} < 10^{-3}$), après fatigue structure de cellules de dislocation, et même allure de la courbe d'écrouissage cyclique avec, cependant, des contraintes supérieures (de 10 M Pa environ) pour l'alliage Al 0,7 Li. Ainsi l'addition de lithium à l'aluminium en solution solide n'influe pas beaucoup sur le comportement en fatigue de l'alliage.

(iiii) L'alliage polycristallin Al 2,5 Li à précipités durcissants, présente dans les deux états étudiés (mûri à l'ambiante, et vieilli 1 heure à 200°C) une fragilité intergranulaire, toutefois plus prononcée pour l'alliage vieilli.

Dans le cas de l'alliage mûri, elle est probablement due à la concentration de contrainte résultant de l'empilement de dislocations dans les bandes de glissement sur le joint de grains. Le facteur d'intensité de contrainte induit est d'autant plus élevé que la taille de grain est importante (modèle de Tanaka et al [68], entre autres). Il en résulte que la résistance en fatigue de l'alliage mûri à l'ambiante sera d'autant plus faible que la taille de grain sera grande.

La fragilité intergranulaire de l'alliage revenu, beaucoup plus prononcée que pour l'alliage mûri (résistance en fatigue deux ordres de grandeur plus faible), est dû à l'existence sur le joint de grains de précipités non-cisailables δ sur lesquels viennent s'empiler les dislocations, et ainsi créer des concentrations importantes de contraintes. De surcroît, il apparaît le long des joints de grains des zones dénudées de précipités δ' , associées parfois à de la précipitation discontinue δ' , où la déformation vaise localiser. Ces deux facteurs vont conduire à un amorçage rapide de fissure le long des joints de grains.

Les résultats obtenus sur ces alliages peuvent être complétés et poursuivis par des études portant d'une part sur le comportement en fatigue d'alliages plus ductiles, et, d'autre part sur l'amorçage et la propagation de microfissures :

(i) D'après nos résultats, la mauvaise tenue en fatigue de l'alliage Al 2,5 Li dans les états mûri et vieilli provient essentiellement :

- d'une taille de grain trop importante,
- de l'existence de précipités δ et de zones dénudées sur les joints de grains.

Il conviendrait donc, pour étudier l'influence de ces deux facteurs et observer des structures de fatigue "achevées", de s'intéresser à des alliages plus ductiles, c'est-à-dire, avec des traitements thermiques différents (revenu à 150°C, au lieu de 200 °C), ou moins chargés en lithium (2 % en poids au lieu de 2,5 %), ou avec des tailles de grains plus faibles. On pourrait également étudier le comportement d'alliages non recristallisés (par addition de zirconium) où, en principe, les joints de grains, moins bien définis, auraient une influence limitée.

(ii) A l'aide du montage de microscopie optique in situ que nous avons réalisé il devient possible de suivre, cycle par cycle, l'évolution de l'état de surface des éprouvettes fatiguées. Cela permettrait d'étudier plus précisément les lieux d'amorçage des fissures, ainsi que la propagation de microfissures (voire leur fermeture), et de déterminer les éléments qui influent sur la non-propagation, ou la propagation des microfissures (joints de grains, fissures parallèles, etc...).

A partir de notre étude fondamentale d'alliages simples en fatigue, on voit donc apparaître plusieurs axes de recherche pour l'amélioration de la résistance en fatigue des alliages Al-Li.



BIBLIOGRAPHIE

- [1] T.H. SANDERS, E.A. STARKE,
Acta. Met., Vol 30, P 927, 1982.
- [2] D. WEBSTER,
ASTM, 1st Int. Al-Li Conf., 1982.
- [3] P. SAINFORT,
Thèse INPG, 5.
- [4] J.M. SILCOCK,
J. Inst. Met., Vol 88, p 357, 1959.
- [5] VENABLES et Col.,
Scripta. Met., Vol 17, p 1263, 1983.
- [6] J.M. LIFSHITZ,
J. Phys. Chem. Sol., p 19, 1961.
- [7] C. WAGNER,
Z. Elektrochens, Vol 65, p 581, 1961.
- [8] B. NOBLE, G.E. THOMPSON,
Met. Sci Jour., Vol 5, p 114, 1971.
- [9] D.B. WILLIAMS,
Acta. Met., Vol 24, p 323, 1976.
- [10] D.B. WILLIAMS, J.W. EDINGTON,
Acta. Met., Vol 24, p 323, 1976.
- [11] D. WYSOCKA,
rapport de stage ENSMSE, 1984.
- [12] S.J. BASINSKI et Col.,
Phyl. Mag., Vol 13, p 899, 1969.
- [13] P. NEUMAN,
Acta. Met., Vol 17, p 1219, 1969.
- [14] H. MUGHRABI,
Mat. Sci. Eng., Vol 33, p 1207, 1978.
- [15] K. MECKE,
Phy. St. Sol., Vol 25, p 93, 1974.
- [16] C.E. FELTNER,
Phil. Mag., Vol 12, p 1229, 1965.
- [17] D. KUHLMANN-WILSDORF, C. LAIRD,
Mat. Sci. Eng., Vol 27, p 137, 1977.
- [18] A.T. WINTER,
Phil. Mag., Vol 37, p 457, 1978.

- [19] Z.S. BASINSKI, S.J. BASINSKI,
Acta. Met., Vol 33, p 1307, 1985.
- [20] A. WINTER,
Phil. Mag., Vol 30, p 719, 1974.
- [21] H. MUGHRABI et Col.,
ASTM, STP 811, 1983.
- [22] Z. BASINSKI et Col.,
Acta. Met., Vol 31, p 591, 1983.
- [23] R. WANG, H. MUGHRABI,
Mat. Sci. Eng., Vol 63, p 147, 1984.
- [24] K.U. SOWDEN,
Acta., Met., Vol 11, p 675, 1963.
- [25] A.B. MITCHELL, D.G. TEER,
Phil. Mag., Vol 22, p 399, 1970.
- [26] J.C. FIGUEROA et Col.,
Acta. Met., Vol 29, p 1667, 1981.
- [27] H. MUGHRABI, R. WANG,
Riso 2, p 87, 1981.
- [28] K.W. RASMUSSEN, O.B. PECLLENEN,
Acta. Met., Vol 28, p 1467, 1980.
- [29] A. SAXEN, S.D. ANTOLOVICH,
Met. Trans., Vol 6, p 1809, 1975.
- [30] A.T. WINTER et Col.,
Acta. Met., Vol 29, p 735, 1981.
- [31] B. TOMKINS, W.D. BIGGS,
Jour. Mat. Sci., Vol 4, p 532, 1969.
- [32] J.C. GROSSKREUTZ, P. WALDOW,
Acta. Met., Vol 11, p 717, 1963.
- [33] E.S. KAYALI, A. PLUMTREE,
Met. Trans., Vol 13, p 1033, 1982.
- [34] J. KREJCI, P. LUKAS,
Phys. Stat. Sol., Vol 8, p 299, 1971.
- [35] G. KONIG, W. BLUM,
Acta. Met., Vol 28, p 519, 1980.
- [36] J. POLAK, M. KLESNIL, P. LUKAS,
Vol 15, p 231, 1974.
- [37] G. TAYLOR,
J. Inst. Met., Vol 62, p 307, 1938.
- [38] G. SACHS,
Z. Ver Dent. Ing, Vol 72, p 734, 1928,

- [39] U. ESSMANN, U. GOSELI, H. MUGHRABI,
Phil. Mag., Vol 44, p 405, 1981.
- [40] W.H. KIM, C. LAIRD,
Acta. Met., Vol 26, p 789, 1971.
- [41] P. LUKAS, M. KLESNIL, J. POLAK,
Mat. Sci. Eng., Vol 15, p 239, 1974.
- [42] C. LAIRD,
Thèse, 1963.
- [43] L.F. COFFIN, J.F. TAVELLI,
Trans. Met. Soc. AIME, Vol 215, p 794, 1959.
- [44] H. MUGHRABI,
Proc. ICSMA 5, Vol 3, p 1615, 1979.
- [45] Z.S. BASINSKI, A.S. KORBEL, S.J. BASINSKI,
Acta. Met., Vol 28, p 191, 1980.
- [46] H. ABDEL-RAOUF, A. PLUMTREE, T. TOPPER,
Met. Trans., Vol 5, p 267, 1974.
- [47] A. ABEL,
Mat. Sci. Eng., Vol 36, p 117, 1978.
- [48] A. SAXENA, S.D. ANTOLOVICH,
Met. Trans., Vol 6, p 1809, 1975.
- [49] J. POLAK, M. KLESNIL,
Mat. Sci. Eng., Vol 63, p 189, 1984.
- [50] H. SHIRAI, J.R. WEERTMAN,
Scripta Met., Vol 17, P 1253, 1983.
- [51] D. KHULMANN-WILSDORF, R. COMIUS,
Mat. Sci. Eng., Vol 60, p 7, 1983.
- [52] A. GYSLER, G; LUTJHERING, V. GEROLD,
Acta. Met., Vol 22, p 901, 1974.
- [53] M. MERUIS, E. HARNBOGEN,
Pract. Met., Vol 13, p 160, 1976.
- [54] G.T. KAHN, A.R. ROSENFELD,
Met. Trans., Vol 6, p 653, 1971.
- [55] P.J. WOODS,
Phil. Mag., Vol 28, p 55, 1973.
- [56] J. DRIVER, P. RIEUX,
Mat. Sci. Eng., Vol 68, p 31, 1984.
- [57] J.K. LEE, C. LAIRD,
Mat. Sci. Eng., Vol 48, p 271, 1982.
- [58] M. WILHEM,
Mat. Sci. Eng., Vol 48, p 91, 1981.

- [59] G. KRALIK, H. SCHNEIDERHAN,
Scripta Met., Vol 6, p 843, 1972.
- [60] J.K. LEE, C. LAIRD,
Phil. Mag. Vol 47, p 579, 1983.
- [61] D. STEINER et Col.,
Scripta Met., Vol 17, p 733, 1983.
- [62] J.K. LEE, C. LAIRD,
Mat. Sci. Eng., Vol 54, p 39, 1982.
- [63] C. CALABRESE, C. LAIRD,
Mat. Sci. Eng., Vol 13, p 141, 1974.
- [64] T.H. SANDERS, E.A. STARKE,
Met. Trans., Vol 17, p 1407, 1976.
- [65] F.S. LIN,
Thèse, Georgia Inst. Techn. 1978.
- [66] FRIEDEL,
in "Les dislocations", p 211, 1956.
- [67] FISHER,
Acta. Met., Vol 2, p 9, 1954.
- [68] C. LAIRD et Col.,
Mat. Sci. Eng., Vol 32, p 137, 1978.
- [69] K. TANAKA, T. MURA,
J. Ap. Mech., Vol 48, p 97, 1981.
- [70] E. A. STARKE,
Communication personnelle.
- [71] H. MUGHRABI et al, Fatigue Mechanisms,
ASTM-STP 675, p 69, 1979.
- [72] W. VOGEL, M. WILHELM, V. GEROLD,
Acta. Met., Vol 30, p 21, 1982.

AUTORISATION DE SOUTENANCE

VU les dispositions de l'article 3 de l'arrêté du 16 avril 1974,
VU les rapports de présentation de MM. de FOUQUET et DRIVER

Monsieur Jean DHERS

est autorisé à présenter une thèse en soutenance pour l'obtention
du diplôme de DOCTEUR-INGENIEUR, spécialité Métallurgie

Fait à Saint-Etienne, le 14 octobre 1986

Le Directeur de l'EMSE,



Nom : **DHERS Jean**

Titre de la thèse : Fatigue plastique de l'aluminium et d'alliages aluminium-lithium.

Spécialité : Métallurgie

Mots clés :

- Fatigue plastique
- Amorçage des fissures
- Dislocations
- Endommagement
- Bandes de glissement
- Aluminium
- Alliages d'aluminium-lithium

Résumé :

Le comportement mécanique et microstructural cyclique à faible déformation plastique de l'aluminium et d'alliages binaires aluminium-lithium a été étudié, et comparé à celui du cuivre et d'alliages légers connus tels que l'Al-4 Cu ou l'Al Zn-Mg.

L'aluminium monocristallin et polycristallin sollicité en fatigue plastique présente des contraintes cycliques très faibles. La structure de fatigue se compose de bandes de glissement associées à des cellules, sans structure de bandes en échelle.

Les alliages Al-Li, en dehors de la solution solide dont le comportement cyclique est proche de celui de l'aluminium, présentent un comportement en fatigue très sensible au traitement thermique. Le revenu à 200°C crée une fragilité intergranulaire qui détériore la tenue en fatigue.