

292 x

THESE

présentée à

L'UNIVERSITE DE POITIERS

pour obtenir le grade

de

DOCTEUR ES SCIENCES PHYSIQUES

par

CLAUDE BATHIAS

ST 4/39 67

ETUDE DES MECANISMES DE LA FISSURATION
PAR FATIGUE DES ACIERS FERRITIQUES
ET DES ACIERS AUSTENITIQUES

Soutenu le 19 Juin 1972 devant la commission d'examen

Jury : M. J. CAISSO	Président
MM. J. de FOUQUET	Examineurs
P. LAURENT	
C. GASC	
P. MOINE	
H. de LEIRIS	Membre invité

UNIVERSITE de POITIERS
UNITES d'ENSEIGNEMENT et de RECHERCHE
« Sciences Exactes et Naturelles »
« Sciences Fondamentales et Appliquées »

Doyens honoraires et anciens Doyens

MM. E. PATTE	Professeur de Paléontologie
P. BROUSSE	Professeur de Mécanique
N. MANSON	Professeur de Physique
J. FORT	Professeur de Mathématiques

Professeurs honoraires

MM. FRECHET	Professeur honoraire à la Sorbonne, Membre de l'Institut
GARNIER	Professeur honoraire à la Sorbonne, Membre de l'Institut
BOULIGAND	Professeur honoraire à la Sorbonne, Correspondant à l'Académie des Sciences
SOLEILLET	Professeur à la Sorbonne
ABELOOS	Professeur à la Faculté des Sciences de Marseille
PONCIN	Professeur à la Sorbonne, Directeur honoraire de l'E.N.S.M.A.
AMIEL	Professeur à la Sorbonne
COTTE	Professeur à la Sorbonne
Mme DUBREIL-JACOTIN	Professeur à la Sorbonne
MM. MAZET	Professeur à la Sorbonne
LESIEUR	Professeur à la Sorbonne
CORABOEUF	Professeur à la Sorbonne
ZOUCKERMANN	Professeur de Physique
BROUSSE	Professeur à la Sorbonne
PATTE	Professeur de Paléontologie

Directeurs des Unités d'Enseignement et de Recherche

MM. E. GRAY	U.E.R. Sciences Exactes et Naturelles
J. FORT	U.E.R. Sciences Fondamentales et Appliquées

Professeurs et Maîtres de Conférences

MM. VALENSI Gabriel	Professeur de Chimie
CHARTIER Charles	Professeur de Physique
GAVAUDAN Pierre	Professeur de Botanique
TABOURY Félix	Professeur de Chimie
LEGRAND Jean-Jacques	Professeur de Biologie Animale
MATHIEU Gilbert	Professeur de Géologie et Minéralogie
GRAY Elie	Professeur de Physique
RIVault René	Professeur de Physique

MM. ROSENBERG Albert	Professeur de Chimie Biologique
LAURENT Paul	Professeur de Mécanique
DOLBEAULT Pierre	Professeur de Mathématiques
MANSON Numa	Professeur de Physique
THOMASSIN René	Professeur de Chimie
VAUTHIER René	Professeur de Physique
GARGOUIL Yves-Michel	Professeur de Physiologie Animale
CORDIER Henri	Professeur de Mécanique
MATHURIN Claude	Professeur de Mécanique
EZRA Jacques	Professeur de Mathématiques
DASTE Philippe	Professeur de Microbiologie
GUTH Christian	Professeur de Paléontologie
BOSCHER Jean	Professeur de Mécanique
GOETHALS Raymond	Professeur de Mécanique
MAUREL Raymond	Professeur de Chimie
LAGARDE Alexis	Professeur de Mécanique
BERNARD Michel	Professeur de Chimie
de FOUQUET Jacques	Professeur de Physique - E.N.S.M.A.
BATAILLER Gilles	Professeur de Physique - I.U.T.
BLANCHARD Jean-Michel	Professeur de Chimie - I.U.T.
FORT Jacques	Professeur de Mathématiques
CAISSO Jules	Professeur de Physique
BOUROT Joseph	Professeur de Mécanique
DUPUIS Jacques	Professeur de Pédologie
PEUBE Jean-Laurent	Professeur de Mécanique
PEYRE Antoine	Professeur de Physiologie Animale
LUNC Michel	Professeur Associé de Mécanique - E.N.S.M.A.
Mlle POUSSEL Héléne	Professeur sans chaire - Physiologie Cellulaire
M. PIMIENTA Jean	Professeur sans chaire - Géologie
Mme DOLBEAULT Simone	Professeur sans chaire - Mathématiques
MM. MICHON Jean	Professeur sans chaire - Biologie Animale
DEVRIES André	Professeur sans chaire - Géologie
JACQUESSON Jean	Professeur sans chaire - Physique
BERNAT Pierre	Professeur sans chaire - Mathématiques
HARDY Antoine	Professeur sans chaire - Chimie
Mme MIGINIAC Léone	Professeur sans chaire - Chimie
MM. PAYEN de la GARANDERIE Hugues	Professeur sans chaire - Physique
GALAND Gérard	Professeur sans chaire - Physiologie Animale
MORIN Henri	Professeur sans chaire - Physique I.U.T.
RENAULT Guy	Professeur sans chaire - Mathématiques
GOMEL Maurice	Professeur sans chaire - Chimie
GRILHE Jean	Professeur sans chaire - Physique
NAYROLES Bernard	Professeur sans chaire - Mécanique I.U.T.
MARTINET Jean	Maître de Conférences - Mécanique
MIGINIAC Philippe	Maître de Conférences - Chimie
CAUBET Jean-Pierre	Maître de Conférences - Mathématiques
LUBOCHINSKY Bernard	Maître de Conférences - Chimie Biologique
Mlle CORCUFF Yvonne	Maître de Conférences - Physique
MM. GASC Claude	Maître de Conférences - Mécanique I.U.T.
JACQUESY Jean-Claude	Maître de Conférences - Chimie I.U.T.

MM. COINTOT André	Maître de Conférences - Chimie
MOINE Pierre	Maître de Conférences - Physique
SCHREVEL Joseph	Maître de Conférences - Zoologie
LE ROY Alain	Maître de Conférences - Physique
Mlle MOULIS Nicole	Maître de Conférences - Mathématiques
MM. SOUCHET René	Maître de Conférences - Mathématiques E.N.S.M.A.
ALZIARY de ROQUEFORT Thierry	Maître de Conférences - Informatique et Mécanique Appliquée
Mme BARTHELEMY Marie-Claire	Chargée d'enseignement - Mathématiques
Mme PAGE Annie	Chargée d'enseignement - Mathématiques
MM. UNTERBERGER André	Chargé d'enseignement - Mathématiques
RACHMAN	Maître de Conférences associé - Physique
SOLOMON Liviu	Maître de Conférences associé - Mécanique
NGUYEN XUAN Loc	Maître de Conférences associé - Mathématiques
TORDION Georges	Maître de Conférences associé - Mécanique

Maîtres-assistants docteurs

Mme ARNAUDON Michèle	Botanique
MM. AUZANNEAU Max	Chimie
BERNARD Claude	Physiologie Animale
BESSON Jacques	Botanique
BOUYER Roger	Physique
BRISSON Paul	Zoologie
Mme COUTANCEAU Madeleine	Mécanique
M. COUVERTIER Pierre	Mécanique
Mme DAUNAY Jacqueline	Physique
MM. DORE Marcel	Chimie
DUPUY Pierre	Botanique
Mme GUILLAUME Irène	Chimie
Mme GUILLOT Jane	Physique
M. GUISNET Michel	Chimie
Mme LECLERCQ Ginette	Chimie
MM. LENFANT Jacques	Sciences Naturelles
LEOTY Claude	Physiologie Animale
MANGIN Claude	Physique
Mlle MARCHAND Claudette	Physiologie Cellulaire
M. ODEIDE René	Chimie Biologique
Mme PAGE Annie	Mathématiques
MM. ROCQUARD Jean-Pierre	Biologie Animale (assistant titulaire - R.A. délégué)
SOUIL François	Chimie
TROTET Gérard	Biologie Végétale

Le 18.10.1971

REMERCIEMENTS

Le présent travail a été effectué au Service Technique des Constructions et Armes Navales, 8, bd Victor - PARIS 15^{ème}, de 1966 à 1971. Il a été financé, en partie, par un contrat de la Délégation Générale à la Recherche Scientifique et Technique.

Que Monsieur le professeur de FOUQUET, qui a dirigé nos recherches avec un rare dynamisme et Monsieur l'ingénieur général de LEIRIS, à qui nous devons de nombreux conseils et encouragements, trouvent ici l'expression de notre profonde reconnaissance.

Nous tenons à remercier Monsieur le professeur PELLOUX pour ses observations et la façon amicale dont il les a prodiguées.

Enfin, nous remercions vivement nos chefs de service, collègues, collaborateurs et amis qui ont participé à ce travail.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION

1 - RAPPEL DE LA THEORIE.

- 1,1 - Déformation à fond de fissure
- 1,2 - Vitesse de propagation de la fissure de fatigue

2 - ESSAIS MECANIQUES

- 2,1 - Méthode expérimentale
 - 2,11 - Matériaux
 - 2,12 - Essais mécaniques
- 2,2 - Mesure de la vitesse de propagation des fissures
 - 2,21 - Mesure de $\frac{da}{dN}$ en fonction de ΔK
 - 2,22 - Vitesse microscopique et vitesse macroscopique

3 - DETERMINATION DE LA ZONE PLASTIFIEE PAR MICRODURETE

- 3,1 - Morphologie de la zone plastifiée à fond de fissure
 - 3,11 - Résultats
 - 3,12 - Interprétation
- 3,2 - Influence de l'amplitude du cycle sur le rayon de la zone plastifiée
- 3,3 - Etude du rayon de la zone plastifiée en fonction du facteur d'intensité de contrainte
 - 3,31 - Résultats
 - 3,32 - Interprétation
 - 3,33 - Relation entre la vitesse de propagation et le rayon de la zone plastifiée
 - 3,34 - Interprétation

4 - ETUDE DE L'ECROUISSAGE DE LA ZONE PLASTIFIEE

- 4,1 - Description de la zone plastifiée à fond de fissure
 - 4,11 - Nature des déformations plastiques
 - 4,12 - Destabilisation de l'austénite à fond de fissure
 - 4,13 - Maclage mécanique d'une austénite
- 4,2 - Relation entre la zone plastifiée et le faciès de la cassure
- 4,3 - Influence d'un écrouissage préalable
 - 4,31 - Expérience
 - 4,32 - Interprétation
- 4,4 - Relation entre déformation plastique, formation des stries et vitesse de fissuration

5 - DISCUSSION GENERALE

- 5,1 - Vitesse de propagation
- 5,2 - Zone plastifiée à fond de fissure
- 5,3 - Influence de différents facteurs sur le processus de fissuration

CONCLUSIONS

BIBLIOGRAPHIE

ANNEXES

ETUDE DES MECANISMES DE LA FISSURATION

PAR FATIGUE DES ACIERS FERRITIQUES ET AUSTENITIQUES

INTRODUCTION

L'étude mécanique de la fatigue d'un matériau peut être abordée généralement de quatre façons différentes. Le type d'investigation le plus couramment mis en oeuvre est la courbe de WOEHLER (1) qui relie la contrainte nominale appliquée au nombre de cycles à la rupture. Cet essai conduit à la connaissance statistique d'une limite d'endurance au-dessous de laquelle on doit être, en principe, à l'abri de rupture sous sollicitations cycliques.

Le deuxième type d'essai préconisé par COFFIN, pour la fatigue oligocyclique, consiste à rapporter l'amplitude de la déformation plastique au nombre de cycles à la rupture lorsque celui-ci survient à moins de 10^4 cycles. Cette méthode permet en particulier d'étudier le comportement du métal pour des contraintes comprises entre la limite d'élasticité et la résistance à la traction dans un domaine où la courbe de WOEHLER apporte peu d'information.

Un troisième type d'essai consiste à définir l'évolution du cycle déformation-contrainte et conduit à la connaissance de l'écrouissage cyclique.

Enfin, on tend actuellement à compléter ces trois types d'investigation par l'évaluation de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte.

Cette nouvelle conception des essais de fatigue incite donc à une orientation différente des recherches; les modifications structurales à fond de fissure prennent le pas sur les modifications massives ou de surface induites dans la pièce sollicitée.

Sur le plan théorique, on devrait aboutir à une meilleure connaissance du processus de fissuration et sur le plan pratique, outre l'intérêt immédiat de la détermination du comportement du matériau, on peut prendre en compte l'influence des défauts et de leur extension. Dans ce dessein, nous avons étudié les phénomènes se produisant à fond de fissure, dans des aciers ferritiques et austénitiques, sous l'aspect mécanique et ensuite sous l'aspect cristallographique. Nous avons été conduit à diviser ce travail en quatre parties. Dans la première partie, nous avons rassemblé les données théoriques de la question. Puis sont exposés successivement les résultats des essais mécaniques, les mesures de la zone plastifiée à fond de fissure et l'étude de l'écrouissage de la zone plastifiée. Pour alléger la présentation, les détails des techniques, mises en oeuvre sont donnés en annexe.

1. - RAPPEL DE LA THEORIE

1. - RAPPEL DE LA THEORIE

La fissuration par fatigue n'implique généralement pas de déformation plastique de l'ensemble de l'éprouvette sollicitée; toutes les transformations associées à la décohérence du métal sont le plus souvent localisées au voisinage immédiat du fond de fissure. Nous rappelons dans ce paragraphe l'aspect mécanique de la question en commençant par étudier les déformations à fond de fissure sous chargement monotone, dans le mode I de sollicitation.

1.1 - Déformation à fond de fissure

Selon la théorie due initialement à G. IRWIN (3) dans une éprouvette plate, sollicitée en traction et présentant une fissure perpendiculaire à la direction de traction, l'état de contrainte en un point donné de la région du fond de fissure (figure 1), en coordonnées polaires (ρ, θ) , est défini en première approximation par une fonction $P(\rho, \theta)$ de la forme :

$$P(\rho, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi\rho}} f(\theta)$$

dans laquelle K_I est le facteur d'intensité de contrainte.

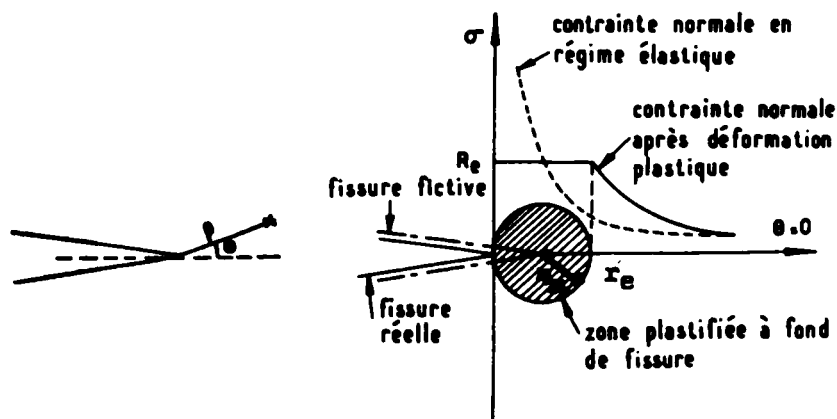


Fig. 1. — Contrainte normale à fond de fissure selon le modèle d'Irwin.

.../...

Sous charge, la contrainte normale ne peut cependant dépasser la valeur définie par la limite d'élasticité R_e ; il apparaît donc une zone plastifiée à fond d'entaille, telle que :

$$R_e = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_e}} f(\theta)$$

Le rayon de la zone plastifiée r_e , pour $\theta = 0$, s'écrit par conséquent :

$$r_e = \frac{K_I^2}{2\pi R_e^2} \quad (1)$$

avec $K_I = \sigma \sqrt{\pi a \alpha}$

α : coefficient de forme géométrique

σ : contrainte nominale

a : longueur de la fissure

Dans les éprouvettes plates ou cylindriques que nous avons utilisées la fissuration se développe en déformation plane. Il y a lieu de corriger la relation 1 en tenant compte de la triaxialité des contraintes.

D'après le critère de VON MISES, en déformation plane :

$$r = \frac{K_I^2}{2\pi R_e^2} (1 - 2\nu)^2$$

ce qui revient, autrement dit à majorer la valeur initiale de R_e .

IRWIN a montré que dans les aciers la zone plastifiée est plus grande que celle donnée par l'application du critère de VON MISES. Il a évalué expérimentalement la contrainte moyenne dans la zone plastifiée à $1,68 R_e$. Nous retiendrons la correction d'IRWIN qui conduit à exprimer le rayon de la zone plastifiée, en déformation plane, par la formule suivante :

$$r^{th} = \frac{1}{2\pi} \frac{(K_I)^2}{(1,68 R_e)^2}$$

soit
$$r^{th} = \frac{K_I^2}{6\pi R_e^2} \quad (2)$$

.../...

Cette relation valable sous chargement monotone ne peut cependant pas s'appliquer directement à la fissuration par fatigue.

Dans ce qui suit nous nous référons à la théorie de RICE (4), lequel suppose que lors de la fermeture de la fissure il y a formation d'une zone plastifiée dite cyclique ou inversée. La figure 2 montre schématiquement comment se développerait le processus.

Les modifications à apporter à la relation 2 sont de deux ordres. D'une part, la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK_I devient le paramètre principal à la place de K_I . D'autre part, la formation de la zone plastifiée cyclique dépend d'une variation de la contrainte locale de $2 R_e$, variation qui s'explique par le fait qu'au moment de l'ouverture maximale de la fissure la limite d'élasticité est localement atteinte et qu'à la fermeture la contrainte locale chute pour devenir contrainte de compression et atteindre $- R_e$.

Selon RICE, le rayon de la zone plastifiée cyclique s'écrirait en déformation plane :

$$r_c^{th} = \frac{(\Delta K)^2}{6 \pi (2 R_e)^2} \quad (3)$$

et serait donc quatre fois plus petit que le rayon de la zone plastifiée monotone.

L'existence d'une zone plastifiée cyclique est bien caractéristique de la fissuration par fatigue. Cependant une ambiguïté demeure car, si on comprend le processus de déformation à la fermeture de la fissure, on ne voit pas clairement, à priori, ce que devient la zone plastifiée qui se forme habituellement, sous chargement monotone, en traction, quand on ouvre la fissure. Doit-on tabler sur une variation de $2 R_e$, à l'ouverture comme à la fermeture de la fissure ? Telle est la question posée.

1,2 - Vitesse de propagation de la fissure de fatigue

La connaissance du rayon de la zone plastifiée revêt une importance particulière dans les tentatives qui ont été faites récemment pour relier la vitesse de fissuration à l'écartement à fond de fissure, appelé crack opening displacement (C O D) en langue anglaise.

.../...

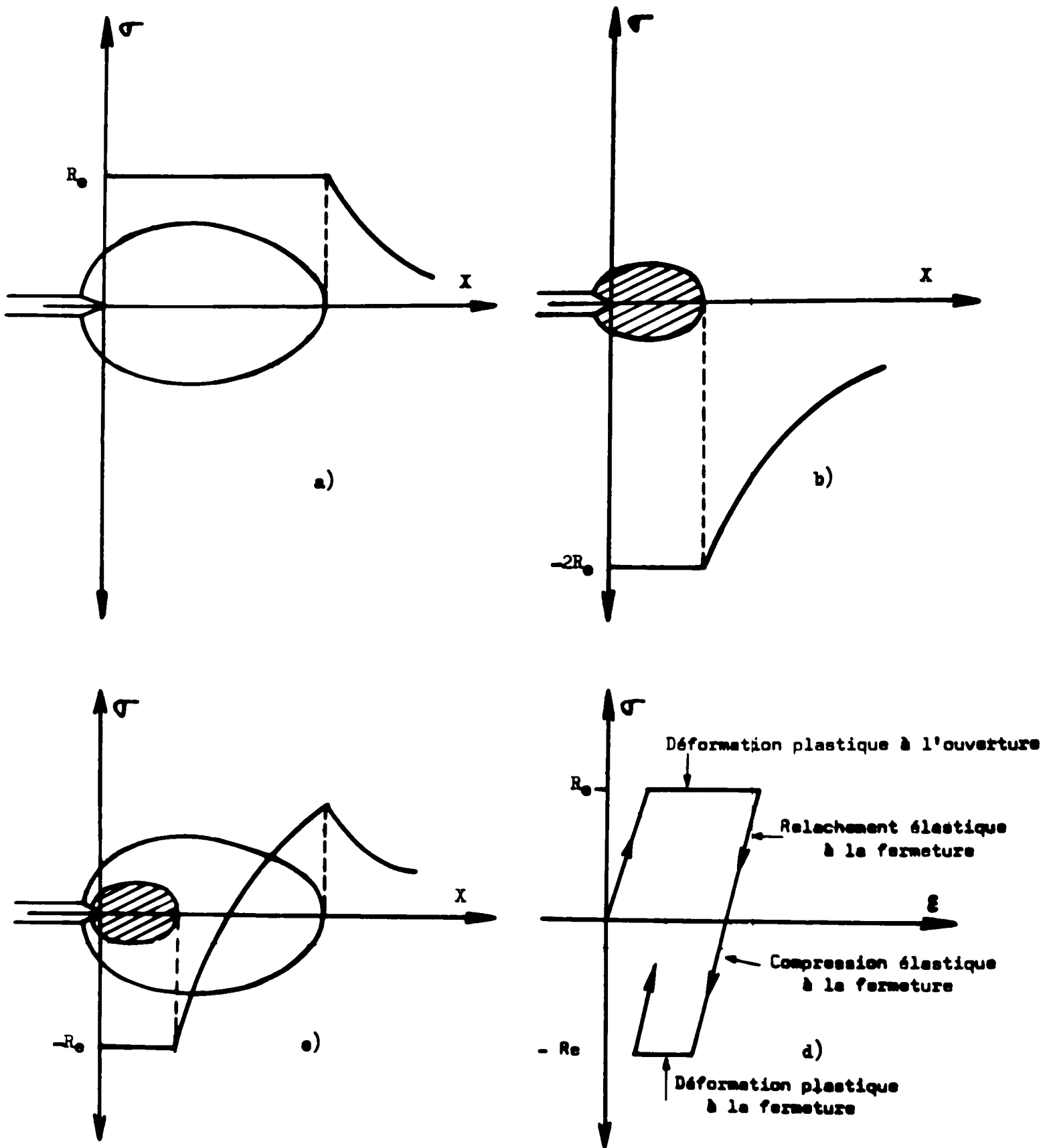


Fig. 2 - Modèle de RICE .

- a : ouverture de la fissure
- b : fermeture
- c : superposition des deux mécanismes
- d : variation de la contrainte locale au cours d'un cycle

Mc CLINTOCK et PELLOUX (5 et 6) suggèrent que la vitesse de propagation des fissures de fatigue $\frac{da}{dN}$ est égale à la moitié du C O D,

en se fondant sur l'hypothèse que l'avance de la fissure au cours d'un cycle se fait par glissement sur des plans de cisaillement disposés à 45° de part et d'autre de la fissure. Or, il se trouve que le C O D est en première approximation proportionnel au rayon de la zone plastifiée comme nous allons le voir ci-dessous.

L'écartement à fond de fissure a été calculé, en contrainte plane, par BURDEKIN et STONE (7).

$$C O D = \frac{8 R_e a}{\pi E} \text{ Log } \left[\text{Sec } \frac{\pi \sigma}{2 R_e} \right]$$

a = longueur de la fissure

E = module d'Young

Par approximation, on peut écrire :

$$C O D = \frac{8 R_e a}{\pi E} \text{ Log } \left[\frac{1}{1 - \frac{\pi^2 \sigma^2}{8 R_e^2}} \right] = \frac{8 R_e a}{\pi E} \text{ Log } \left[1 + \frac{\pi^2 \sigma^2}{8 R_e^2} \right]$$

$$C O D = \frac{8 R_e a}{\pi E} \left(\frac{\pi^2 \sigma^2}{8 R_e^2} \right) = \frac{8}{\pi} \frac{R_e}{E} r$$

Soit encore :

C O D \sim rayon de la zone plastifiée x déformation élastique relative.

Le calcul du C O D en déformation plane est rendu délicat à cause de la triaxialité des contraintes et à notre connaissance il n'existe pas actuellement de théorie rigoureuse. Toutefois, on peut penser raisonnablement que l'écartement à fond de fissure est encore proportionnel au rayon de la zone plastifiée.

On trouve là un moyen d'étudier expérimentalement la relation supposée entre le C O D et $\frac{da}{dN}$ en rapportant les valeurs de r à celles

de $\frac{da}{dN}$, tout au long de la fissure de fatigue.

.../...

Partant de l'hypothèse (6) que $\frac{da}{dN}$ est de la forme :

$$\frac{da}{dN} \sim \frac{1}{2} \quad (C \ O \ D)$$

on devrait vérifier que

$$\frac{da}{dN} \sim \frac{1}{n} \quad (\text{rayon de la zone plastifiée})$$

Afin de confronter l'expérience à la théorie nous nous sommes attachés au cours de notre étude à relier la vitesse de propagation au rayon de la zone plastifiée et à déterminer l'influence de la nature des déformations plastiques sur la formation des stries, c'est à dire de l'endommagement sur la vitesse de propagation.

2.- ESSAIS MECANQUES

2,1 - METHODE EXPERIMENTALE.

2,11 - Matériaux.

Nos essais ont été effectués sur des aciers au carbone contenant de 0,02 p.100 (200 ppm) jusqu'à 0,2 p.100 de carbone et dans des aciers inoxydables austénitiques chrome-nickel. Deux catégories d'acier austénitique ont été étudiées : un acier chrome-nickel 25-20 à austénite stable et des aciers chrome-nickel 18-8 et 18-10 à austénite peu stable. Leur composition chimique est donnée dans le tableau I, leurs caractéristiques mécaniques dans le tableau II.

Tableau I

Composition chimique des aciers.

	C	N	O	S	P	As	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Al	Mg
Acier extra-doux (ppm)	230	25	22	40	20	21	30	17	20	148	10	2	40
Acier doux (ppm)	900			300	110		2000	4400		900	400		
Acier inoxydable 25-20 (p.100)	0,09						1,85	0,83		20,74	24,60		
Acier inoxydable 18-10 (p.100)	0,03						0,35	1,30		10,05	17,30		
Acier inoxydable 18-8 (p.100)	0,027	0,06					0,36			8,50	17,8		0,33

Tableau II

Propriétés mécaniques des aciers.

	Limite de proportionnalité hbar	Limite d'élasticité hbar à 0,2 %	Résistance à la traction hbar
Acier extra doux	13,5	13,5	23,7
Acier doux	27	27	44
Acier inoxydable 25-20	11,4	22	57
Acier inoxydable 18-10	10,8	17	51,7

2,12 - Essais mécaniques.

Les essais de fatigue ont été menés, en partie, sur un vibrophore AMSLER. Ce type d'essai, commode par sa rapidité, convient pour l'étude qualitative des transformations de microstructure à fond de fissure. Nous avons rompu sur cette machine des éprouvettes cylindriques entaillées dont le schéma est dessiné dans la figure 3.

D'autres essais ont été effectués sur une machine hydraulique LOSEN HAUSEN avec des éprouvettes plates entaillées, type ASTM. Les essais sont alors menés, sous charge constante, à la fréquence de 500 c/mn. Le montage utilisé et l'éprouvette adoptée sont représentés respectivement dans les figures 4 et 5.

Ce dernier type d'essai permet d'appliquer les relations de la mécanique de la rupture calculées dans le mode I de sollicitation, en déformation plane. Nous pouvons déterminer alors la valeur du facteur d'intensité de contraintes K_I , qui varie comme

$$\sigma \sqrt{\pi a}$$

produit dans lequel σ = contrainte normale
a = longueur de la fissure

Dans le cas de l'éprouvette utilisée (fig. 4) on a la formule :

$$K_I = \frac{P Y}{B W^{1/2}}$$

dans laquelle P = charge appliquée
B = épaisseur de l'éprouvette
W = largeur de l'éprouvette

Y est un polynôme qui dépend du rapport $\frac{a}{W}$ où a est la longueur de la fissure, y compris celle de l'entaille initiale.

$$Y = 1,99 \left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} - 0,41 \left(\frac{a}{W}\right)^{3/2} + 18,70 \left(\frac{a}{W}\right)^{5/2} - 38,48 \left(\frac{a}{W}\right)^{7/2} + 53,85 \left(\frac{a}{W}\right)^{9/2}$$

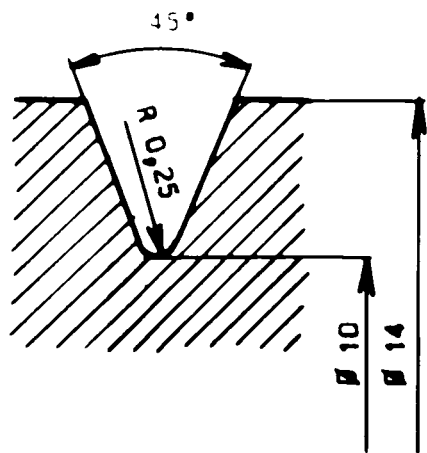
La valeur de Y est calculée à l'aide d'un ordinateur pour chaque longueur de fissure.

Tous les essais de fatigue sont effectués en traction ondulée. La liste des principaux essais est consignée dans le tableau III. Les éprouvettes en acier extra-doux sont traitées à 700°C pendant 30 mn, puis refroidies à la vitesse de 500°C/h. Les autres aciers au carbone sont soumis à un recuit de normalisation à une température de 1000°C. Les aciers inoxydables austénitiques sont, quant à eux, trempés à l'eau après mise en solution de 40 mn à 1100°C.

Tableau III

Liste des essais de fatigue.

Repère	Contrainte hbar	Nombre de cycles X 10 ⁻³	Fréquence c/mn	Observations
<u>Acier extra-doux</u>				
E1	2-14,5	1306	6800	Rupture - Mise en charge précédente
E2	2-13	6705	6800	2-12 : non rompue à 10 ⁷ cycles
E3	2-12,5	6264	6800	rupture
E4	2-18	411	7000	rupture
E5	2-20	292	7000	rupture
E7	2-12,5	6064	7000	fissuration
E8	2-22	220	7000	rupture
E9	2-21	201	7000	rupture
E11	2-12,5	2375	7000	fissuration
E14	2-13	8700	7000	rupture. Structure polygonisée
E16	2-26	46	7700	rupture
E10	2-16	6499	7000	rupture. Allongement 10 p.100 par traction
E20	2-20	1011	7000	rupture. Allongement 25 p.100 par traction
E22	2-20	2875	7000	rupture. Allongement 50 p.100 par traction
<u>Acier inoxydable 25-20</u>				
A3	2-18	758	6900	rupture
A4	2-18	827	6900	rupture
A6	2-17	6067	6900	rupture
A9	2-27	234	8640	rupture
A10	2-30	84	8200	rupture
A13	2-24	316	8160	fissuration
A14	2-32	84	8220	rupture
A15	10-20	47152	8220	rupture
A16	5-20	1513	8220	rupture
A17	7-20	176	8160	rupture
<u>Acier extra-doux</u>				
PE4	2-11,5	989	500	rupture
PE5	2-11,5	1999	500	rupture
PE6	2-12	661	500	rupture
<u>Acier doux</u>				
PD1	2-27	29	500	rupture
PD2	2-18	196	500	rupture
<u>Acier inoxydable 18-10</u>				
PA4	2-11,5	7150	500	rupture
PA6	2-12,5	2338	500	rupture
PA7	2-13	1000	500	fissuration
<u>Acier inoxydable 25-20</u>				
PAS1	2-15	1405	500	rupture
PAS2	2-17	101	500	fissuration
PAS3	2-17	357	500	fissuration



Détail de l'entaille x 10

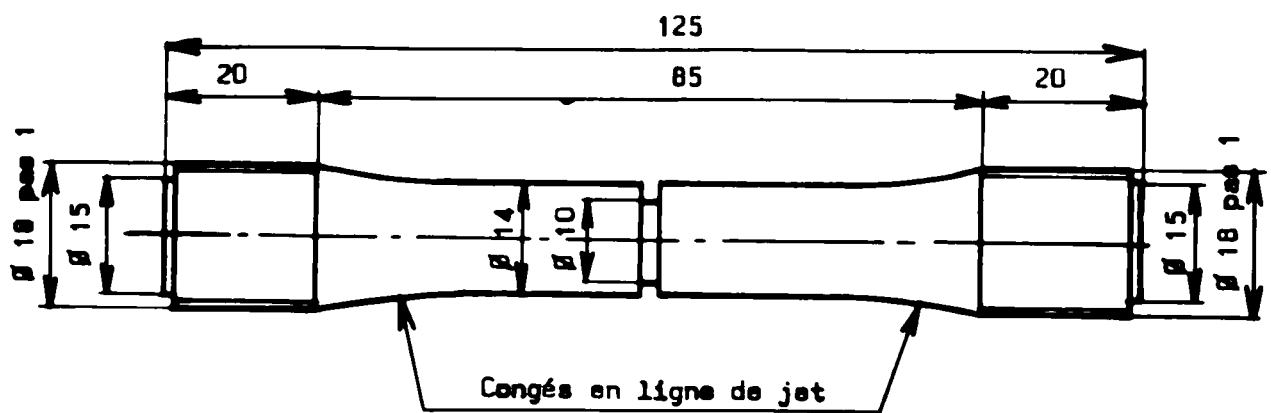


Fig.3 - Schéma des éprouvettes cylindriques

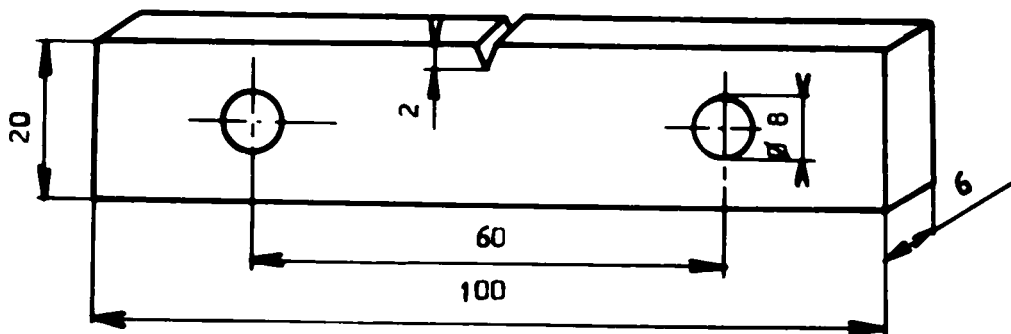
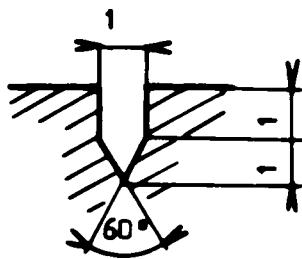


Fig.4 - Schéma des éprouvettes plates

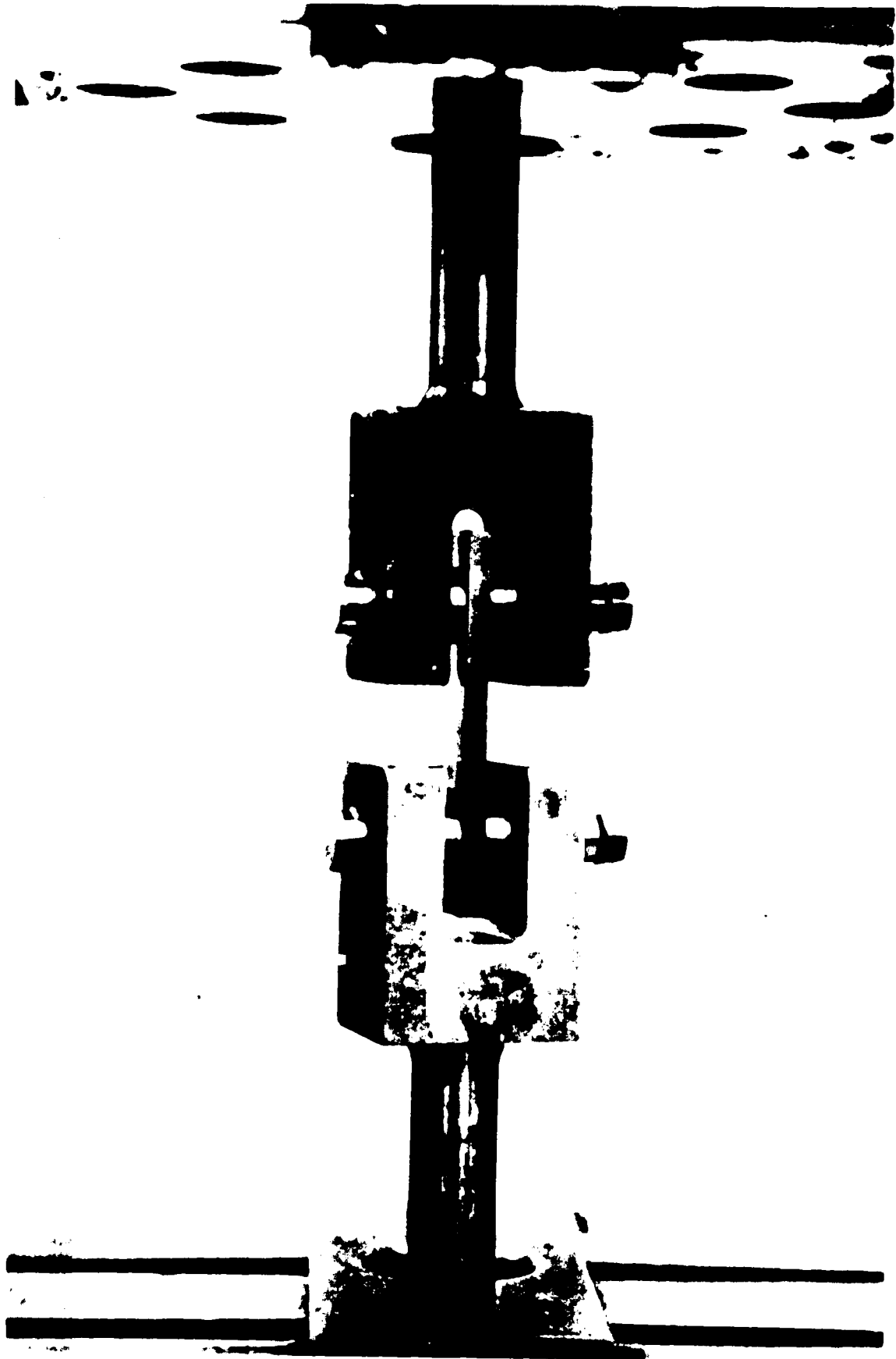


Fig. 5 - Epruvette plate et son montage.

2,2 - MESURE DE LA VITESSE DE PROPAGATION DES FISSURES.

=====

2,21 - Mesure de $\frac{da}{dN}$ en fonction de ΔK .

La mesure de la vitesse de propagation des fissures de fatigue est effectuée sur des éprouvettes plates entaillées, sous charge constante. Elle est déterminée à partir de l'espacement des stries (voir en annexe le détail de la technique). Il s'agit donc de la vitesse microscopique locale.

Nos résultats sont consignés dans le tableau IV et la figure 6. Pour des raisons de commodité, nos essais de fatigue sont effectués pour des durées de vie des éprouvettes comprises entre 10^5 et 10^7 cycles. Le régime de propagation des fissures est, par conséquent, à peu près le même dans tous les cas, de sorte que l'étude de la fatigue oligocyclique et de la fatigue sous faible charge ne sera pas abordée ici.

Pour chaque éprouvette, on constate que la vitesse de fissuration répond à la loi de PARIS (8). On a :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad \text{avec } 1,1 < m < 2,3$$

La pente des droites semble dépendre de la nature des aciers et on pressent, pour les ΔK extrêmes, l'amorce d'une variation du régime de vitesse de propagation.

La dispersion des résultats, somme toute assez faible, est moindre que celle que l'on observe généralement dans d'autres types d'essais de fatigue. D'autre part, il convient de signaler que nos expériences sont entachées d'une erreur due au manque de précision de la machine de fatigue utilisée, non équipée d'une régulation par servo-valve. Malgré cet inconvénient la dispersion reste suffisamment faible pour ne pas compromettre la validité de nos résultats qui sont essentiellement orientés vers l'établissement d'une corrélation entre le rayon de la zone plastifiée et la vitesse de propagation.

Nous avons rassemblé dans la figure 6 l'ensemble de nos mesures effectuées sur quatre nuances d'acier. On remarque qu'on peut distinguer grosso modo deux groupes de valeurs correspondant, l'un aux aciers ferritiques, l'autre aux aciers austénitiques. Pour chacun d'eux, $\frac{da}{dN}$ est une fonction logarithmique de ΔK .

Les mesures effectuées dans l'acier extra-doux et l'acier doux se répartissent autour d'une droite ayant pour équation :

$$\frac{da}{dN} = C_1 (\Delta K)^{0,6}$$

De la même façon, pour les aciers austénitiques, on a :

$$\frac{da}{dN} = C_2 (\Delta K)^{1,1}$$

Tableau IV

Mesures de la vitesse de fissuration microscopique en fonction du facteur d'intensité de contrainte.

	lmm	ΔK_I hbar $\sqrt{\text{mm}}$	$\frac{da}{dN}$ micros- copique μ/cycle		lmm	ΔK_I hbar $\sqrt{\text{mm}}$	$\frac{da}{dN}$ micros- copique μ/cycle
PE4	1	33,8	0,125	PD1	0,50	78,4	0,239
	1,5	38	0,143		0,75	82,3	0,277
	2,5	47	0,190		1	87,5	0,283
	3	51,5	0,205		2,20	114	0,350
	4	62,5	0,245		2,60	124	0,373
				3,40	145	0,392	
				3,80	156,5	0,441	
				5	196,5	0,497	
PE5	1,18	35,5	0,122	PD2	1	56	0,190
	1,30	36,2	0,146		1,90	68	0,240
	1,55	38,5	0,157		2,75	82	0,288
	1,65	38,9	0,175		3,10	88	0,320
	1,81	40,4	0,170		3,50	95	0,318
	1,90	41,2	0,186		3,90	102	0,350
	3,20	53,7	0,282		4,20	108	0,365
	3,75	59,5	0,338		4,25	109	0,372
4,45	67,6	0,388	4,75	120	0,375		
PE6	1,10	35,9	0,163	PAS1	0,87	44,3	0,098
	2,10	44,3	0,184		1,75	54,4	0,123
	2,50	48,6	0,206		3,12	71,7	0,138
	2,80	50,6	0,214		3,17	72,1	0,142
	2,90	52,6	0,222		3,52	78	0,149
	3,50	59	0,225	4,05	85,9	0,156	
	3,70	61,2	0,220	4,57	94,2	0,162	
	4,60	72,6	0,249	PAS2	3,50	90,5	0,151
	4,80	75,6	0,277		3,80	95	0,182
			4,40		107	0,246	
			4,80		116	0,286	
PA6	1,06	37,5	0,075		5,30	127	0,325
	1,76	44,1	0,090		5,80	140	0,417
	2,70	53,5	0,110		6,40	157	0,492
	3,28	60,5	0,122		6,50	160	0,462
	3,90	67,1	0,136		6,90	173	0,529
PA7	1,40	40,8	0,075	PAS3	0,30	44,2	0,080
	1,80	43,6	0,071		0,88	52,4	0,092
	2,10	47,5	0,091		1,20	57	0,086
	3,40	60,6	0,144		1,60	61,6	0,103
	3,90	67,5	0,153		1,80	64,5	0,107
	4,85	80,7	0,179		2,50	74,6	0,137
	5,75	95,6	0,210		5,20	124,2	0,242
	6,70	116	0,215		5,30	127	0,251
	6,80	119	0,228		5,60	135	0,276
	6,90	120	0,285		6,20	151	0,310
				6,60	164	0,256	
				6,70	167	0,319	

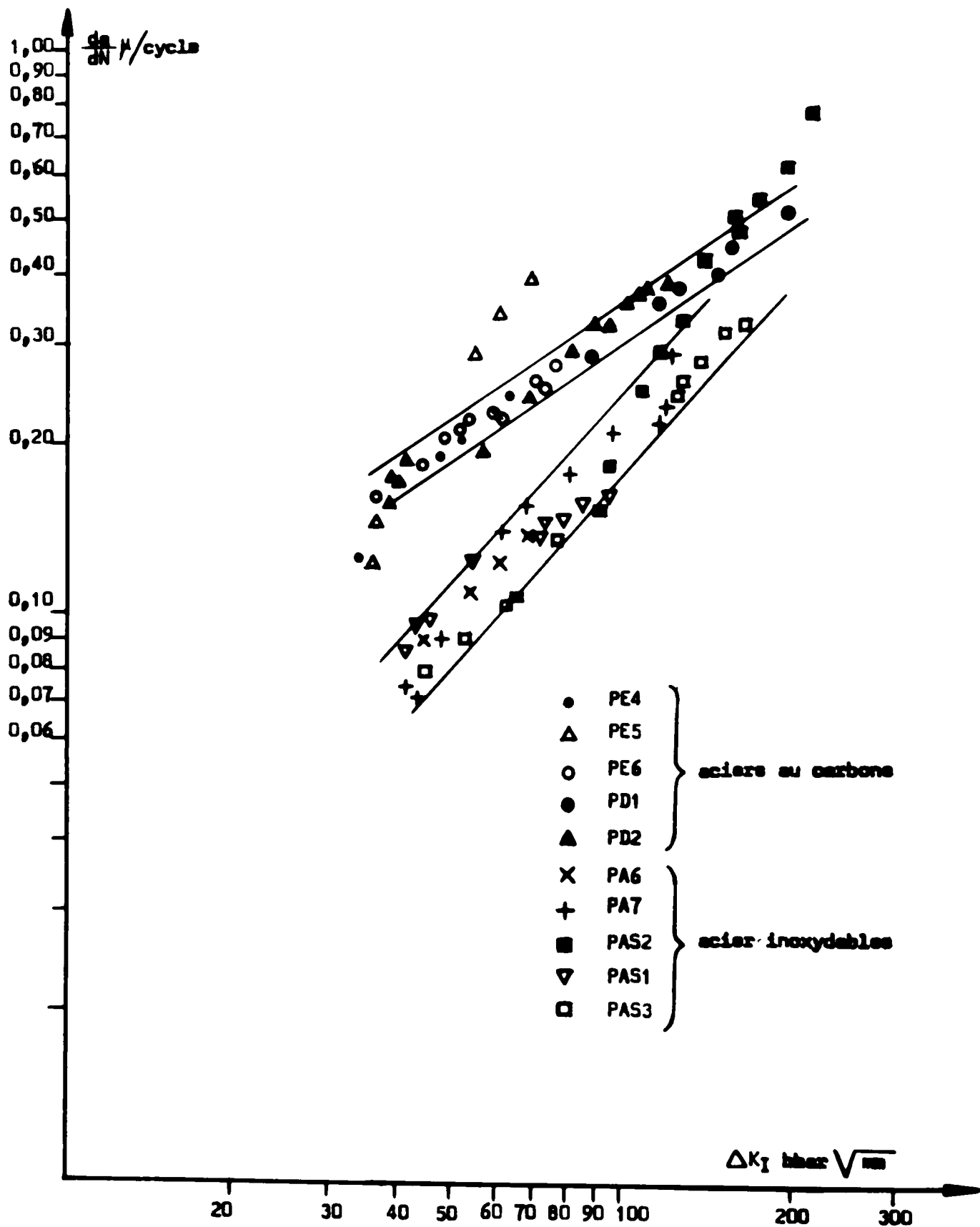


Fig.6 - Vitesse de fissuration microscopique en fonction du facteur d'intensité de contrainte.

Il apparaît que pour une même catégorie d'acier, la vitesse de propagation dépend, en moyenne, principalement des conditions d'essai, ici de ΔK . La limite d'élasticité, la résistance à la traction, n'ont qu'une influence secondaire sur la vitesse de fissuration des aciers étudiés.

En effet, bien que l'acier extra-doux ait une limite d'élasticité deux fois plus faible environ que l'acier doux on ne trouve pas de différence notable dans l'expression de la vitesse de propagation de la fissure (figure 6). En revanche, dans les aciers austénitiques, cette dernière est sensiblement deux fois plus faible que dans les aciers ferritiques dans l'intervalle de ΔK compris entre 50 et 100 hbar $\sqrt{\text{mm}}$. Plus petit pour les faibles valeurs de ΔK , $\frac{da}{dN}$ croît un peu plus rapidement dans les aciers austénitiques que dans les aciers ferritiques.

Nous mentionnerons enfin les résultats de plusieurs auteurs américains (9 et 10) qui tendent à montrer que la vitesse de propagation est de la forme :

$$\frac{da}{dN} = \alpha \frac{(\Delta K)^m}{E}$$

Etant donné que les quatre aciers étudiés ont un module d'YOUNG E voisin de 20 000 on pourrait s'attendre à ce que $\frac{da}{dN}$ ne dépende que de ΔK .

L'expérience montre qu'en réalité la relation ci-dessus ne convient que pour un même type d'acier et il semble que la relation donnée par BARSOM (10) n'ait pas une portée générale.

2,22 - Vitesse microscopique et vitesse macroscopique.

Il nous a paru intéressant de compléter l'étude de la vitesse microscopique par des mesures de la vitesse macroscopique observée en cours de fissuration.

La progression de la fissure est repérée sur le flanc de l'éprouvette grâce à des empreintes de microdureté disposées tous les 0,2 mm. Les lectures sont faites à l'aide d'une loupe binoculaire.

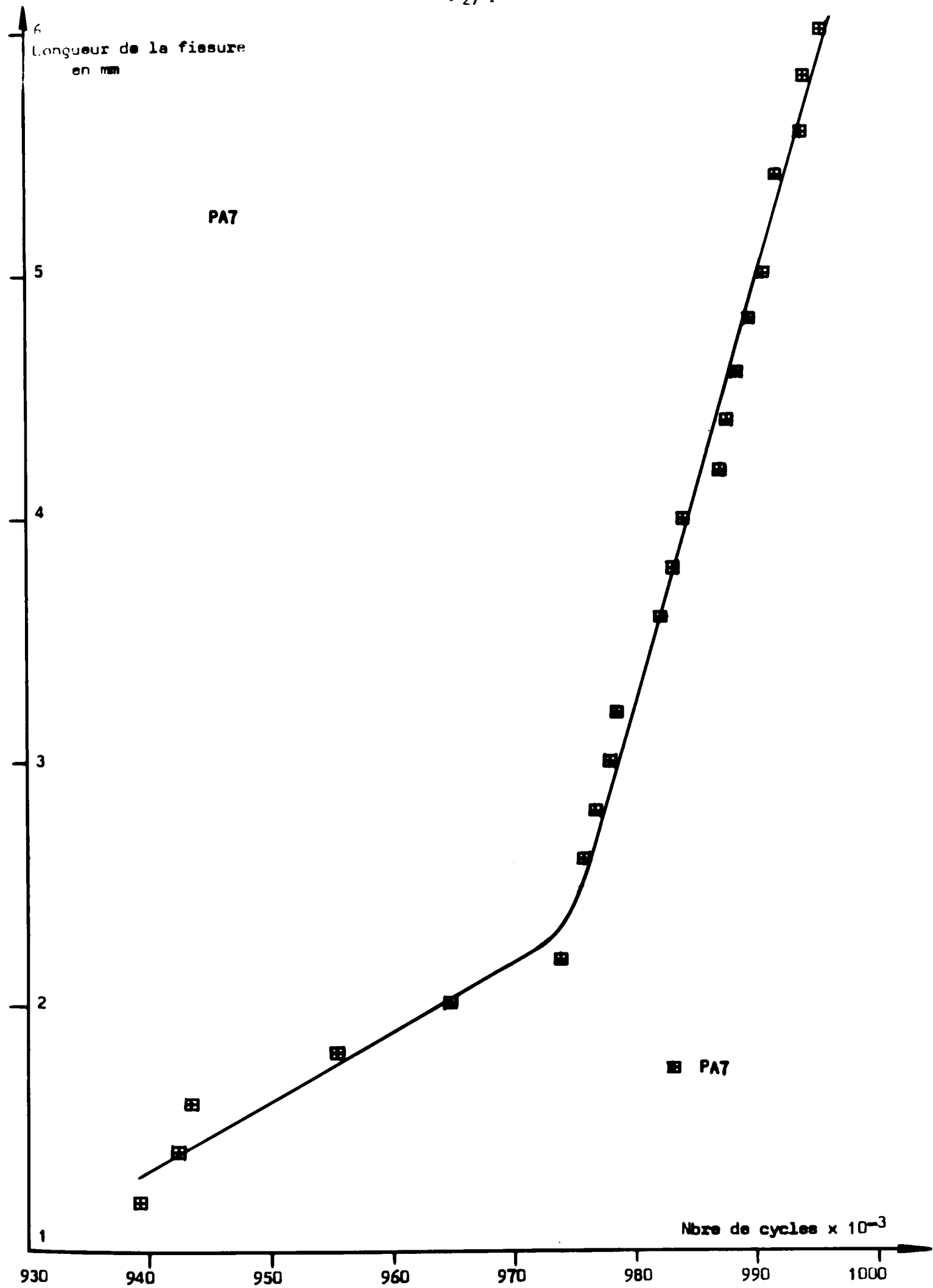
Nos expériences portent sur trois éprouvettes repérées PA7, PAS2 et PAS3 ; la première est en acier inoxydable 18-10, les deux autres en acier inoxydable 25-20.

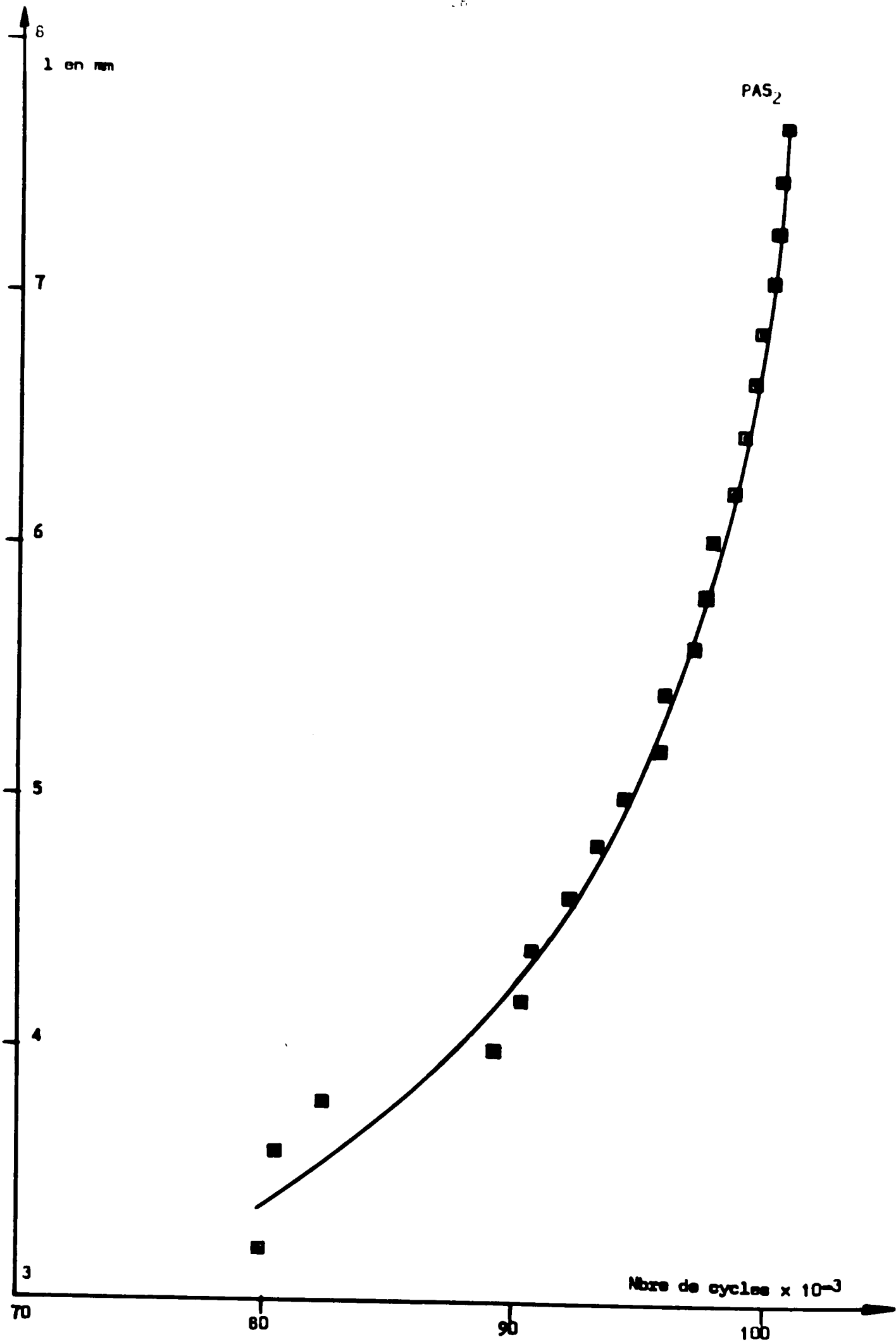
Nous avons reporté dans le tableau VI et les figures 7, 8 et 9 la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles. On observe que la fissure croît - ce qui est normal - d'autant plus vite que sa longueur augmente. Notons que pour $l = 0$, la courbe coupe l'axe des abscisses en un point qui représente le nombre de cycles nécessaire à l'initiation de la fissure.

Tableau V

Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles

PAT		PAS2		PAS3	
l en mm	Nbre de cycles	l en mm	Nbre de cycles	l en mm	Nbre de cycles
1,2	939 650	3	65 540	0,2	85 000
1,4	942 250	3,2	79 690	0,5	119 000
1,6	943 420	3,4	80 000	0,8	168 000
1,8	955 880	3,6	80 260	1	180 400
2	965 540	3,8	82 210	1,2	229 400
2,2	974 500	4	89 070	1,4	252 660
2,8	976 600	4,2	90 230	1,6	267 000
3	977 850	4,4	90 640	2	294 780
3,2	979 000	4,6	92 340	2,2	307 560
3,6	982 900	4,8	93 390	2,4	317 000
3,8	983 800	5	94 450	2,8	327 100
4	984 800	5,2	95 600	3	330 640
4,2	987 920	5,4	96 020	3,2	334 380
4,4	988 350	5,6	97 140	3,6	340 000
4,6	989 010	5,8	97 460	3,8	342 260
4,8	990 830	6	97 950	4	343 880
5	991 790	6,2	98 710	4,2	345 360
5,4	992 640	6,4	99 010	4,6	348 500
5,6	993 620	6,6	99 440	4,8	350 000
6	995 900	6,8	99 830	5	351 220
6,2	996 510	7	100 260	5,4	353 270
6,4	997 150	7,2	100 370	5,6	354 150
6,6	997 840	7,4	100 560	5,8	354 940
7	998 900	7,6	100 720	6	355 690





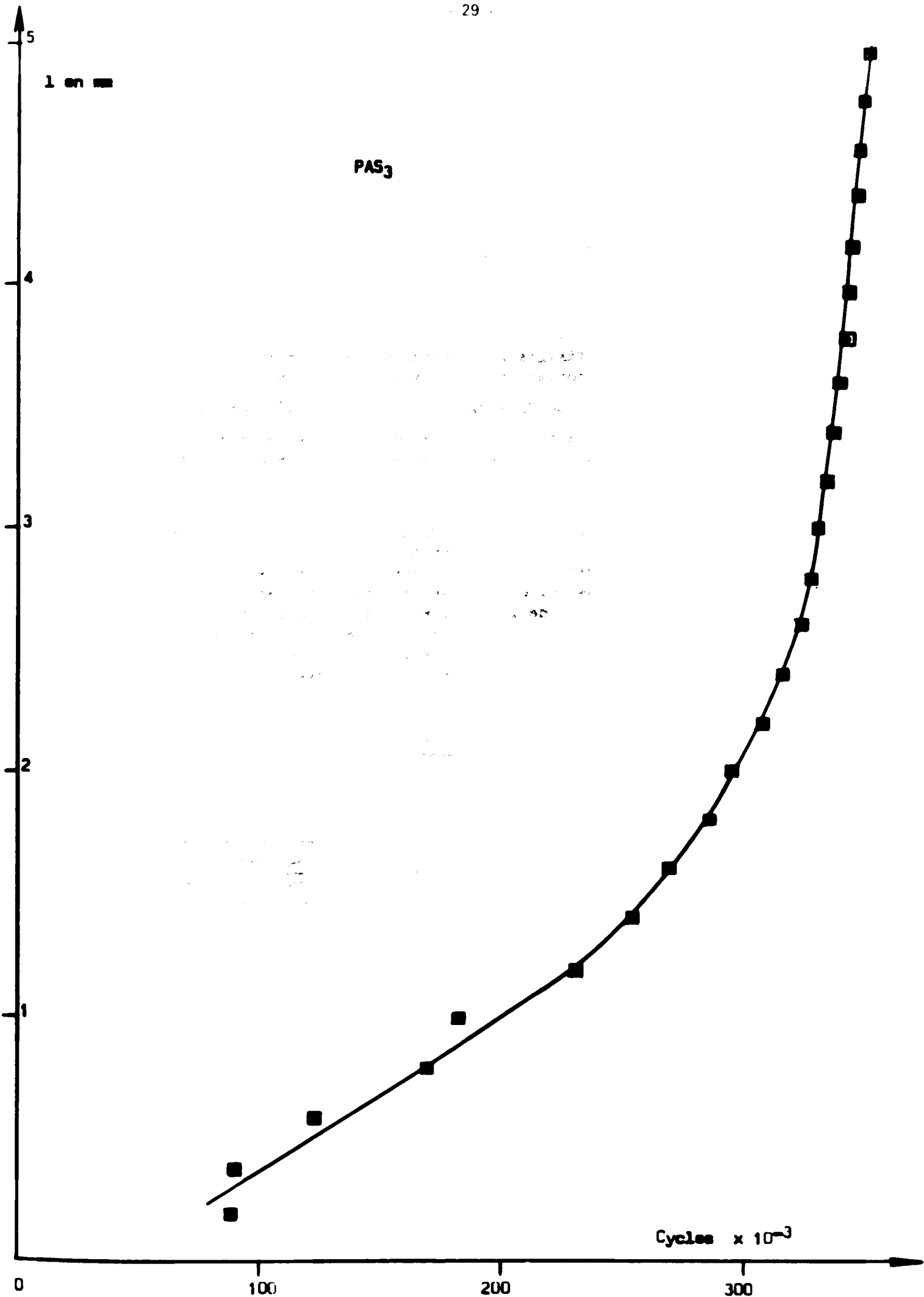


TABLEAU VI

Valeurs de la pente de la droite $\text{Log } \frac{da}{dN} = m \text{ Log } K + \text{cste}$

Repère	m "microscopique"	m "macroscopique"
PAS3	1,2	3,3
PAS2	1,9	3
PA7	1,25	1,75

La vitesse de fissuration macroscopique est ensuite rapportée au facteur d'intensité de contraintes. Pour cela, on calcule une valeur moyenne de $\frac{da}{dN}$ pour une longueur de fissure donnée (tableau VII). Le tableau VI et les figures 10 à 12 montrent que la pente de la droite représentative de la vitesse macroscopique est plus grande que celle relative à la vitesse microscopique.

L'écart entre vitesse macroscopique et microscopique s'explique par le mode de progression locale de la fissure. Pour un ΔK faible, la progression du front de la fissure est discontinue comme le montre l'aspect morcelé des plages striées de la cassure. La vitesse de fissuration est donc plus grande localement que sur le front de la fissure. Pour un ΔK élevé le front de la fissure avance de façon plus régulière et il n'est pas rare que la formation de cupules ou de clivages augmente encore la vitesse de fissuration macroscopique qui, de ce fait, sera plus élevée que la vitesse locale mesurée par comptage de stries.

Tableau VII

Vitesse de fissuration macroscopique en fonction du facteur d'intensité de contrainte

	l_{mm}	$\Delta K_I \text{ hbar } \sqrt{mm}$	$\frac{da}{dN}$ macroscopique μ/cycle
Acier inoxydable 18-10	PA7 1,6	44	0,031
	2,5	53,5	0,081
	3,5	65	0,144
	4,6	80	0,206
	5,5	94,5	0,244
	6,5	115	0,320
Acier inoxydable 25-20	PAS2 2,3	71	0,034
	3,6	92	0,085
	4,5	109	0,185
	5,5	131	0,285
	6,5	160	0,432
	7,1	180	0,780
PAS3	0,6	48,5	0,008
	1,4	59,2	0,009
	1,5	60,8	0,009
	1,6	62	0,015
	2,5	75	0,028
	3,5	91	0,075
	4,5	110	0,126

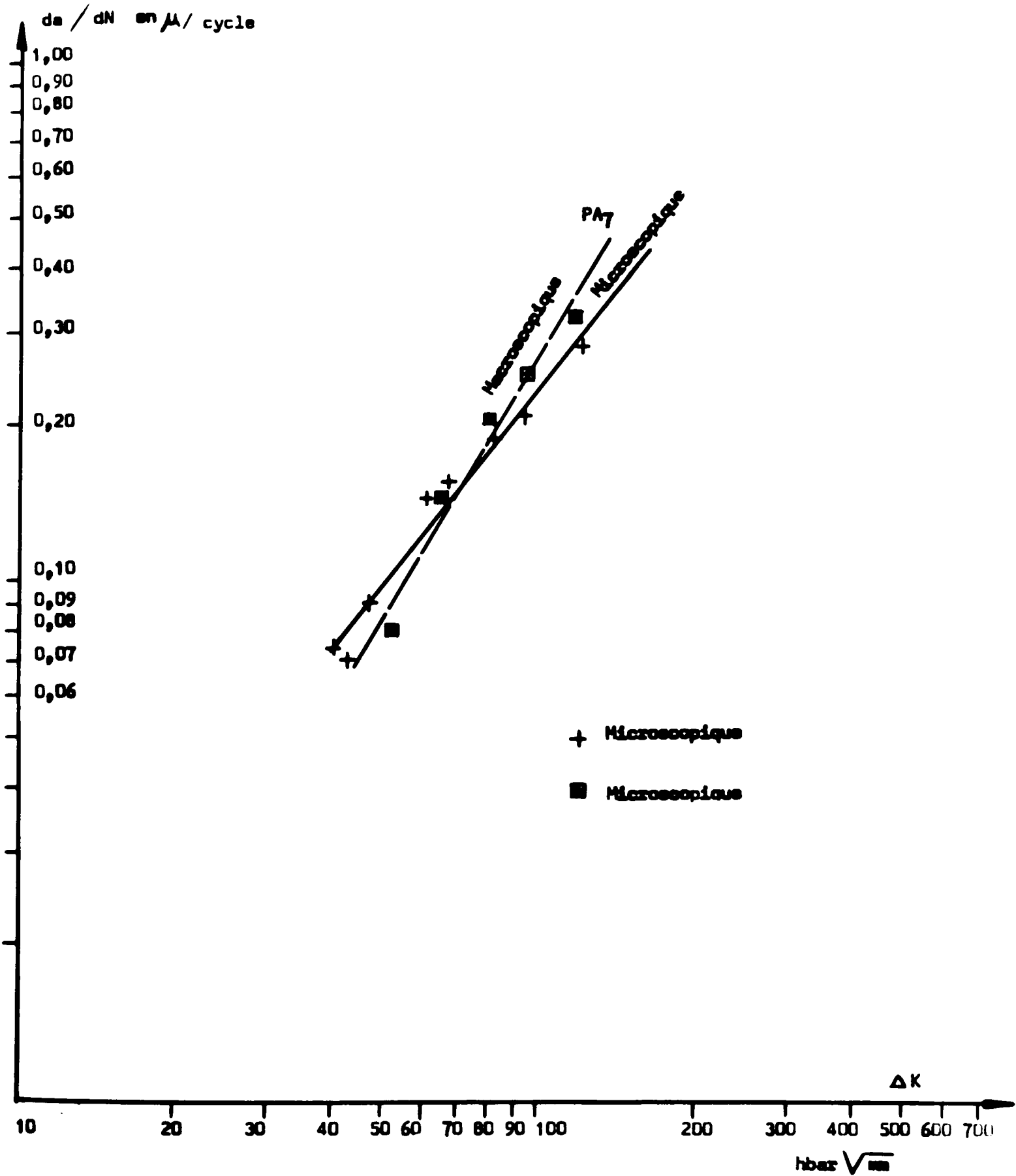


Fig.10 - Vitesse de fissuration microscopique et macroscopique (PA7)

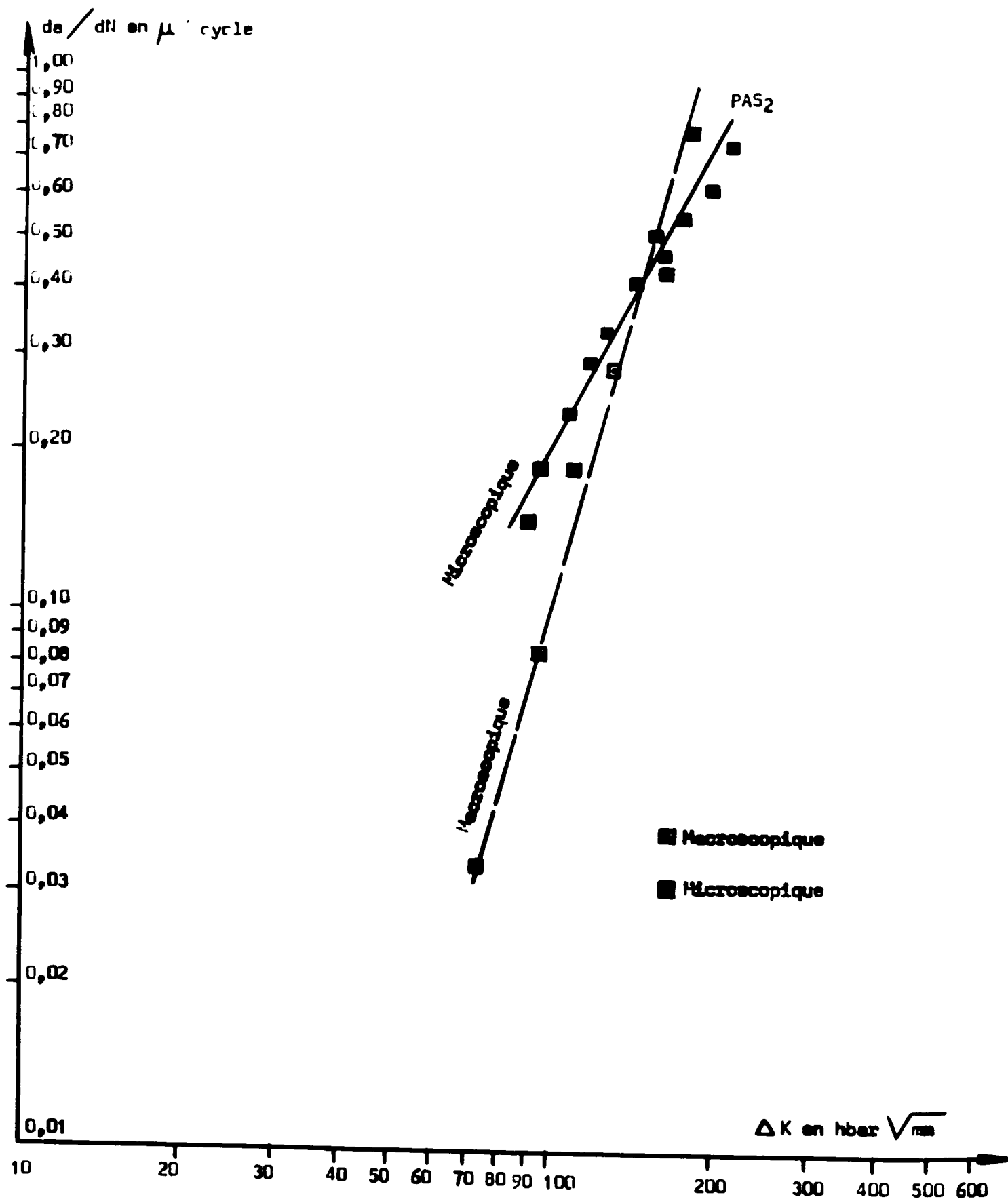


Fig.11 - Vitesse de fissuration microscopique et macroscopique (PAS₂)

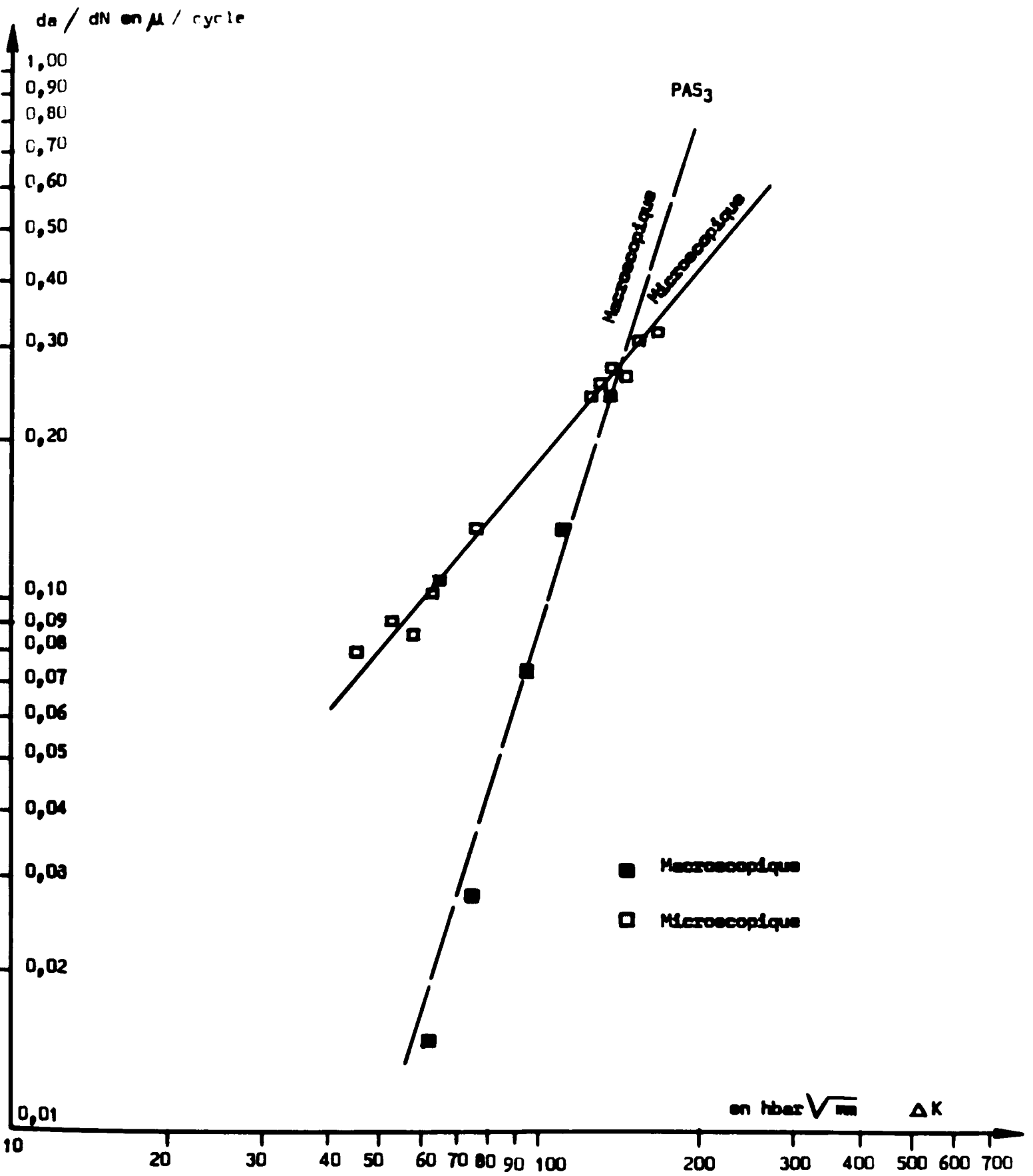


Fig. 12 - Vitesses de fissuration microscopique et macroscopique (PAS3)

**3 .- DETERMINATION DE LA ZONE PLASTIFIEE PAR
MICRODURETE**

La zone plastifiée à fond de fissure est déterminée par des mesures de microdureté effectuées, après un polissage électrolytique soigné, sur un microduromètre REICHERT, sous une charge de 13 g. La zone plastifiée a, en effet, une dureté nettement supérieure à celle de la matrice non déformée et, dans les structures quasiment monophasées qui sont étudiées, il est donc aisé de déterminer la limite de la zone plastifiée par la chute nette de dureté qui lui correspond.

On admet en général que l'on peut déceler par mesure de dureté des déformations de l'ordre de 1p. 100. De ce fait, l'incertitude sur la mesure du rayon est en moyenne évaluée à 10μ dans les conditions opératoires, les filiations de dureté étant doublées ou triplées dans les cas litigieux.

Dans toutes nos expériences le bord de la cassure est protégé par un dépôt électrolytique de fer dont la technique est donnée en annexe. Les mesures de dureté sont relevées dans une direction orthogonale à la propagation de la fissure.

Nous étudions successivement la morphologie de la zone plastifiée, l'influence de l'amplitude de la contrainte à longueur de fissure constante et l'influence du facteur d'intensité de contrainte.

3,1 - MORPHOLOGIE DE LA ZONE PLASTIFIEE A FOND DE FISSURE.

=====

3,11 - Résultats.

Les mesures de dureté consignées dans la figure 13 sont faites sur des éprouvettes cylindriques en acier extra-doux et un acier 25-20, à 0,5 mm de l'amorce, dans le plan de symétrie de la cassure.

Les courbes donnant la dureté en fonction de la distance au bord de la cassure présentent trois parties : un palier de faible pente, encadré par une montée brusque de la dureté, côté cassure, et par une chute rapide, côté métal non déformé (fig. 13).

L'allure des courbes est la même dans l'acier ferritique et l'acier austénitique. Par conséquent, l'évolution de la dureté sous cassure ne dépend pas de la nature des déformations plastiques, pas plus d'ailleurs que de la forme des éprouvettes. Des mesures de dureté dans des éprouvettes plates en acier austénitique instable donnent des courbes semblables à celles décrites plus haut (fig. 14).

Notons que, pour diminuer les fluctuations de dureté qui peuvent toujours exister d'un grain à l'autre, les mesures de microdureté sont faites sur deux ou trois filiations parallèles passant généralement dans des grains différents. Ainsi, les duretés mesurées sont-elles bien caractéristiques de l'évolution des déformations plastiques.

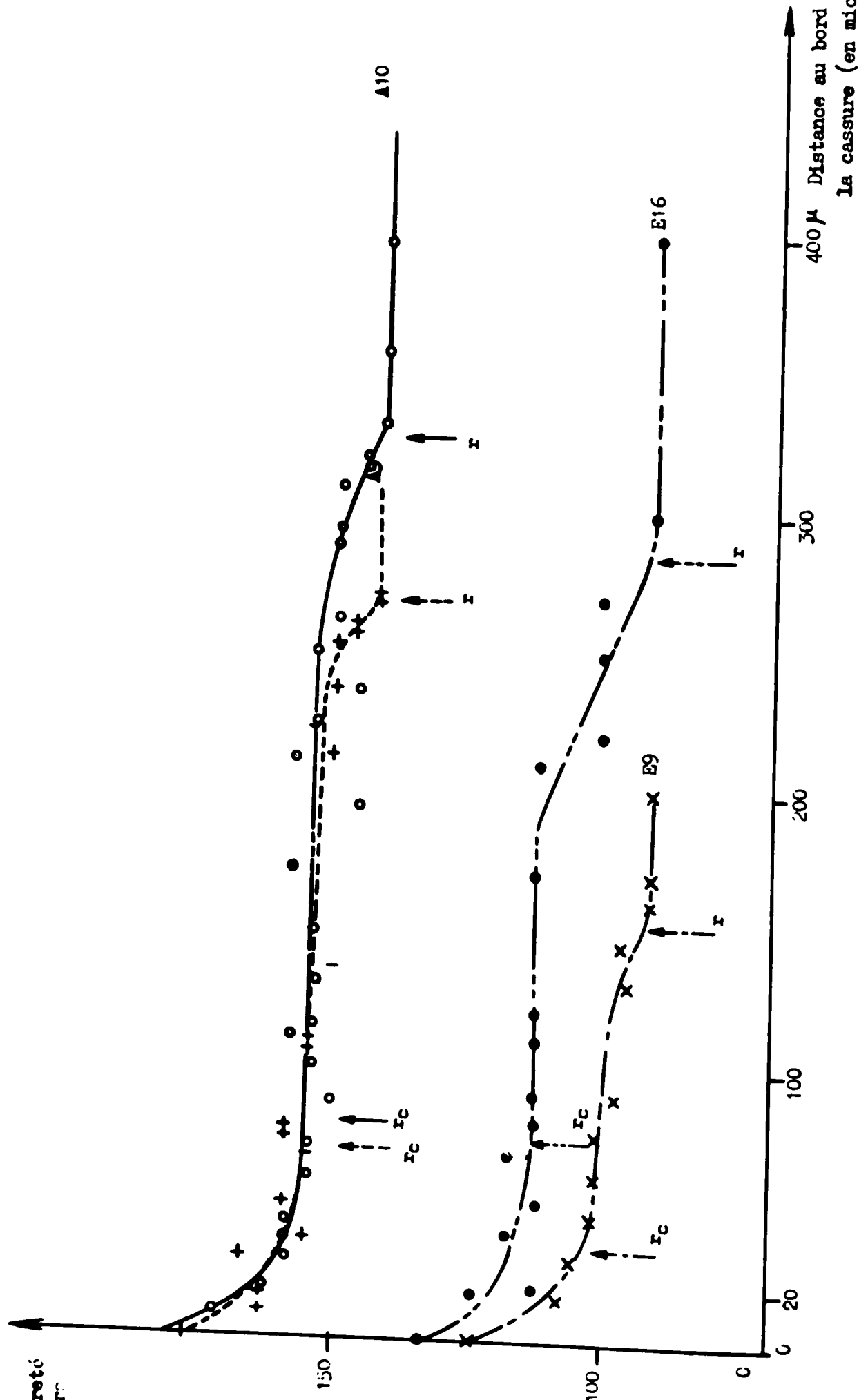
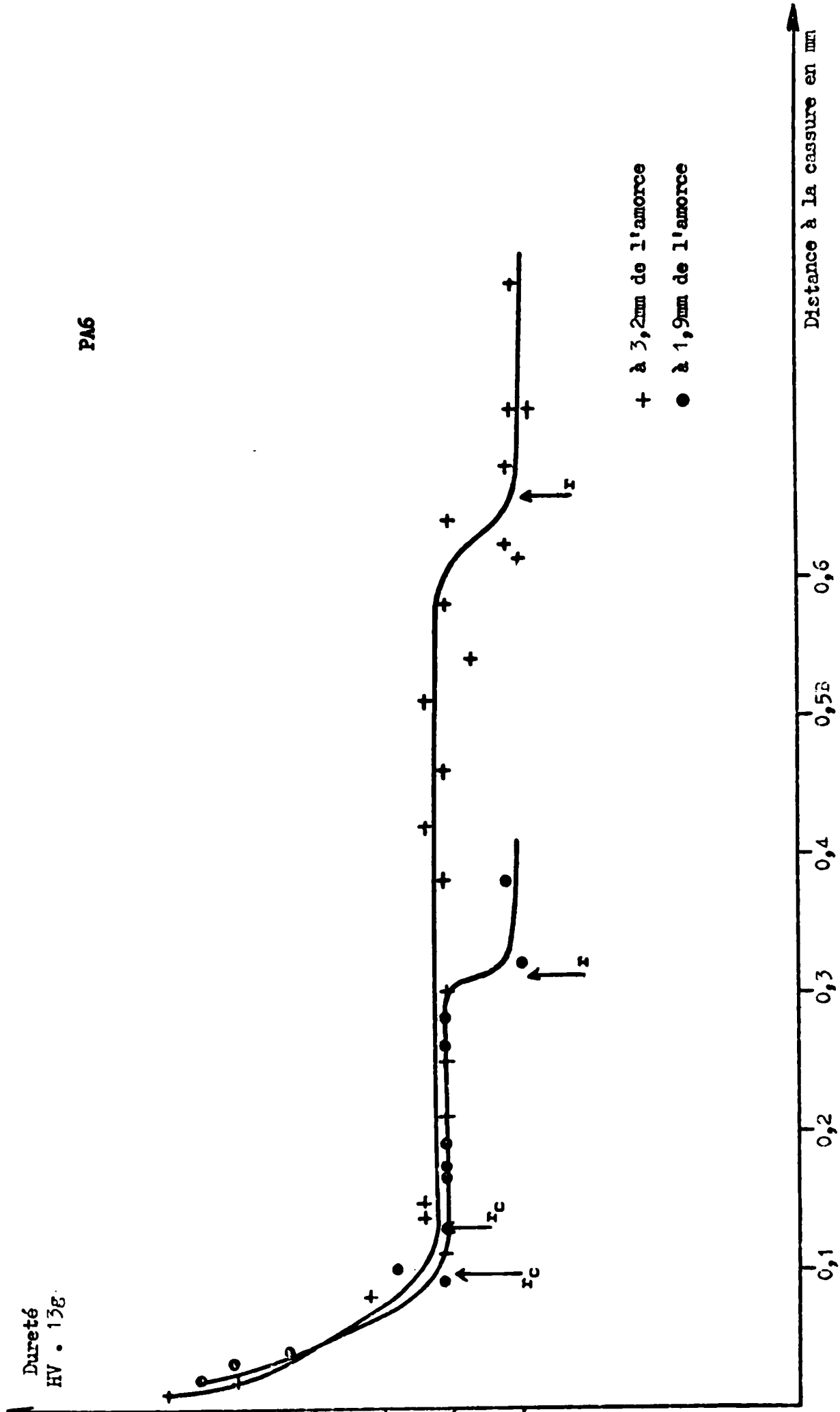


Fig.13 - Evolution de la microdureté sous des cassures par fatigue dans un acier extra-doux (E) et un acier austénitique (A).

PA6



+ à 3,2mm de l'amorce
 ● à 1,9mm de l'amorce

Fig. 14. - Evolution de la microdureté sous une cassure par fatigue dans un acier inoxydable 18 - 10 - Eprouvette PA6.

Le long palier de dureté correspond à une zone chargée de glissements plans pour les austénites et d'écheveaux de dislocations pour la ferrite. La brusque augmentation de la dureté au bord de la cassure est liée à la formation de petites cellules de dislocations ou de macles mécaniques ou bien de martensite. Les figures 15, 16, 23 et 24 illustrent cette évolution.

Pour tenter d'évaluer l'intensité des déformations plastiques, on a comparé la dureté maximale au bord de la cassure à celle de petites éprouvettes déformées statiquement. Cette comparaison très grossière, puisque les déformations en fatigue ne sont pas absolument identiques à celles sous chargement statique, donne tout de même un ordre de grandeur des déformations à fond de fissure.

Par laminage de 15,60 et 90p.100, l'acier extra-doux prend une dureté moyenne de 146, 170 et 180 respectivement. Sous des cassures de fatigue nous avons relevé des duretés maximales de 110 à 130 seulement, ce qui est comparable à l'effet d'un écrouissage de l'ordre de 10p.100.

Pour l'acier austénitique 25-20, dans lequel les duretés maximales relevées sous cassure de fatigue sont comprises entre 160 et 180, on peut estimer, de la même façon, qu'un durcissement équivalent serait produit par un écrouissage de 10p.100 environ.

3,12- Interprétation de la forme des courbes de dureté.

Dans tous les aciers étudiés il existe sous la cassure de fatigue une zone plastifiée dans laquelle les déformations augmentent de façon notable au bord de la cassure.

Il semble que de telles courbes de dureté avec leurs trois parties distinctes soient bien caractéristiques du processus de fissuration par fatigue.

FELIX et GEIGER ont étudié la dureté sous des cassures d'éprouvettes de résilience SCHNADT, dans des aciers à bas carbone, à l'état tenace et à l'état fragile (11). Ils trouvent que la dureté chute régulièrement avec la distance à la cassure, sans discontinuité. WILSHAW qui a fait le même travail, au fond d'une entaille CHARPY, retrouve des résultats semblables (12).

Nous avons reporté dans la figure 17 une courbe représentant l'évolution de la dureté sous une cassure de fatigue et conjointement une courbe inspirée des travaux de FELIX et GEIGER.

Pour expliquer l'allure de la courbe du type fatigue, il est bon de rappeler que la plastification en un point donné est le résultat de l'action d'un petit nombre de cycles, chaque cycle étant l'occasion d'une multiplication des dislocations, donc d'une augmentation de la dureté. Schématiquement, on supposera alors que la courbe de dureté, après fatigue, se déduit de celle obtenue après un chargement monotone, par une simple translation dans le sens de l'axe des ordonnées, qui fait apparaître une transition nette entre zone plastifiée et métal non déformé.

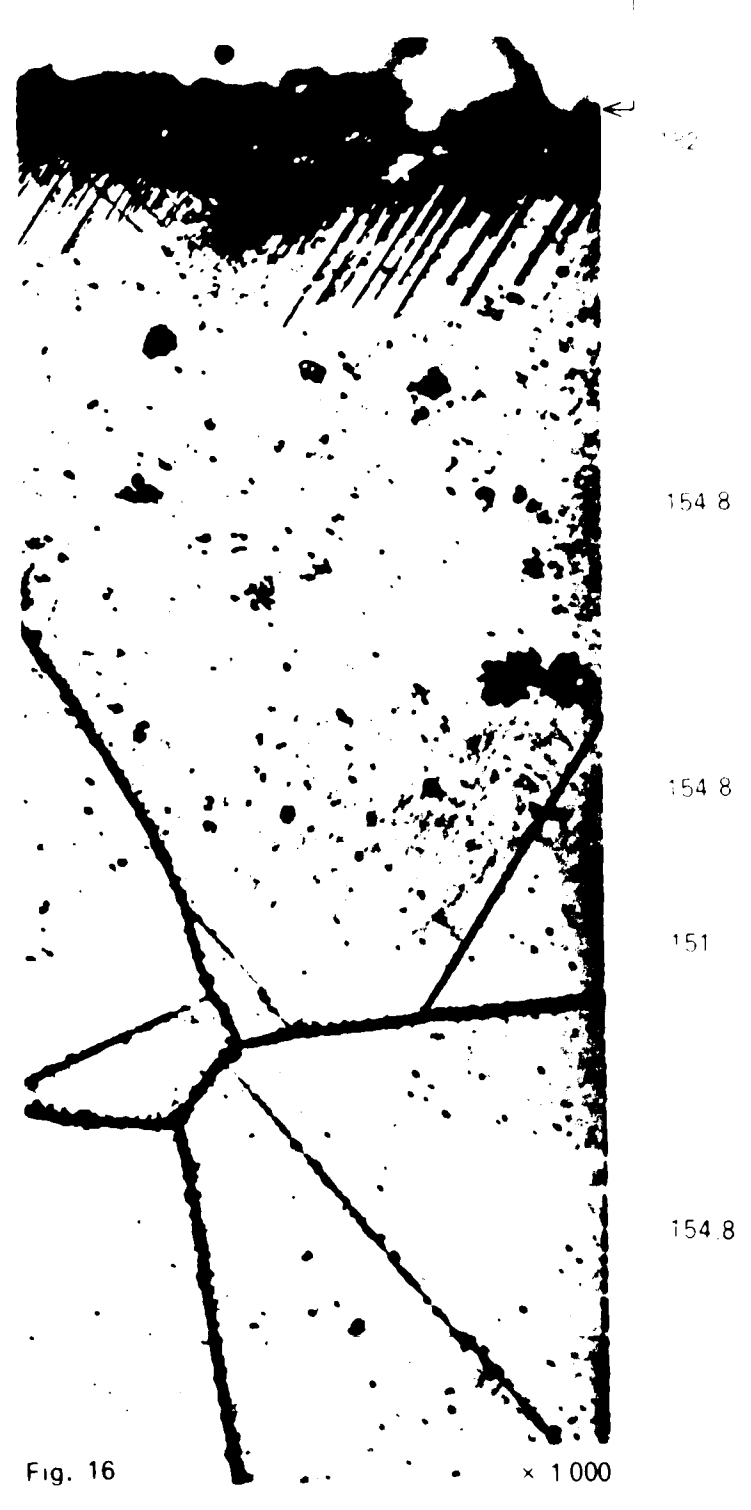
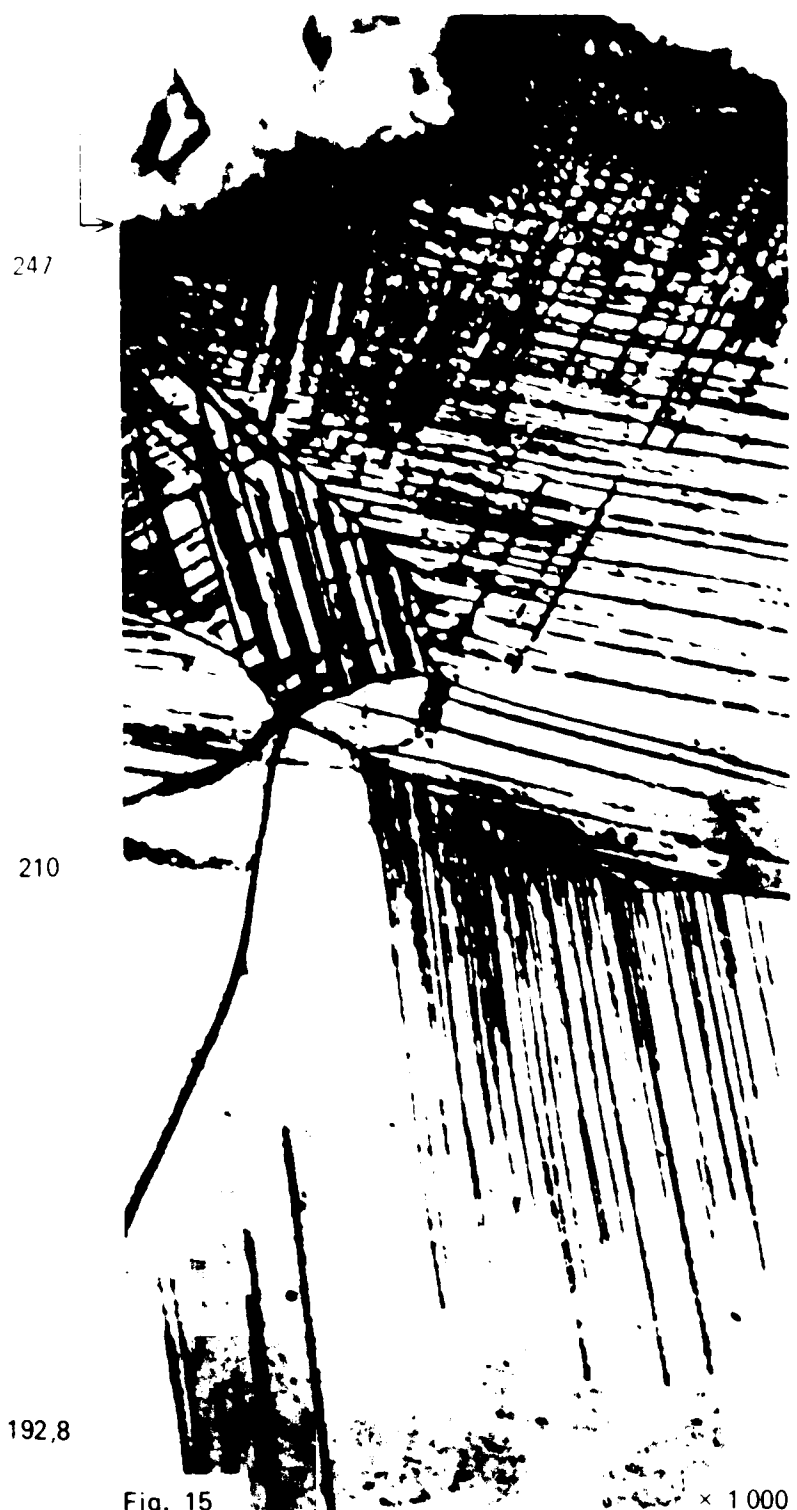
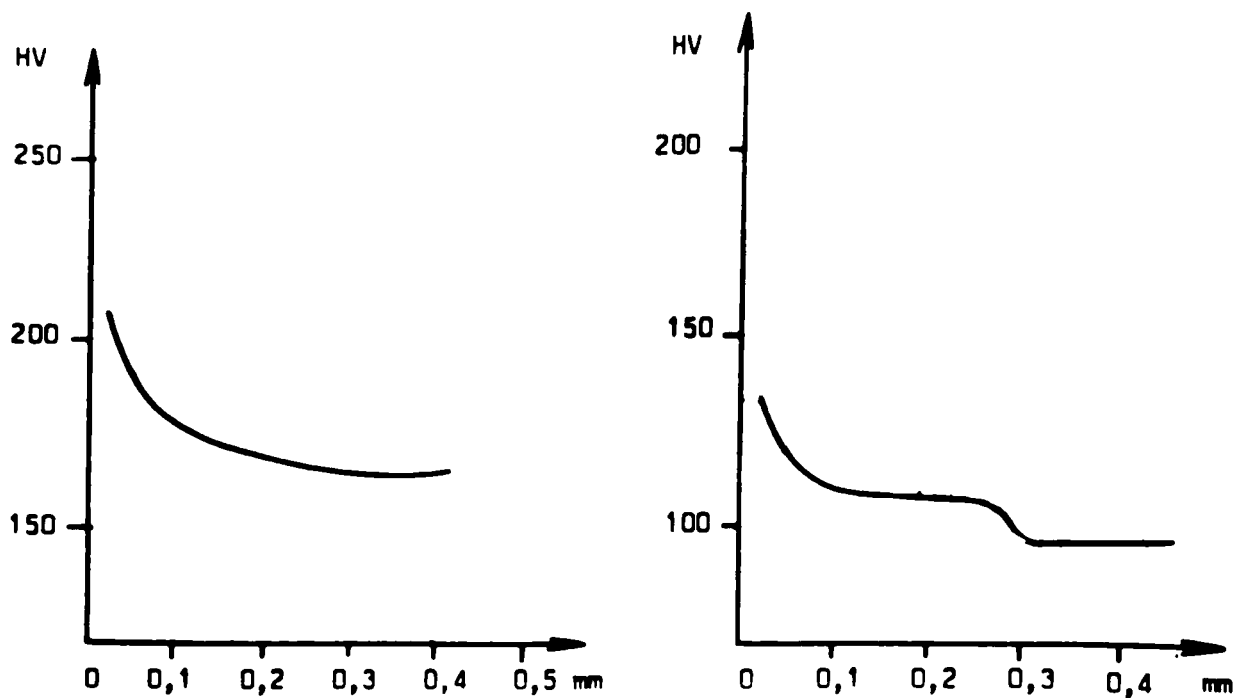


Fig. 15 et 16 - Déformation plastique sous la cassure d'une éprouvette en acier austénitique 25-20. (A10). Relation entre microdureté et structure.

Fig. 15 - A 5 mm de l'amorce.

Fig. 16 - A 0,7 mm de l'amorce.



a) D'après Félix et Geiger $K = 1,4 \text{ kg/cm}^2$ b) D'après l'éprouvette E 16

Fig. 17 - Evolution de la dureté sous la cassure d'une éprouvette CHARPY (a) et sous une cassure par fatigue (b), dans deux aciers extra-doux.

Le redressement brusque de la courbe de dureté, au bord de la cassure, semble dû principalement à la fermeture de la fissure dont l'action en un point se répète également pendant plusieurs cycles.

La forme de la courbe suggère donc que la formation de la zone plastifiée à fond de fissure se décompose en deux temps distincts. On est amené à distinguer une zone plastifiée due à l'ouverture de la fissure et à l'intérieur de celle-ci une zone modifiée par la fermeture de la fissure.

3,2 - INFLUENCE DE L'AMPLITUDE DU CYCLE SUR LE RAYON DE LA

ZONE PLASTIFIEE.

L'influence de l'amplitude du cycle est étudiée sur des éprouvettes cylindriques (fig. 3) en acier extra-doux et en acier austénitique 25-20 rompues, en traction ondulée, sous une fréquence voisine de 100 hertz.

La limite inférieure du cycle fixée à 2 hbar, c'est la limite supérieure qui varie. En mesurant le rayon de la zone plastifiée, sur une série d'éprouvettes, à 0,5 mm de l'amorce, nous avons tracé dans la figure 18 les courbes représentatives de $r = f(\Delta\sigma)$.

Dans les deux aciers on trouve en coordonnées logarithmiques des droites de pente voisine de 2 ($n = 1,7$). Si on trace $r = f(\sigma_{\max})$ la pente des droites est exactement de 2. De ces mesures, on peut tirer deux remarques :

- on vérifie, d'abord, que, à longueur de fissure constante, r est de la forme :

$$\text{Log } r = 2 \text{ Log } \Delta\sigma + \text{cste}$$

- ensuite la pente de la droite semble dépendre assez peu de la nature du matériau et des déformations, voire du niveau de sollicitation. Certains essais sont effectués sous une contrainte supérieure à la limite d'élasticité conventionnelle sans qu'aucune discrimination n'apparaisse.

Pour s'assurer que le rayon de la zone plastifiée ne dépend pas seulement de la limite supérieure du cycle, nous avons cherché à montrer le rôle de $\Delta\sigma$ en maintenant σ_{\max} constant. Pour cela, nous avons essayé une série d'éprouvettes en acier 25-20, avec une limite supérieure du cycle fixée à 20 hbar et une limite inférieure prenant différentes valeurs (fig. 19).

Dans ces conditions, la courbe représentative de $r = f(\Delta\sigma)$ est encore une droite, en coordonnées logarithmiques, de pente voisine de 2 ($n = 2,4$). Si la contrainte maximale avait une influence prépondérante, la pente de la droite serait sans doute très fortement réduite. Il ressort au contraire que l'amplitude du cycle est le paramètre important dans la détermination du rayon de la zone plastifiée.

3,3.- ETUDE DU RAYON DE LA ZONE PLASTIFIEE EN FONCTION DU FACTEUR

.....
D'INTENSITE DE CONTRAINTE.
.....

3,31 - Résultats expérimentaux.

L'étude du rayon de la zone plastifiée en fonction du facteur d'intensité de contraintes est effectuée sur des éprouvettes plates entaillées latéralement, rompues en traction ondulée, sous 500 c/mn.

Nous avons étudié un acier extra-doux contenant 0,02p.100 de carbone, un acier doux à 0,09p.100 de carbone, un acier à austénite instable 18-10 et un acier à austénite stable 25-20.

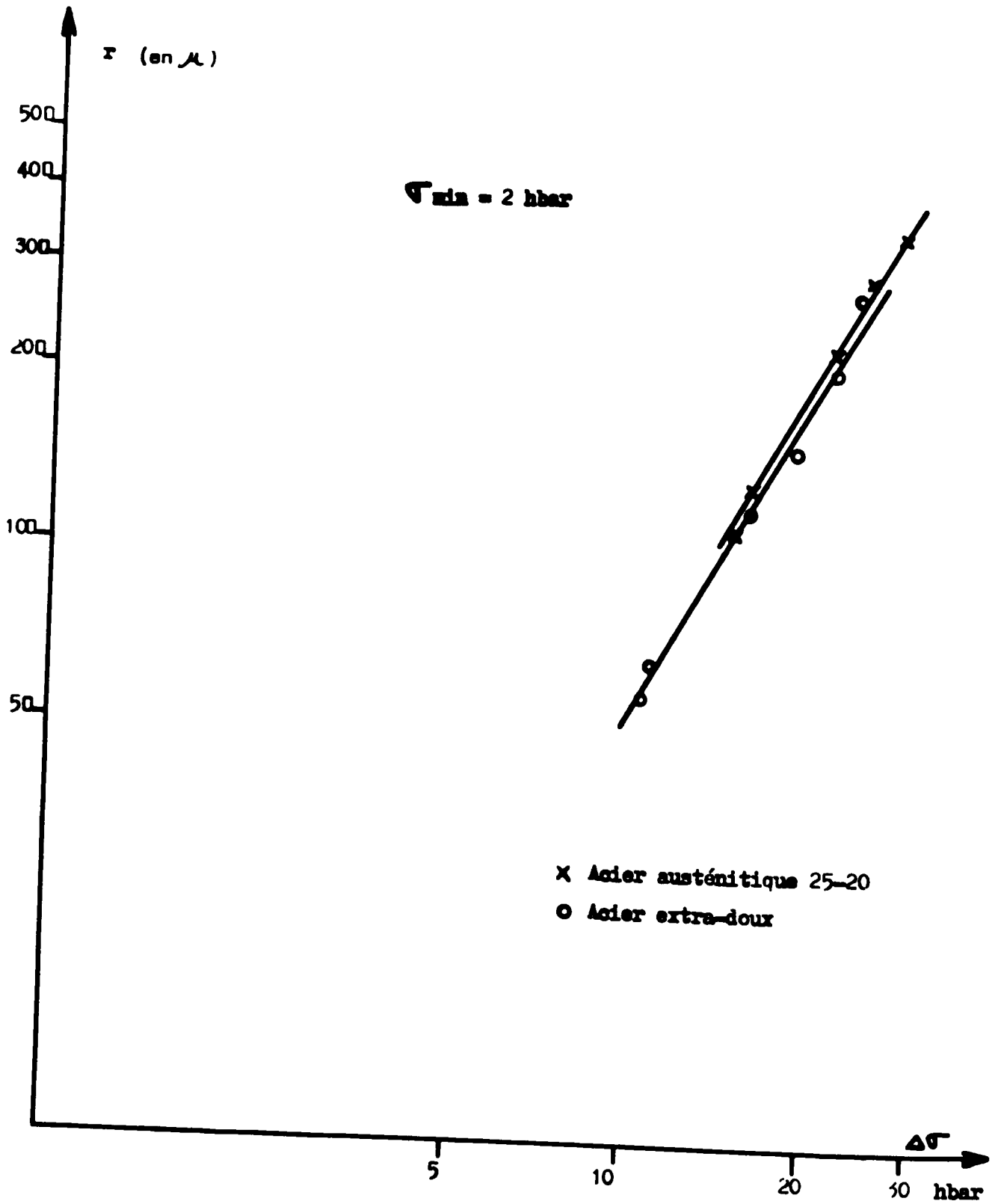


Fig. 18 - Rayon de la zone plastifiée en fonction de l'amplitude du cycle.

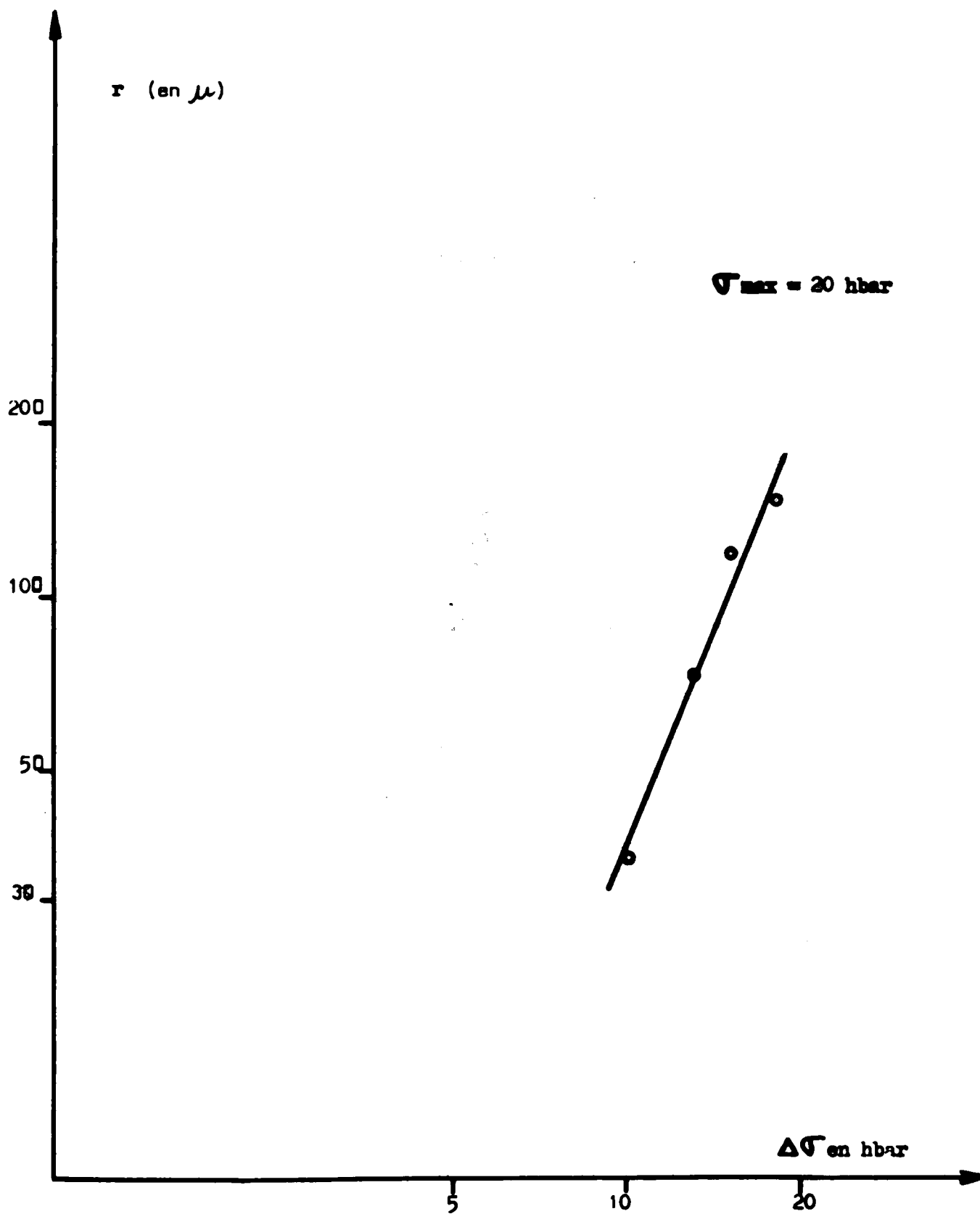


Fig. 19 - Rayon de la zone plastifiée en fonction de l'amplitude du cycle dans un acier austénitique 25-20.

Le rayon de la zone plastifiée, mesuré à l'aide d'empreintes de microdureté, est rapporté au facteur d'intensité de contrainte.

Nous avons tracé, finalement, dans la figure 20 les courbes donnant le rayon de la zone plastifiée en fonction de ΔK , calculé à partir de la relation suivante :

$$\Delta K = \frac{\Delta P \ Y}{B \ W^{1/2}}$$

On constate que r varie linéairement en fonction de ΔK , en échelle logarithmique. On a :

$$\text{Log } r = n \text{ Log } \Delta K + \text{cste}$$

$$\text{avec } 1,7 < n < 1,9$$

Le rayon de la zone plastifiée peut donc s'écrire :

$$r = k (\Delta K)^n \text{ avec } n \text{ voisin de } 2.$$

Cette expression est tout à fait comparable à celle calculée par IRWIN pour exprimer le rayon de la zone plastifiée à fond de fissure sous chargement monotone et qui s'écrit en déformation plane :

$$r = \frac{1}{6 \pi} \frac{K^2}{R_e^2} \quad (2)$$

Pour récapituler l'étude de l'influence des paramètres mécaniques sur le rayon de la zone plastifiée, rappelons que nous avons trouvé expérimentalement que r dépend plus de l'amplitude du cycle que sa limite supérieure. Ensuite nous avons vérifié que contrainte et longueur de fissure peuvent s'exprimer simultanément par le facteur d'intensité de contrainte d'IRWIN. D'où $r = k (\Delta K)^2$.

Dans le prochain paragraphe, nos résultats seront discutés par rapport aux travaux antérieurs connus sur la question.

3,32 - Interprétation des résultats.

Parmi les questions que l'on peut se poser au sujet de la zone plastifiée à fond de fissure, c'est sans doute celle de l'influence de la fermeture de la fissure qui est la plus importante. Des chercheurs (3) et (8) ont proposé un modèle qui en tient compte.

3,321 - Modèle de RICE.

Le modèle de RICE n'a pas reçu actuellement de confirmation expérimentale. On ne connaît que les travaux de HAHN et ROSENFELD (13) sur un acier au silicium, ces travaux allant d'ailleurs, apparemment, à l'encontre de la théorie de RICE. HAHN estime, en effet, que le rayon de la zone plastifiée cyclique est égal à celui de la zone plastifiée monotone et non au quart de celui-ci.

Nous avons mesuré le rayon de l'ensemble de la zone plastifiée et nous l'avons comparé au rayon calculé à l'aide de la formule d'IRWIN. Les résultats sont consignés dans le tableau VIII.

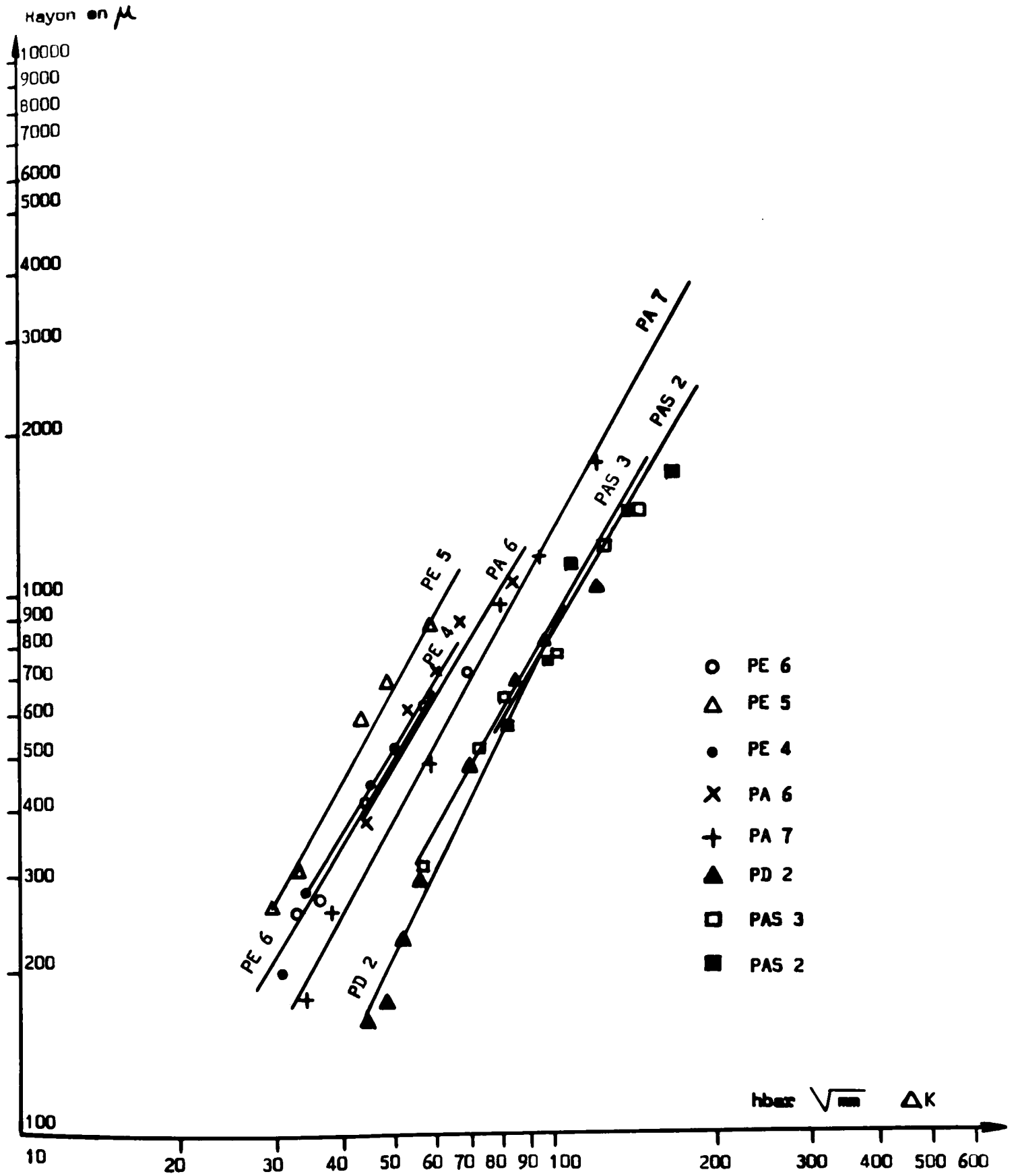


Fig.20 - Mesures du rayon de la zone plastifiée en fonction du facteur d'intensité de contrainte

TABLEAU VIII

Comparaison du rayon de la zone plastifiée mesuré et calculé.

		1 mm	ΔK_I hbar $\sqrt{\text{mm}}$	r mesuré (mm)	r calculé selon la relation 1 (mm)
A c i e r e x t e r n e	PE4	1,05	34	0,280	0,335
		2,30	45	0,440	0,590
		2,85	50	0,520	0,730
		3,75	59,5	0,645	1,020
		3,90	61	0,690	1,080
	PE5	0,52	29,7	0,260	0,258
		0,88	32,7	0,306	0,314
		2,20	43,6	0,580	0,557
		2,78	49,4	0,676	0,715
		3,68	58,7	0,863	1,050
PE6	0,83	33	0,260	0,315	
	1,12	36,1	0,270	0,380	
	2,11	44,5	0,420	0,575	
	3,22	57,1	0,620	0,950	
	4,43	70,5	0,760	1,420	
A c h e m i c o m e t r i c u e	PD2	0,50	49,4	0,173	0,176
		0,64	51,5	0,230	0,194
		1,02	56	0,296	0,230
		2,04	70	0,480	0,360
		3,04	86	0,686	0,540
		3,70	98	0,810	0,700
		4,90	123	1,020	1,100
A c h e m i c o m e t r i c u e 18-10	PA6	0,56	33,2	0,110	0,200
		1,06	37,5	0,160	0,260
		1,76	44,1	0,360	0,360
		2,70	53,5	0,610	0,530
		3,28	60,5	0,700	0,660
		3,90	67,1	0,880	0,830
		5,12	83,7	1,020	1,310
	PAT	0,51	34	0,180	0,207
		1,01	38,5	0,260	0,272
		2,28	58,8	0,490	0,474
		3,53	65	0,760	0,775
		4,65	80,8	0,970	1,200
		5,55	96	1,190	1,690
		6,85	123	1,750	2,760
A c h e m i c o m e t r i c u e 25-20	PAS1	1,03	51	0,300	0,285
		2,02	56,5	0,420	0,350
		2,94	69	0,570	0,525
		4	84,5	0,820	0,780
	PAS2	5	102	1,130	1,140
		3,07	82,6	0,570	0,750
		4,07	99,8	0,760	1,090
		4,80	115	1,090	1,450
		5,80	139	1,440	2,100
	PAS3	6,86	171	1,910	3,200
		1,14	55,5	0,310	0,344
		2,37	73,8	0,500	0,596
		3,08	83	0,630	0,760
4,17		102	0,760	1,140	
5,16	123	1,230	1,660		
6,10	148,7	1,440	2,430		

On constate que le rayon mesuré est, dans l'acier, voisin de celui calculé par la formule d'IRWIN, dans laquelle R_e est la limite d'élasticité conventionnelle. Cela revient à dire que la zone plastifiée, en fatigue, a un rayon égal à celui de la zone plastifiée monotone produite par l'ouverture de la fissure, pour un ΔK donné.

Nos résultats expérimentaux sont donc en accord avec ceux de HAHN et ROSENFELD.

3,322 - Hypothèse de HAHN et ROSENFELD.

HAHN et ROSENFELD considèrent que la zone plastifiée mesurée est la zone plastifiée cyclique de RICE exprimée par la relation :

$$r_c^{th} = \frac{1}{6\pi} \frac{\Delta K^2}{(2 R_e)^2}$$

Mais étant donné que r_c' mesuré est égal à r_c^{th} calculé d'après la relation d'IRWIN donnée ci-dessous :

$$r_c^{th} = \frac{1}{6\pi} \frac{\Delta K^2}{(R_e)^2}$$

ils en déduisent que la limite d'élasticité cyclique (R_c), opérant en fatigue, serait la moitié de la limite d'élasticité conventionnelle (R_e).

L'hypothèse de HAHN implique que le rayon de la zone plastifiée en fatigue dépend d'une variation de la contrainte locale de $2 R_e$ à la fermeture de la fissure, comme à son ouverture. Cela suppose enfin qu'il reste, en avant du fond de la fissure fermée, une contrainte de compression.

3,323 - Remarque sur l'hypothèse de HAHN.

Il ne semble pas que l'on puisse mettre en doute le modèle de RICE. La fermeture de la fissure introduit certainement une modification de la zone plastifiée à fond de fissure.

L'ambiguïté réside seulement dans l'interprétation des résultats expérimentaux. L'hypothèse de HAHN, selon laquelle $R_c = \frac{1}{2} R_e$, cadre bien avec les mesures, mais on ne voit pas clairement son sens physique.

Les sollicitations cycliques auxquelles le métal est soumis perturbent, sans doute, la limite d'élasticité initiale et on est en droit de penser que la limite d'élasticité conventionnelle ne convient pas exactement. Il serait préférable de la remplacer par une limite d'élasticité cyclique. Toutefois, la limite d'élasticité cyclique ne semble pas être, a priori, une fraction systématique de R_e , mais une caractéristique intrinsèque du matériau indépendant de R_e .

On peut se demander alors si la zone plastifiée mesurée est bien la zone dite cyclique et si une autre hypothèse ne serait pas mieux adaptée pour expliquer le phénomène.

A notre avis, il serait préférable d'admettre que l'ouverture de la fissure produit, en fatigue, la même déformation plastique que sous chargement monotone, pour un ΔK donné, puisque l'expérience le confirme, sans avoir recours à aucune spéculation fondamentale sur la valeur de la limite d'élasticité.

La zone plastifiée cyclique ou inversée prévue par RICE se trouverait à l'intérieur de la première zone et n'en serait qu'une modification due à la fermeture de la fissure.

On vérifie, sur les courbes donnant la dureté en fonction de la distance à la cassure, que l'on enregistre une première chute de dureté, que nous tenons pour la limite de r_c^h , au quart du rayon de l'ensemble de la zone plastifiée. Nous avons trouvé des valeurs du rapport $\frac{r_c}{r'}$ égales ou inférieures à $\frac{1}{4}$.

Quelle que soit l'hypothèse retenue, il reste que le rayon de la zone plastifiée à fond de fissure de fatigue est égal à celui prévu par IRWIN (relation 2), sous chargement monotone. Pour un ΔK donné, il est grosso modo quatre fois plus grand que le rayon de la zone plastifiée cyclique prévu par PARIS ou par RICE.

3,324 - Influence de la limite d'élasticité.

Les valeurs expérimentales de r sont en bon accord avec les valeurs calculées, pour tous les aciers étudiés et quelle que soit la nature des déformations plastiques.

En première approximation, la limite d'élasticité conventionnelle semble donc convenir dans les formules de la mécanique de la rupture appliquées à la fatigue.

Toutefois, ceci ne reste valable que lorsque la contrainte nominale appliquée est franchement inférieure à la limite d'élasticité. Dans le cas contraire, il y a lieu de prendre en considération une limite d'élasticité après sollicitations cycliques. On remarque, dans le tableau VIII que, pour des valeurs élevées de ΔK , le rayon de la zone plastifiée mesuré est systématiquement plus faible que celui prévu par le calcul. Il semble, pour des valeurs élevées de ΔK , qu'il y ait un durcissement du métal.

En toute rigueur, la limite d'élasticité qui conviendrait en fatigue serait vraisemblablement une limite d'élasticité cyclique (13, 14, 15, 16).

3,33 - Relation entre la vitesse de propagation et le rayon de la zone plastifiée.

Pour chaque éprouvette, on a comparé l'évolution de l'épaisseur totale de la zone plastifiée (r') à la vitesse de propagation de la fissure, tout au long de cette dernière.

Il ressort des figures 21 et 22 que $\frac{da}{dN}$ est une fonction linéaire de r' , la droite représentative ne passant d'ailleurs pas par l'origine. Pour une même éprouvette la dispersion des résultats est faible.

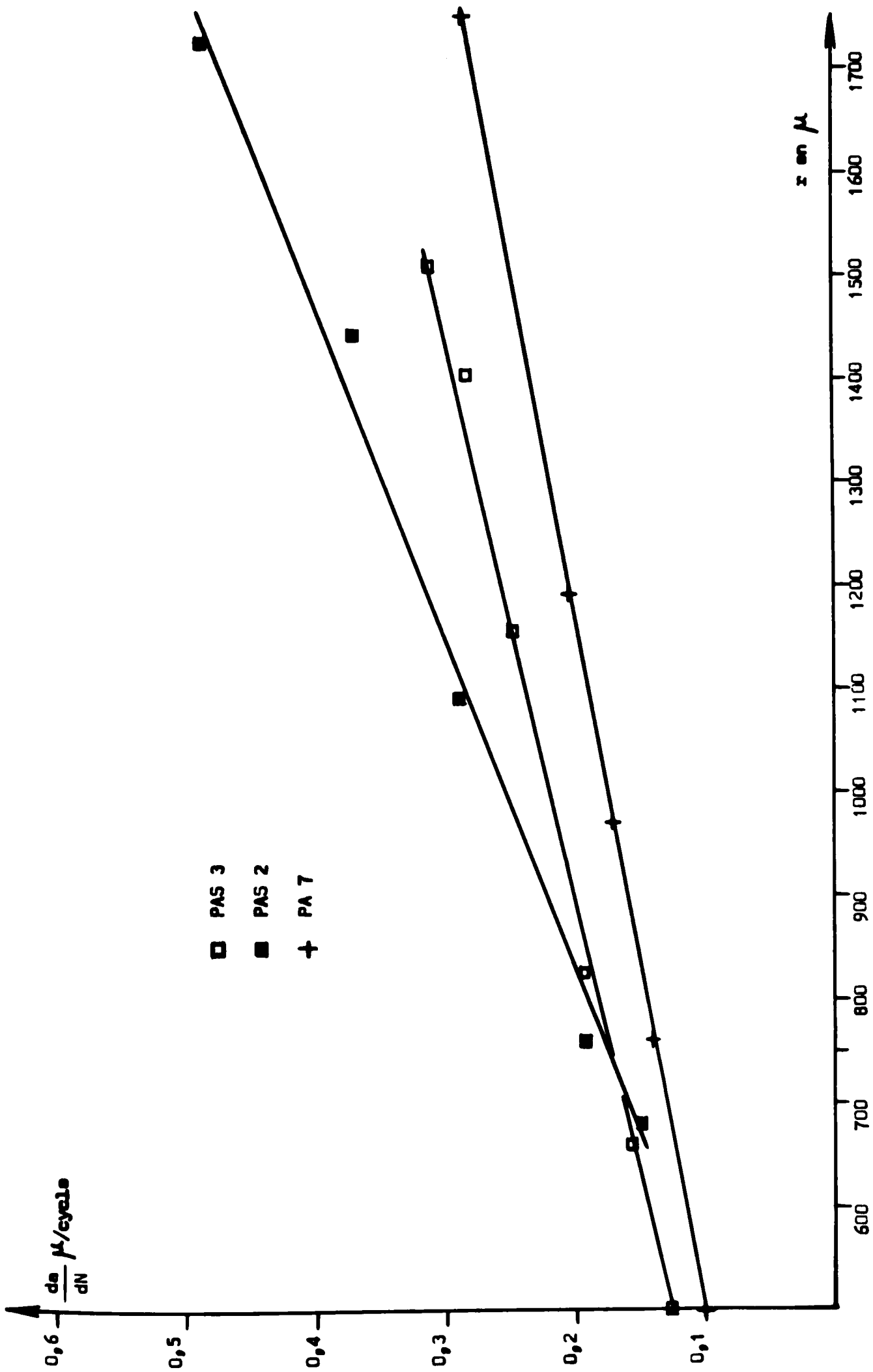


Fig. 21 - Vitesse de fissuration microscopique en fonction du rayon de la zone plastifiée

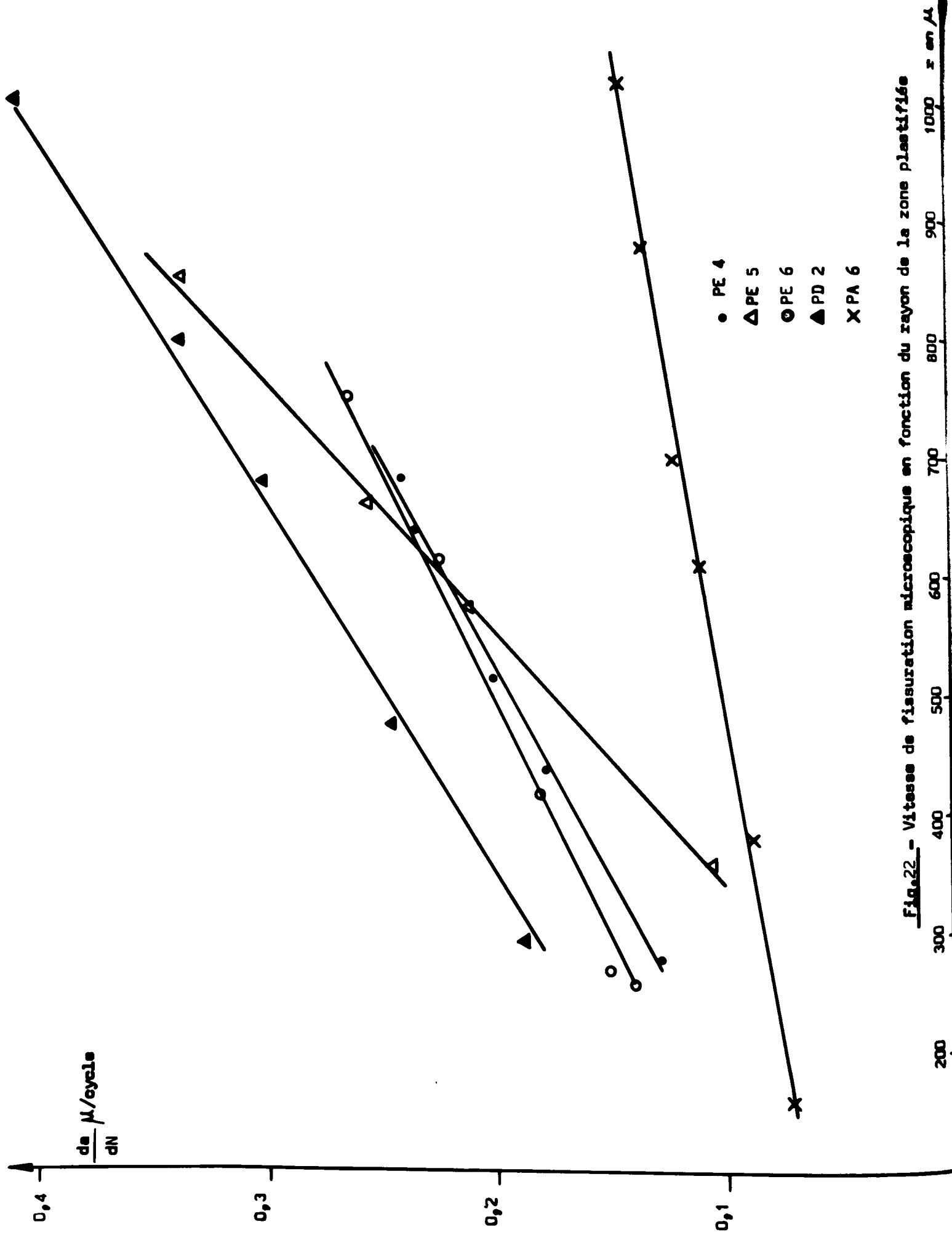


Fig. 22 - Vitesse de fissuration microscopique en fonction du rayon de la zone plastifiée

Bien qu'il puisse y avoir de légères fluctuations d'un essai à l'autre, nous trouvons que la pente des droites est caractéristique du type d'acier considéré. Elle est en moyenne de $3,2 \cdot 10^{-4}$ pour les aciers au carbone, et seulement de $1,6 \cdot 10^{-4}$ pour les aciers inoxydables 18-8 et 25-20. Par conséquent, si la vitesse de propagation de la fissure de fatigue est liée au rayon de la zone plastifiée, elle ne l'est pas de la même façon dans tous les alliages étudiés.

3,34 - Interprétation des résultats.

Nous avons montré expérimentalement que $\frac{da}{dN}$ et r' sont deux fonctions paraboliques de ΔK et de plus que $\frac{da}{dN}$ est une fonction linéaire de r' . Puisque le COD est proportionnel à r'^{th} , on trouve là une justification de l'hypothèse selon laquelle $\frac{da}{dN} = \frac{1}{n} (\text{COD})$.

En fait, nous trouvons que $\frac{da}{dN}$ représente une fraction de r , oscillant selon l'essai autour d'une valeur moyenne caractéristique de la nature de l'alliage - HAHN et ROSENFELD trouvent expérimentalement, dans divers alliages, que $\frac{da}{dN}$ peut prendre des valeurs comprises entre 10 et 50 p.100 du COD. Il y a là matière à faire un rapprochement.

En ce qui concerne nos essais, si les aciers étudiés ne se comportent pas tous de la même manière à la fissuration par fatigue, la raison doit être cherchée dans les réactions du métal sollicité et dans l'influence de l'environnement puisque les conditions d'essais sont identiques pour chacun d'eux.

La fissure de fatigue progresse dans le métal déformé plastiquement et nous verrons plus loin que la nature de la déformation plastique a une influence déterminante sur la formation des stries, donc, sur la vitesse de fissuration. Les mesures de $\frac{da}{dN}$ rapportées à ΔK et à r' sont en accord avec cette observation. Le fait que $\frac{da}{dN}$ est plus faible que la vitesse attendue dans les aciers austénitiques apparaît comme une conséquence de la consolidation de l'austénite, soit par transformation martensitique, soit par maclage mécanique, à fond de fissure, à moins que l'effet de l'environnement ne soit plus important qu'on ne l'estime généralement.

4 .- ETUDE DE L'ECROUISSAGE DE LA ZONE PLASTIFIEE

Dans une dernière partie, nous étudions la nature des déformations plastiques tant par microscopie optique qu'électronique. Puisqu'il s'agit d'observer les couches sous-jacentes à la cassure, on doit d'abord protéger celle-ci par un dépôt électrolytique de fer qui jouera un rôle protecteur pendant la préparation métallographique de l'échantillon. On doit ensuite être en mesure de révéler la zone plastifiée pour des observations au microscope optique ou sur répliques. Les examens par microscopie électronique par transmission doivent enfin être effectués le plus près possible de la cassure sur des lames minces prélevées à cheval sur le dépôt de fer et le substrat. L'essentiel des techniques mises en oeuvre est consigné en annexe (17).

Les observations de la zone plastifiée au microscope optique sont faites sur coupe droite par rapport à la surface de cassure. Les échantillons sont préparés à l'aide de procédés dérivés de ceux de JACQUET. Le microscope utilisé est un banc métallographique REICHERT équipé du contraste interférentiel de NOMARSKI.

Les aciers à bas carbone sont polis et attaqués avec un bain contenant 10% d'acide perchlorique dans du butylcellosolve. Les aciers doux et les aciers-austénitiques sont polis dans un bain acétoperchlorique dilué dans le même solvant. Les aciers ferritiques sont attaqués par voie électrolytique dans le bain de polissage; les aciers auténitiques par le réactif de CATELLA-GIOMETTO.

4.1.- DESCRIPTION DE LA ZONE PLASTIFIEE A FOND ***** DE FISSURE *****

4.11 - Nature des déformations plastiques.

4,111 - Dans un acier extra-doux.

L'acier extra-doux utilisé se prête très bien à l'étude des déformations plastiques encadrant la fissure de fatigue. La structure du matériau est exclusivement ferritique et le peu de cémentite qui se forme est précipité le long des joints de grains. Le diamètre moyen des grains est de l'ordre de 100 à 150 μ .

...../

Quel que soit le niveau de la contrainte appliquée, la propagation de la fissure de fatigue est toujours accompagnée, localement, de la formation d'une zone plastifiée caractérisée par des cellules de dislocations.

Grosso-modo, le type de déformation plastique observé le long de la cassure ne diffère pas, quant à sa nature, des déformations généralisées décrites, en fatigue oligocyclique, par WOOD (18).

Au bord de la fissure, il existe une couche de petites cellules dont le diamètre est de l'ordre d'une fraction de micron. Puis, avec l'éloignement à la cassure, le diamètre des cellules croît jusqu'à leur disparition progressive.

Avec des épaisseurs habituellement comprises entre 50 et 800 μ , l'ensemble de la zone plastifiée est naturellement observable en microscopie optique (fig. 23 et 24), mais, dans le détail, seul la microscopie électronique sur lames minces peut apporter toutes les informations nécessaires.

A proximité immédiate de la cassure, les parois des cellules sont constituées par de véritables sous-joints (fig. 25). Le coeur des cellules est presque complètement restauré ; il est encombré parfois par quelques dislocations, le plus souvent parallèles entre elles (fig. 25). Plus loin de la cassure, les parois des cellules sont moins bien achevées et à côté des authentiques sous-joints, on observe des écheveaux de dislocations (fig. 26). La forme des cellules devient ensuite de plus en plus vague et finalement seuls subsistent des paquets de dislocations disséminés dans la matrice (fig. 27 et 28).

Il y a peu de boucles de dislocations dans la région la plus proche de la cassure, ce qui est en accord avec les travaux de GROSSKREUTZ sur le cuivre (19). Toujours d'après le même auteur, les parois des cellules pourraient être des sous-joints de flexion, composés de dislocations coins.

L'épaisseur de la zone dans laquelle les cellules sont bien formées est toujours très inférieure à l'épaisseur totale de la zone plastifiée. Des mesures seront données plus loin en même temps qu'une étude plus complète de la morphologie de la zone plastifiée.

On constate par ailleurs que cette zone à petites cellules est caractérisée par une grande dureté et une désorientation importante. LUCAS et KLESNIL (20) montrent, dans un monocristal de cuivre rompu par fatigue, que la désorientation atteint 15° dans une couche épaisse de quelques microns, sous la cassure.

Les cellules de fatigue observées dans l'acier extra-doux sont analogues à celles décrites par de FOUQUET et VILLAIN dans un alliage identique déformé par traction (21).

Toutefois, quelques traits caractéristiques des cellules de fatigue permettent de les distinguer des cellules d'écroutissage sous chargement monotone. En fatigue, les cellules sont en moyenne de taille relativement grande et surtout leurs orientations et leurs arrangements sont bien caractéristiques. Si, comme nous le verrons plus loin, les cellules de fatigue peuvent, à proximité immédiate de la fissure, s'arranger en enchainements, elles ont, au contraire, ailleurs, tendance à être équiaxiales à la façon d'une sous-structure de polygonisation. Au contraire, sous déformation monotone les cellules de dislocations sont fortement orientées en files tendant à être rectilignes.

Trace de la cassure

Trace de la cassure

111
99,5
99,5
95,6
93,7
93,7
HV

108,5
93,7
97,6
93,7
93,7
93,7
HV



Fig. 23 - 1 mm de l'amorce.
 Fig. 24 - 0,5 mm de l'amorce.

Fig. 23 et 24 - Déformation plastique sous une cassure par fatigue dans un acier extra-doux. Eprouvette PE3.



Fig. 25



Fig. 26

15 000

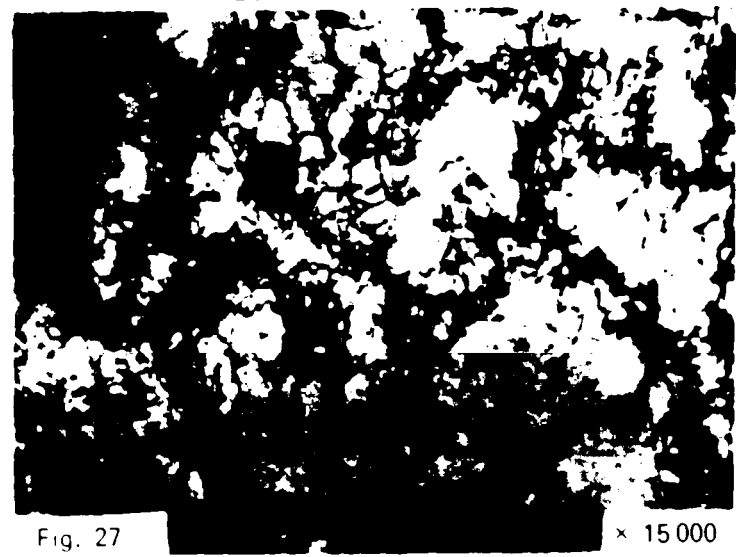


Fig. 27

x 15 000

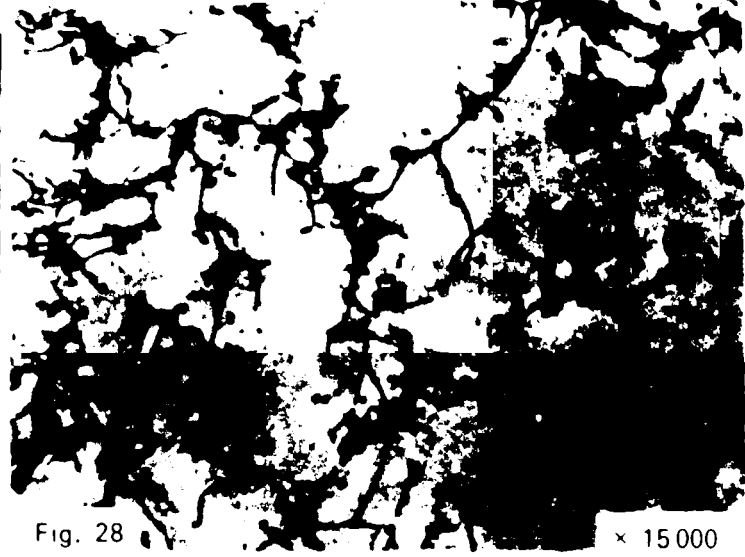


Fig. 28

x 15 000

Fig. 25 à 28 - Evolution de la sous-structure avec la distance au bord de la cassure, dans un acier extra-doux. La distance à la cassure croît de la figure 25 à la figure 28.

4,112 - Dans un acier doux.

Nous avons étendu nos observations à des aciers plus riches en carbone dans lesquels la microstructure est du type ferrite-perlite. Lorsque la fissure de fatigue se propage à travers les grains de ferrite, ce qui est le plus fréquent, elle est encadrée par une zone plastifiée comparable à celle décrite dans les aciers extra-doux.

Les micrographies des figures 29 et 30 ont été prises au bord d'une cassure dans une éprouvette en acier XC18f rompue à 1.471.000 cycles, sous une contrainte ondulée limitée à 3,15 et 12,5 hbar.

Il ressort de nos observations que dans les aciers au carbone où les glissements déviés sont faciles à la température ambiante, les déformations plastiques à fond de fissure de fatigue sont caractérisées par la formation de cellules de dislocations à l'exclusion de tout autre mode de déformation. En particulier, aucun glissement plan et aucune macle mécanique n'ont été mis en évidence.

Nous tenons pour typiques du deuxième stade de propagation de la fissure la formation des cellules de dislocations quel que soit le niveau de contrainte. Leur existence n'est pas liée, comme l'a dit W.A. WOOD (18), à la fatigue oligocyclique qui ne semble se distinguer de la fatigue sous faible contrainte que par la généralisation de la plastification à tout le volume sollicité.

La formation des cellules sous sollicitations cycliques, rapportée par d'autres auteurs comme KLESNIL et LUCAS (22) dans le cuivre et par GROSSKREUTZ dans l'aluminium (23), paraît liée aux hautes énergies de défaut d'empilement et aux facteurs qui augmentent cette énergie.

Il nous a donc paru intéressant d'étudier parallèlement aux aciers au carbone, des aciers inoxydables austénitiques connus par leur faible énergie de défaut.

4,113 - Dans des aciers austénitiques.

Plusieurs types d'aciers austénitiques sont étudiés. Nous avons choisi un acier austénitique chrome-nickel 25-20 à austénite stable à la température ambiante (voir diagramme de MAURER) et deux aciers à austénite métastable, un 18-8 et 18-10.

Comme dans les aciers au carbone, la nature des déformations plastiques au bord de la fissure ne dépend pas du niveau de sollicitation qui agit en revanche sur l'épaisseur de la zone plastifiée.

Les micrographies des figures 31 et 32 montrent l'allure de la zone plastifiée sous deux cassures par fatigue, l'une dans un acier métastable, l'autre dans un acier stable.

Il est difficile d'apprécier par microscopie optique la nature des déformations observées. Dans les deux cas le bord de la cassure est tapissé par des bandes épaisses et rectilignes, parallèles à une ou plusieurs directions.

Cette zone, où la densité des déformations est croissante avec la proximité de la cassure, est l'homologue de la couche de petites cellules de dislocations dans les aciers au carbone.

.../



Fig. 29

× 3250

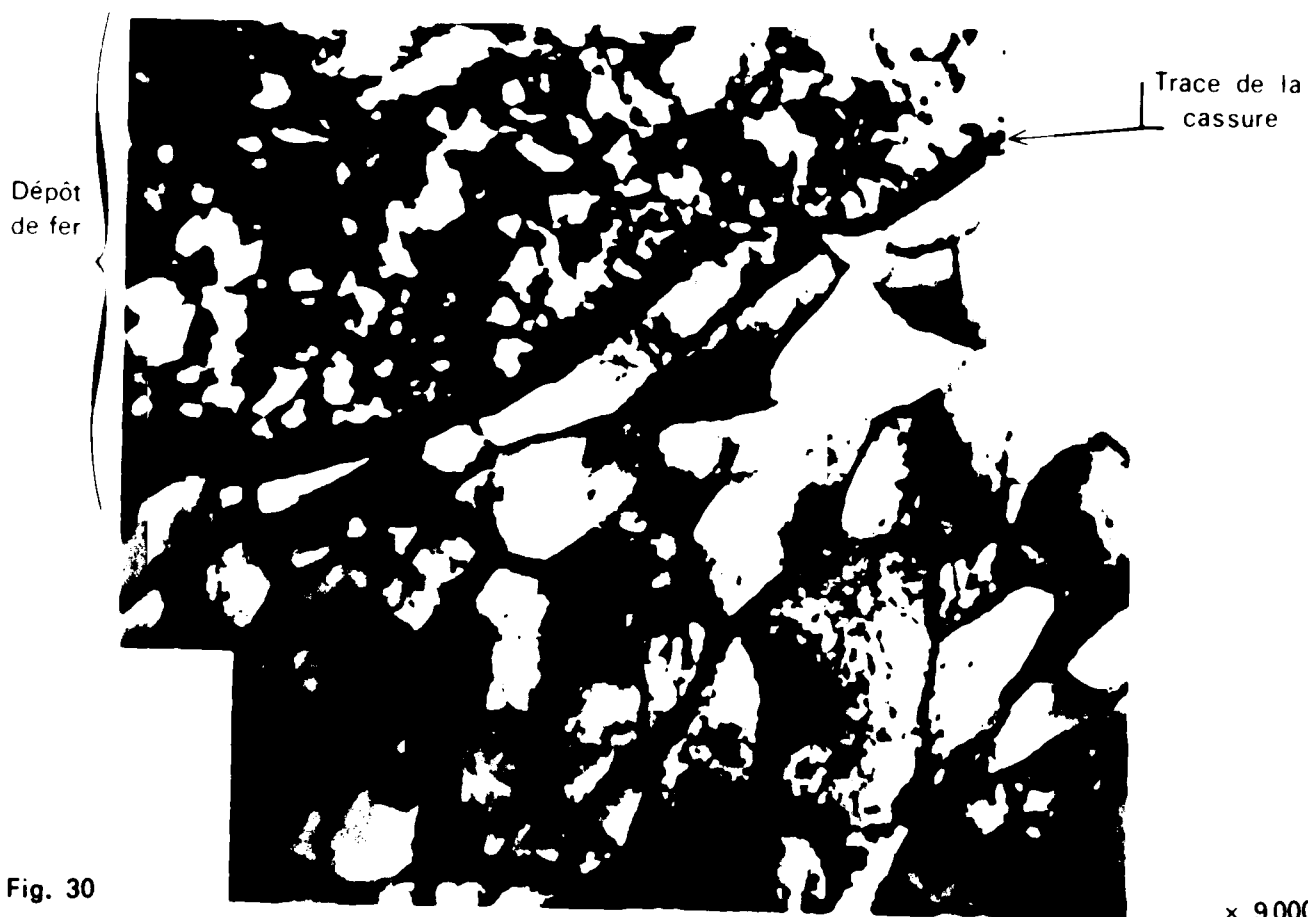


Fig. 30

× 9000

Fig. 29 et 30 - Déformation plastique sous une cassure par fatigue dans un acier XC18f.

Fig. 29 - Micrographie optique.



Fig. 31

× 1000



Fig. 32

× 1000

Fig. 31 - Acier 18-8

Fig. 32 - Acier 25-20

Fig. 31 et 32 - Déformation plastique sous des cassures par fatigue dans des aciers inoxydables austénitiques.

A mesure qu'on s'éloigne du bord de la cassure, la densité des déformations décroît, en même temps que l'allure des bandes se modifie. On observe alors des lignes fines, difficiles à mettre en évidence par microscopie optique et qui ont été identifiées par microscopie électronique à des glissements plans.

On voit donc d'emblée que la nature de la zone plastifiée est nettement différente dans les aciers au carbone et les aciers inoxydables. En particulier, dans ces derniers on n'a pas pu mettre en évidence de cellules de dislocations, à l'échelle du microscope optique, et les déformations observées sont toujours de type planaire.

Les micrographies des figures 33 à 36 prises au microscope électronique montrent l'évolution, en profondeur, de l'arrangement des dislocations sous une cassure par fatigue dans un acier 18-8.

Pour fixer les idées, précisons que la micrographie de la figure 36 est prise dans les dix premiers microns sous la cassure et que les micrographies des figures 35 et 34 sont situées respectivement à 100 et 200 μ de celle-ci. La micrographie de la figure 33 est prise plus loin de la cassure, dans la région non plastifiée.

Dans la figure 33 le réseau de dislocations est caractéristique d'une austénite non écrouie. Il y a de nombreux défauts d'empilement et des dislocations dissociées, qui, de ce fait, restent en configuration planaire.

Dans la figures 34 et 35 la densité des dislocations a augmenté, mais dans l'ensemble leur configuration reste planaire. Dans la figure 34, il existe toujours de petits défauts d'empilement et on voit apparaître de nombreuses dislocations crantées et des boucles qui témoignent de l'interaction des dislocations.

Dans la figure 35, les défauts d'empilement ont disparu et les débris de dislocations en nombre plus élevés se groupent, pour la plupart, dans des plans (111) et parfois aussi sous forme de cellules (fig. 35 en bas à droite) dont les parois sont fortement orientées dans des directions cristallographiques ($[220]$ dans la figure 35).

Par conséquent, les dislocations se concentrent en général dans les plans (111) et ce sont les configurations rectilignes qui émergent à la surface de l'échantillon sous forme de lignes et de bandes de glissement.

La formation des cellules de dislocations est difficile à cause de la faible énergie de défaut d'empilement. Si toutefois elles existent, elles ne représentent plus, comme dans les aciers au carbone, le mode principal de déformation.

4,12 - Déstabilisation de l'austénite à fond de fissure.

L'identification des bandes épaisses qui apparaissent immédiatement sous la cassure est effectuée par diffraction électronique, par diffraction de rayons X et par contrôle magnétique.

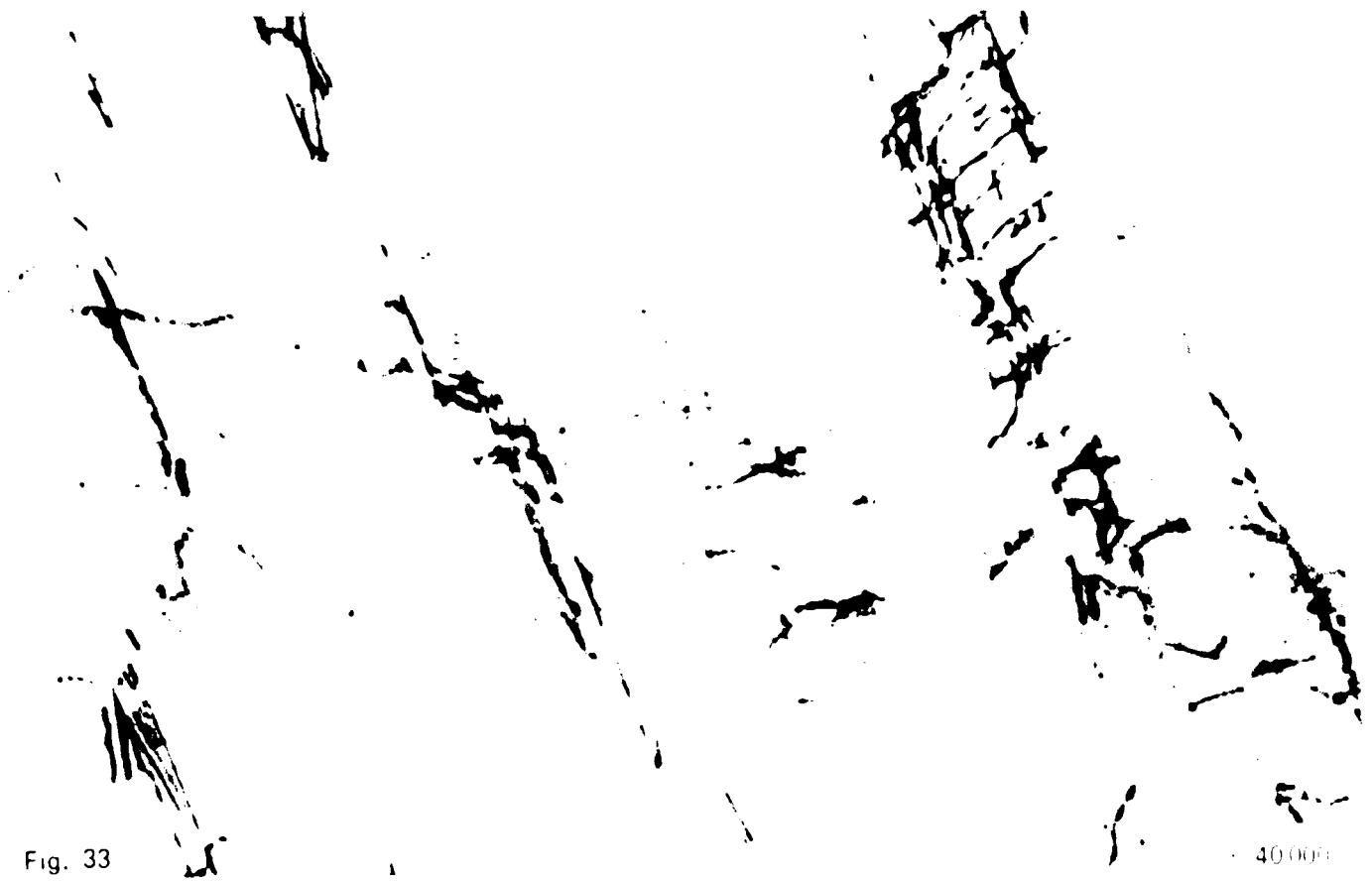


Fig. 33

40 000

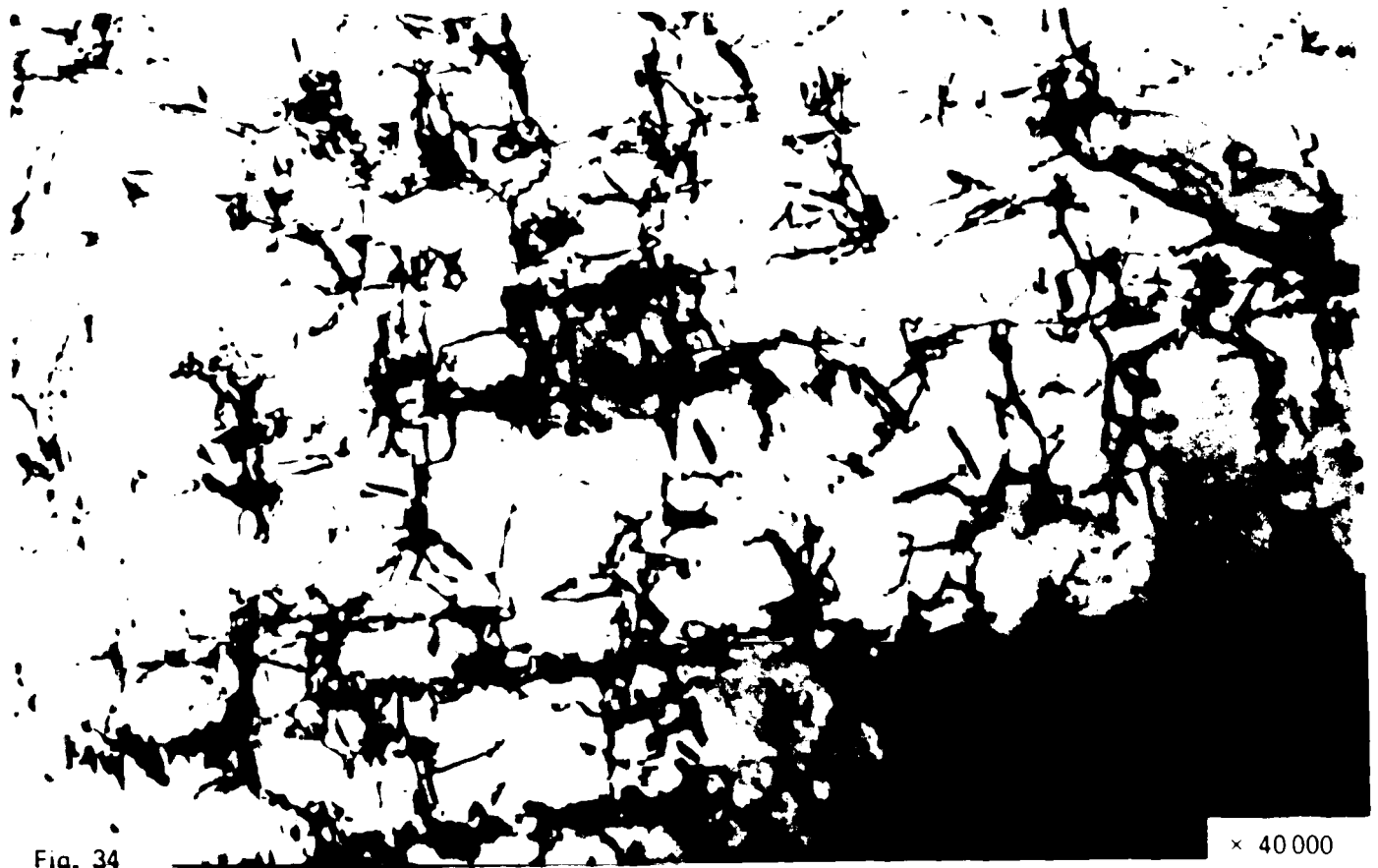


Fig. 34

× 40 000

Fig. 33 et 34 - Déformation plastique sous une cassure par fatigue dans un acier inoxydable 18-8.



Fig. 35

x 20 000

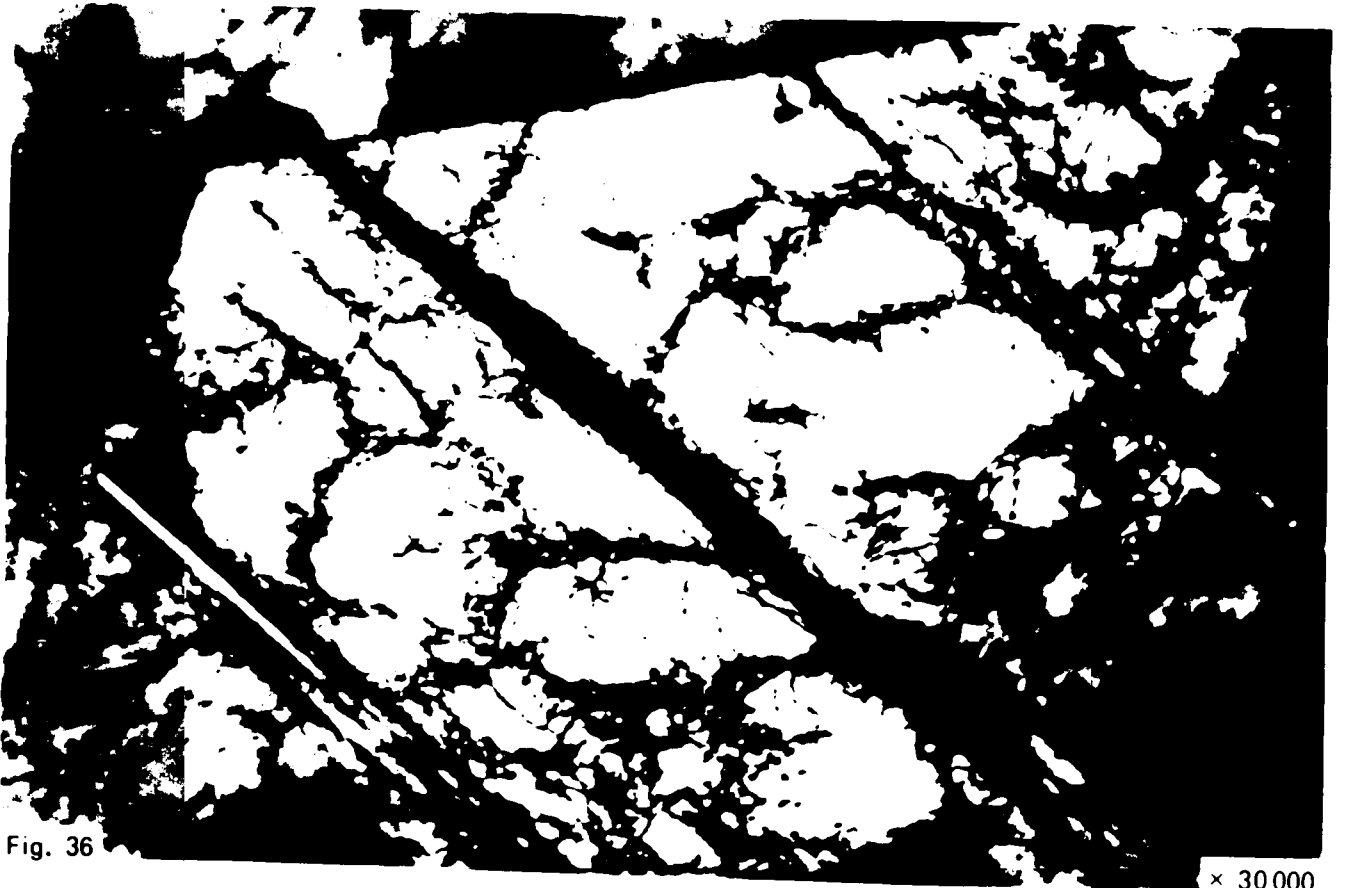


Fig. 36

x 30 000

Fig. 35 et 36 - Déformation plastique sous une cassure par fatigue dans un acier inoxydable 18-8.

Dans les trois types d'aciers étudiés en fatigue, seules les cassures de l'acier 25-20 restent amagnétiques (*), ce qui renseigne immédiatement sur la stabilité de l'austénite à fond de fissure. Dans les aciers inoxydables 18-8 et 18-10 il y a donc déstabilisation de l'austénite. Par diffraction, nous avons mis en évidence, dans l'acier 18-10, les martensites α' et ϵ qui se présentent sous forme de plaquettes.

Dans les mêmes conditions, l'acier 25-20 reste austénitique et les bandes épaisses sont alors identifiées à des macles mécaniques.

Il semble par ailleurs qu'il pourrait y avoir maclage mécanique en même temps que déstabilisation de l'austénite, dans les aciers 18-8 et 18-10, mais cette dernière observation demanderait à être confirmée.

4,121 - Déformation par traction à l'ambiante des aciers austénitiques 18-10 et 25-20.

Nous avons rassemblé, dans ce qui suit, des observations sur des éprouvettes plates allongées par traction, pour préciser les transformations prenant naissance à la température ambiante, dans les aciers 18-10 et 25-20.

De plus, nous avons essayé de déterminer succinctement quels sont les seuils de déformation à atteindre pour déclencher les transformations.

Une série d'éprouvettes en aciers 18-10 et 25-20 est examinée, après déformation, par microscopie tant optique qu'électronique et par rayons X.

Les taux de déformation et les microduretés moyennes relevées sont consignés dans le tableau IX.

Tableau IX

Essais de déformation par traction

	Acier 18-10							Acier 25-20		
	A p.100	2	4,5	7	10,1	18,5	25,5	41,5	7	30
H.V.		240		252	278	289	336	170	240	318
Phases	$\gamma + \epsilon$	$\gamma + \epsilon$	$\gamma + \epsilon + \alpha'$	$\gamma + \epsilon + \alpha'$	$\gamma + \epsilon + \alpha'$	$\gamma + \epsilon + \alpha'$	$\gamma + \epsilon + \alpha'$	γ	γ	γ

(*) Le contrôle magnétique est effectué à l'aide d'un aimant permanent.

Les éprouvettes, après allongement, sont observées au microscope optique sur coupe droite, après un polissage électrolytique au tampon, de longue durée, et une attaque au réactif de CAPELLA-GIOMETTO.

Dans l'acier 25-20 comme dans l'acier 18-10, nous avons mis en évidence des bandes de déformation dont la densité augmente avec le taux d'érouissage. Elles se présentent sous le même aspect dans les deux aciers et il est bien difficile de les distinguer les unes des autres.

Pour de faibles allongements, les bandes de déformation apparaissent dans l'acier 18-10 bien avant de se manifester dans l'acier 25-20. C'est ainsi qu'une éprouvette en acier 25-20 allongée de 7 p.100 ne présente que quelques lignes de glissement (fig. 37 et 39) alors que dès les plus faibles allongements on voit apparaître dans l'acier 18-10 des bandes de déformation (fig. 46).

Les bandes de déformation sont identifiées par diffraction électronique.

Dans l'acier 25-20, il s'agit exclusivement de macles mécaniques. Compte tenu de nos observations, on peut admettre qu'il y a maclage pour des déformations supérieures à 7 p.100 (fig. 37 et 45).

Dans l'acier 18-10, des bandes de déformations sont identifiées à des plaquettes de martensite ϵ . Les figures 46 à 55 illustrent nos résultats. Le plan d'accolement des plaquettes ϵ/γ est du type $(111)\gamma$. Il en est de même pour les macles mécaniques.

Nous n'avons pas poussé plus avant l'étude microscopique de la déformation de l'austénite par allongement, qui a été longuement traitée par d'autres auteurs (24, 25, 26). L'essentiel était de vérifier le comportement des aciers utilisés et d'évaluer succinctement le seuil d'apparition des transformations, pour éclairer les phénomènes observés à fond de fissure.

La mise en évidence des produits de déstabilisation de l'austénite n'étant pas aisée avec le microscope électronique du laboratoire, non équipé de platine goniométrique, nous avons préféré rechercher par diffraction de rayons X les renseignements qui nous manquaient.

4,122 - Examens par rayons X

Les diagrammes de rayons X ont été effectués sur une chambre de diffraction du type Seeman Bohlin (méthode par réflexion) fonctionnant sous vide et utilisant la radiation $K\alpha$ du chrome.

La surface de l'échantillon frappée par le faisceau incident de rayons X est $(2 \times 2) \text{ mm}^2$. Suivant le type d'éprouvette la partie analysée n'est pas exactement la même. Dans le cas de l'essai de fatigue la plage analysée est la surface de la cassure, alors que dans le cas de l'essai

.../



Fig. 37

x 1000



Fig. 38

x 1000

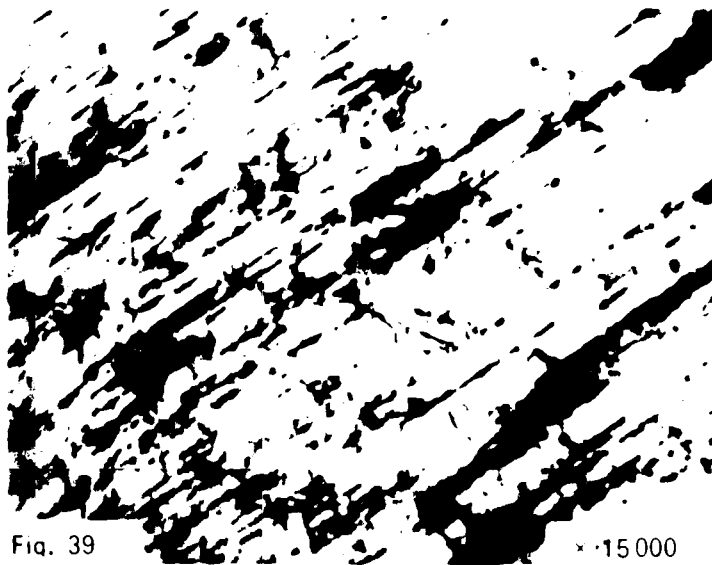


Fig. 39

x 15000

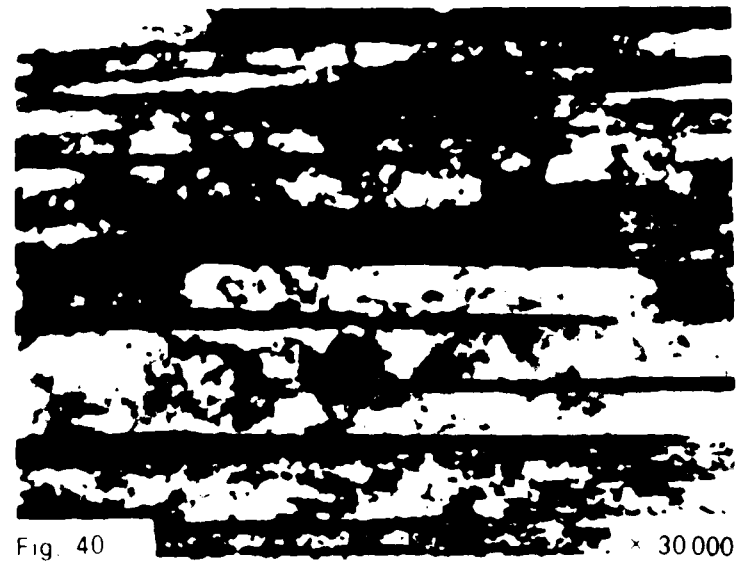


Fig. 40

x 30000

Fig. 37 et 39 - Glissements plans après un allongement de 7 p. 100

Fig. 38 et 40 - Maclage mécanique après un allongement de 60 p. 100

Fig. 37 à 41 - Déformation plastique dans un acier 25-20

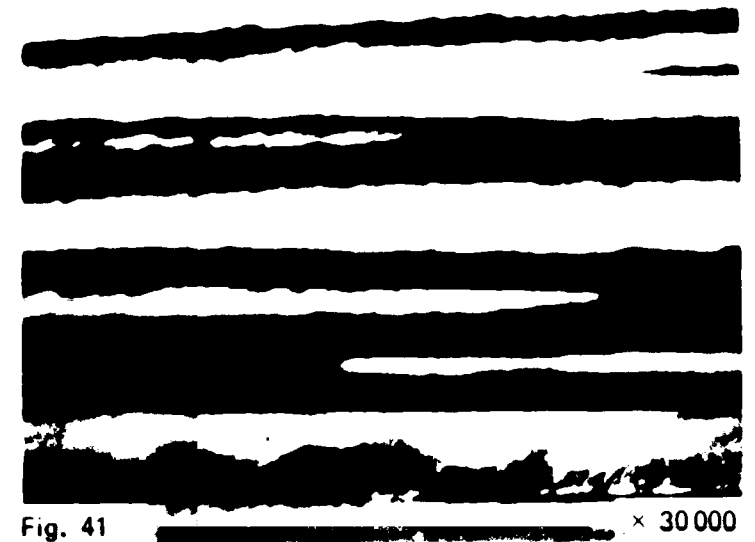


Fig. 41

x 30000

Fig. 41 - Champ sombre de la figure 40.



Fig. 42

× 3000



Fig. 43

× 30000

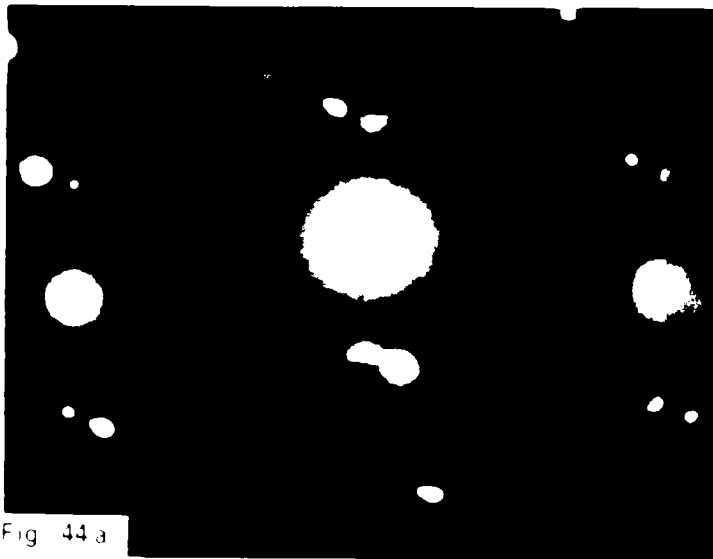


Fig. 44 a

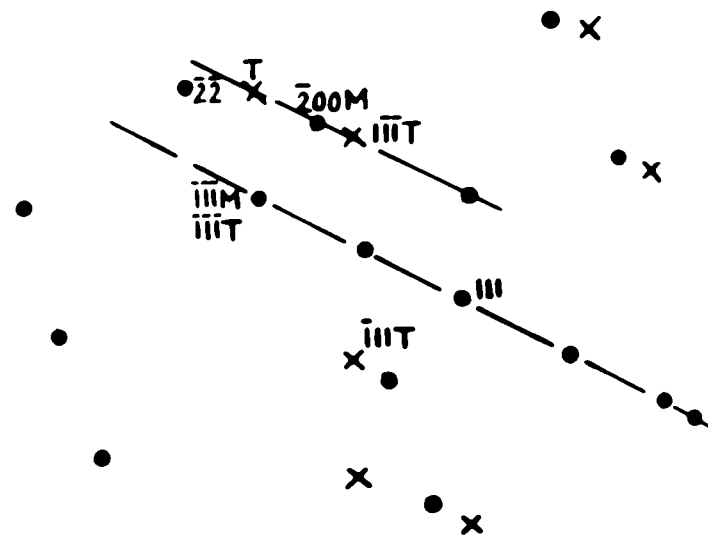


Fig. 44 b

● Matrice (M)
 X Macle (T)

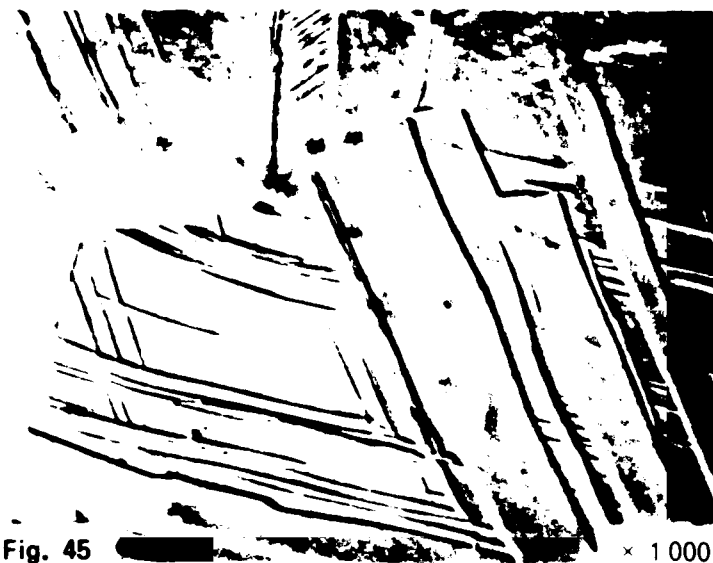


Fig. 45

× 1000

Fig. 42 à 45 - Maclage mécanique de l'acier austénitique 25-20 après allongement de 30 p. 100.

Fig. 42 et 45 - Images électroniques des macles.

Fig. 43 - Champ sombre de la figure 42.

Fig. 44 a et 44 b - Diagramme de microdiffraction et son dépouillement. Le champ sombre est effectué avec la tache 111

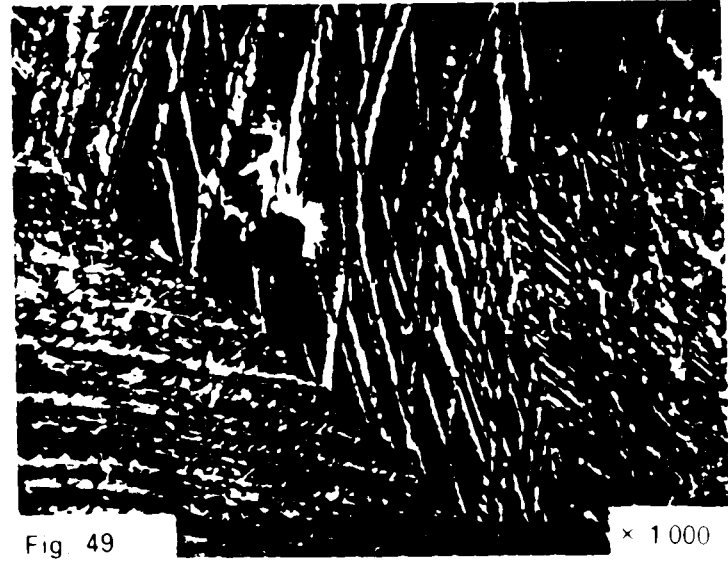
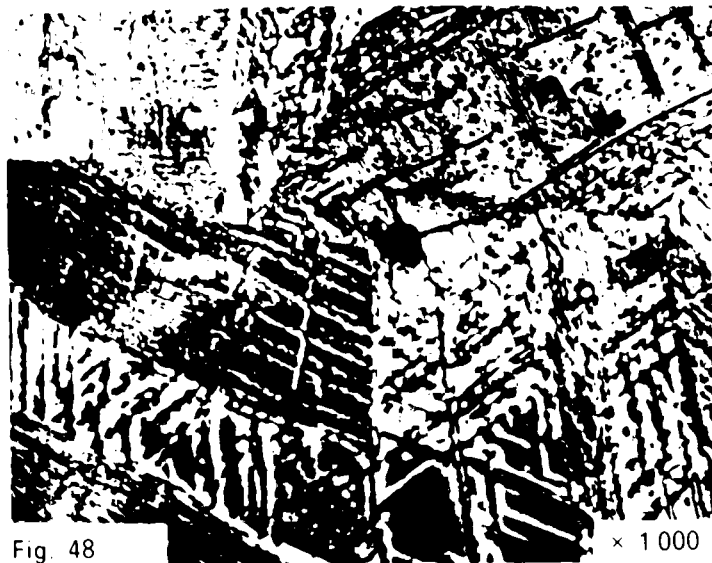
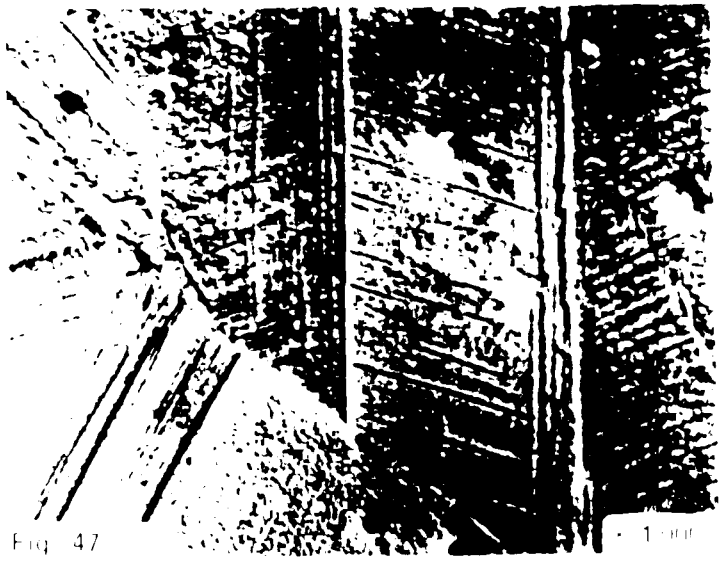
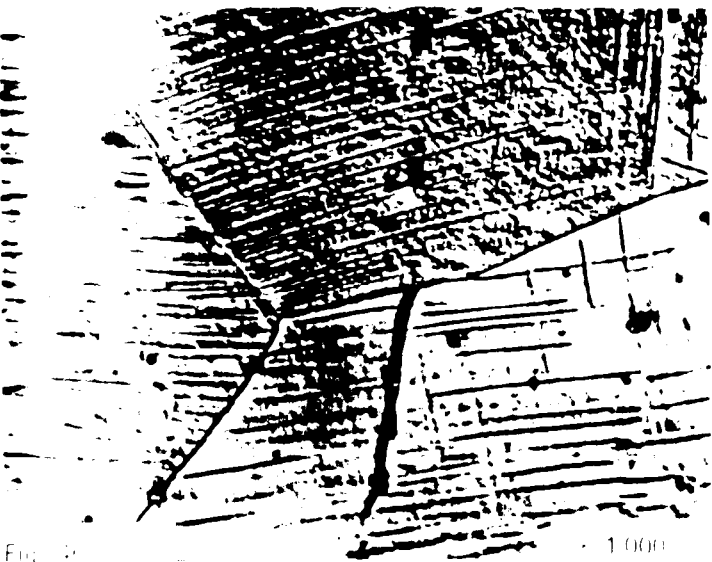


Fig. 46 à 49 - Acier austénitique 18-10 après différents taux d'allongement.

Fig. 46 - Après un allongement de 4,5 p. 100

Fig. 47 - Après un allongement de 10 p. 100

Fig. 48 - Après un allongement de 25 p. 100

Fig. 49 - Après un allongement de 41,5 p. 100

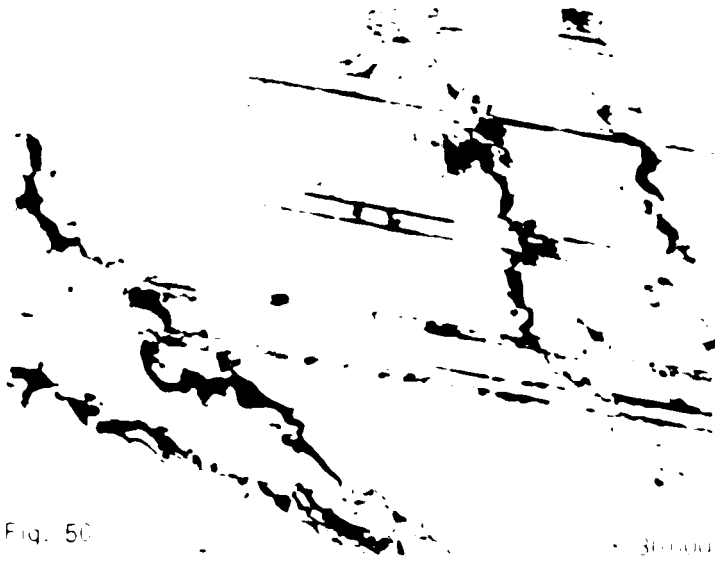


Fig. 50

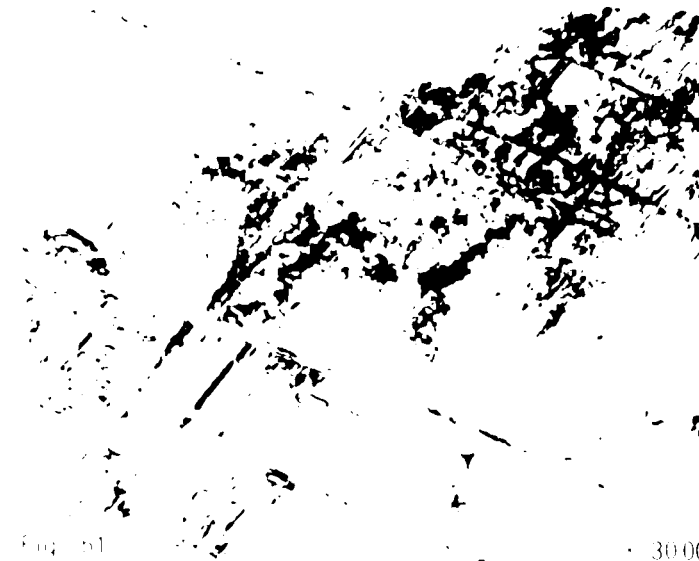


Fig. 51

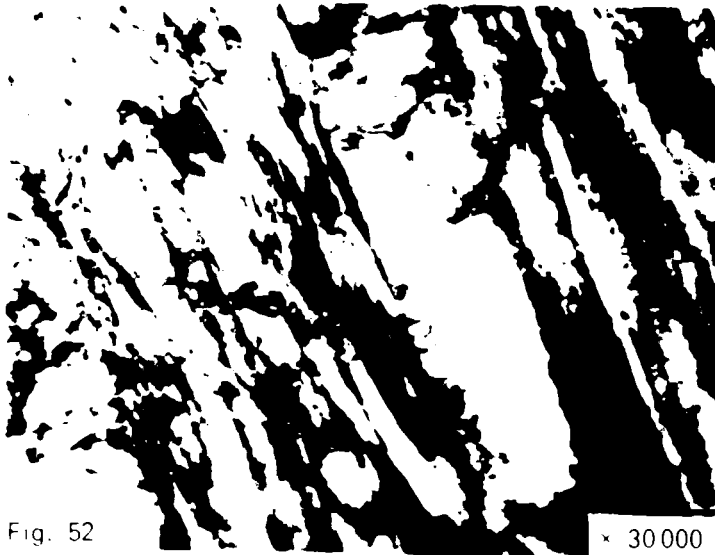


Fig. 52

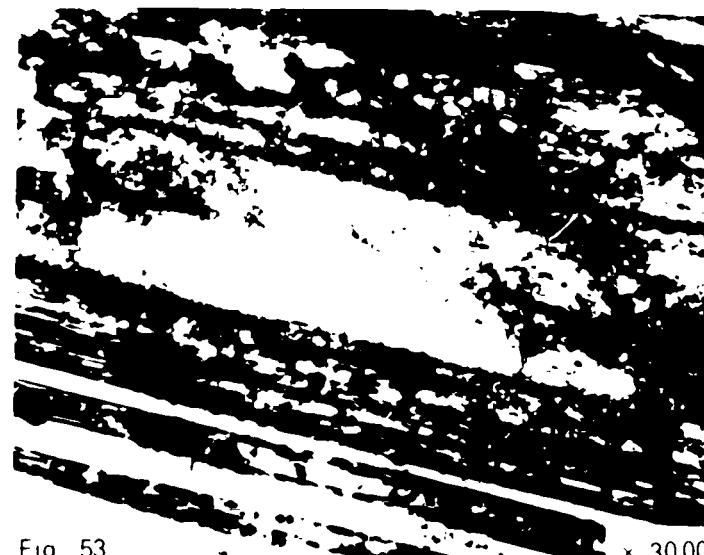


Fig. 53

Fig. 50 à 53 - Produits de déstabilisation de l'austénite de l'acier 18-10 après différents taux d'allongement.

Fig. 50 - Après un allongement de 4,5 p. 100 (ϵ)

Fig. 51 - Après un allongement de 21,5 p. 100 ($\epsilon + \alpha'$)

Fig. 52 et 53 - Après un allongement de 41,5 p. 100 ($\epsilon + \alpha'$)

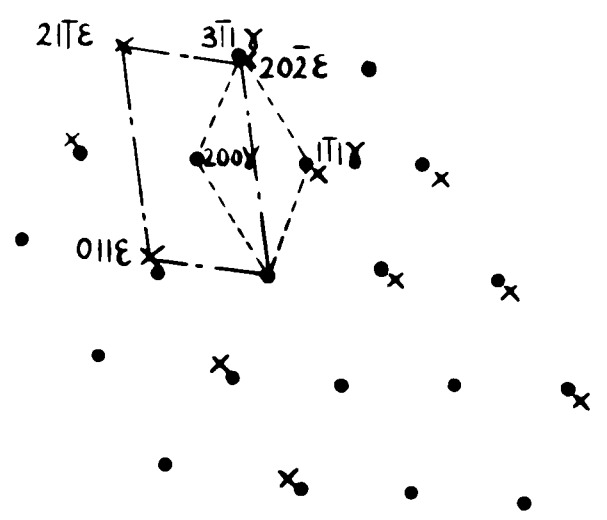
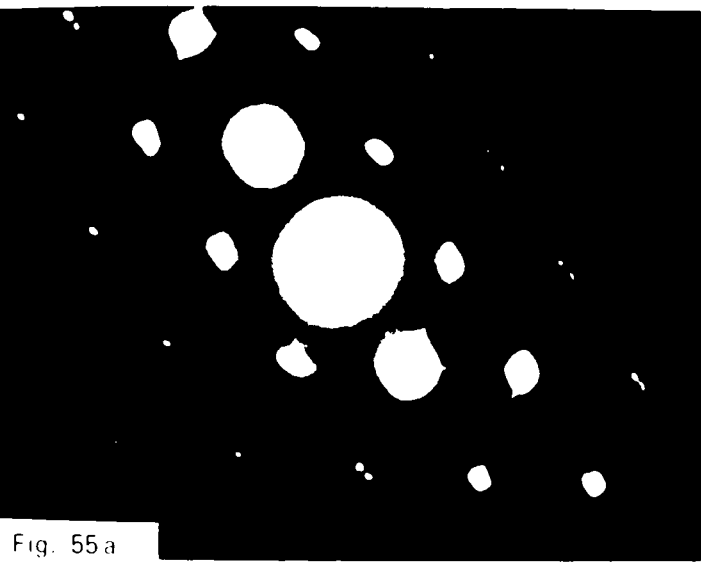


Fig. 55 a

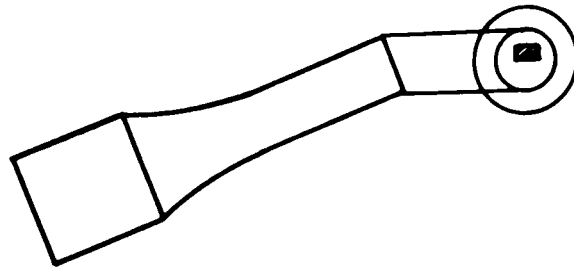
Fig. 55 b

● Matrice
 X Martensite ε

Fig. 54 et 55 - Identification des produits de déstabilisation dans l'acier 18-10, après un allongement de 21,5 p. 100.

Fig. 54 - Image électronique des plaquettes de martensite ε

Fig. 54 a et 55 b - Diagramme de microdiffraction et son dépouillement.



de traction la plage analysée est l'une des faces de l'éprouvette. Dans les deux schémas on a figuré par une plage hachurée l'impact du faisceau de rayons X.



La figure 56 montre un exemple de diagramme enregistré sur film et le dépouillement correspondant. La raie (002) de la phase ϵ n'est pas visible, elle est masquée par la raie (111) de la phase γ très intense, relativement large et qui possède une distance interréticulaire très voisine. Les résultats relatifs aux différents essais sont groupés dans le tableau X. En ce qui concerne l'éprouvette de fatigue en acier 18-10, on a pu mettre en évidence que la proportion de la phase α' va croissante au fur et à mesure que l'on s'éloigne de l'amorce de la fissure, alors que la phase ϵ est toujours présente.

Quant aux résultats correspondant aux essais de traction des éprouvettes en acier 18-10, on peut affirmer que la phase ϵ apparait pour une déformation voisine de 2 % alors que la phase α' n'apparait que pour une déformation voisine de 7 %.

Sur des cassures par fatigue dans l'acier 25-20, on n'a mis en évidence que la phase γ de même que dans une éprouvette allongée par traction de 60p.100 et trempée à l'azote liquide.

Les examens par rayons X corroborent et précisent les résultats obtenus par microscopie électronique.

.../

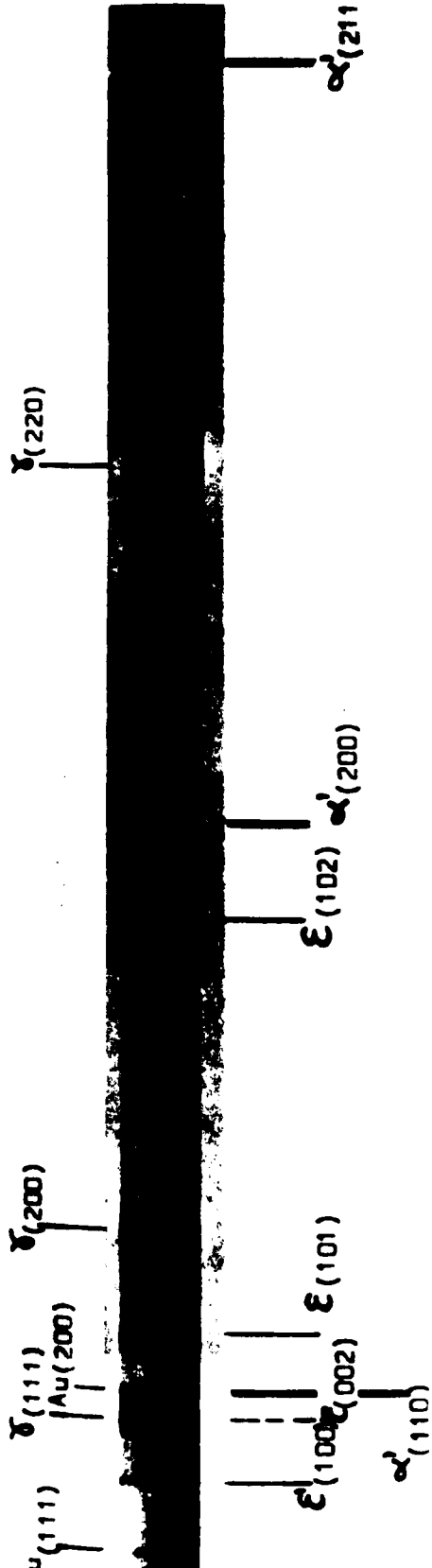


Fig. 56

Exemple d'un diagramme de rayons X (éprouvette en acier 18/10 ayant subi une déformation de 18,5 p. 100)

Dépouillement du diagramme de rayons X relatif à l'éprouvette en acier 18/10 ayant subi une déformation de 18,5p.100

Raies de l'échantillon à analyser		Fe - γ		Fe - α		Fe - ϵ	
Intensités	d Å	carte ASTM n° 5.0717	Intensités	carte ASTM n° 6.0696	Intensités	calculé à partir de $a \gamma$	donné par ROUSSEAU
		d Å		d Å		d Å	d Å
f	2,200					2,204	2,200
tI	2,076	100				2,077	
m	2,033			100			
m	1,941					1,947	1,937
tI	1,799	80					
tf	1,503					1,513	1,496
tf	1,441			20			
tI	1,271	50					
f	1,173			30		1,1702	

Légende : tI : très intense
 m : moyenne
 f : faible
 tf : très faible

Tableau X

Nature des produits de transformation en fonction des essais mécaniques et de leurs caractéristiques

Nature de l'essai mécanique	nuance de l'acier	Caractéristiques de l'essai mécanique	Nature des phases identifiées
FATIGUE	18-10	Cassure par fatigue PA1	$\gamma + \epsilon + \alpha'$
	25-20	" A4	γ
		" A14	γ
		" A18	$\gamma + Cr_{23} C_6$
" A20		γ	
TRACTION	25-20	déformation 60 %	γ
		déformation 60% + trempe à l'azote liquide	γ
	18-10	déformation nulle	γ
		2 %	$\gamma + \epsilon$
		4,5 %	$\gamma + \epsilon$
		7 %	$\gamma + \epsilon + \alpha'$
		10,1 %	$\gamma + \epsilon + \alpha'$
		18,5 %	$\gamma + \epsilon + \alpha'$
		21,5 %	$\gamma + \epsilon + \alpha'$
		25,5 %	$\gamma + \epsilon + \alpha'$
41,5 %	$\gamma + \epsilon + \alpha'$		

.../

4,13 - Maclage mécanique d'une austénite stable sous une cassure par fatigue.

Nous avons plus particulièrement étudié le maclage mécanique sous la cassure d'une éprouvette en acier 25-20, par diffraction électronique.

Dans la figure 57, le faisceau d'électrons diffracte dans une petite plage centrée sur une macle, dont le plan d'accolement est quasiment normal au plan de figure. Le diagramme de la figure 57c, dont le dépouillement est donné dans la figure 57d, est caractéristique du maclage. Il y a dédoublement des taches selon un axe de symétrie privilégié, qui est ici une direction $[111]$. Cette direction $[111]$ est orthogonale au plan de macle (111) .

En reportant la direction $[111]$ sur la figure 57a, on voit que le plan de macle est confondu avec le plan d'accolement, puisque la direction $[111]$ est, sur la figure, perpendiculaire à la trace du plan d'accolement de la macle. Il s'agit donc d'une macle cohérente.

La figure 57b est une micrographie en champ sombre du champ clair de la figure 57a. Cela a été réalisé en sélectionnant la tache 022 du diagramme. On peut voir du même coup que la tache 022 est liée au maclage, en déduire l'appartenance des autres taches et constater que, dans la figure en champ sombre, seules les macles sont éclairées. De tels contrastes ne pourraient pas être obtenus s'il s'agissait de bandes de glissement ou même de défauts d'empilement.

Un deuxième exemple est donné dans la figure 58. Pour les mêmes raisons que précédemment le diagramme obtenu est caractéristique du maclage. Le champ sombre de la figure 58b est obtenu à l'aide de la tache 200. Il révèle l'existence de macles très fines, insoupçonnables dans le champ clair de la même image. L'aspect en champ sombre et le diagramme établissent qu'il y a bien maclage ; la position de la direction $[111]$ dans l'image (fig. 58a), montre que la macle est ici encore cohérente.

Il est intéressant de signaler que des cas de maclage mécanique ont été observés par plusieurs auteurs dans des alliages du système cubique à faces centrées déformés par traction et par laminage à froid.

.../

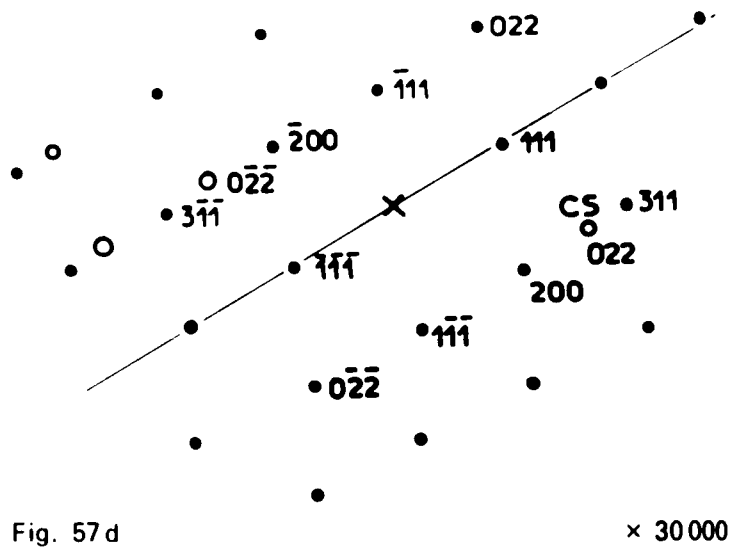
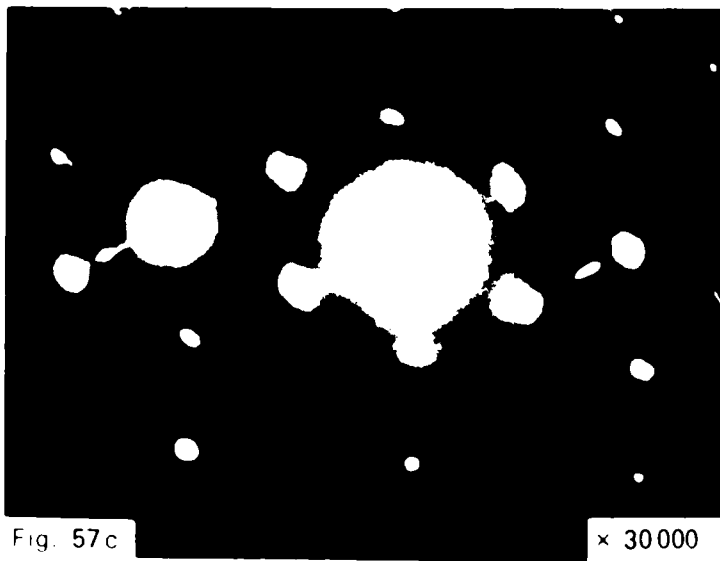
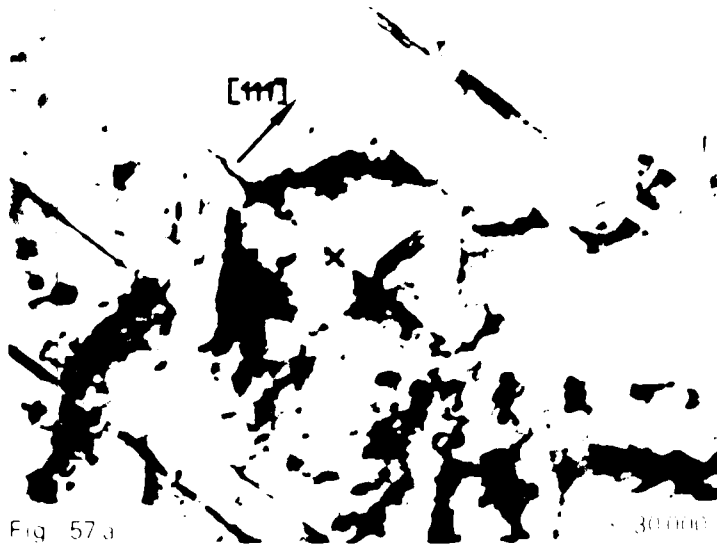


Fig. 57 - Identification des macles mécaniques dans un acier austénitique 25-20. Epreuve A6.

B. THOMAS (24) montre dans un acier inoxydable chrome-nickel 18-14 qu'il y a maclage mécanique après un écrouissage de 21p.100.

Récemment, ROUSSEAU et Al. ont montré que des nuances stables d'aciers austénitiques chrome-nickel se maclent par déformation, alors que les nuances instables sont le siège d'une transformation de type martensitique (25).

ABRASSARD, LECROISEY et PINEAU ont fait une étude très complète des déformations plastiques et des transformations martensitiques dans différents aciers austénitiques (26). Ils estiment que la déstabilisation de l'austénite est favorisée par les faibles énergies de défaut d'empilement. Au-dessus d'un certain seuil, il y aurait maclage préférentiellement à la formation de la phase ϵ .

D'autres auteurs (27 et 28) ont mis en évidence un maclage mécanique dans des cupro-aluminiums et un laiton 70-30 après une déformation de 50p.100.

De ces observations faites à température ambiante et à des vitesses de déformation usuelles il ressort que le maclage mécanique peut bien se manifester dans les métaux du système cubique à faces centrées, à condition que le taux de déformation soit suffisant.

Pour récapituler nos observations sur les aciers inoxydables austénitiques, il convient de souligner que les déformations sous les cassures de fatigue sont principalement de type planaire.

La zone plastifiée est constituée dans l'ensemble de glissements plans. Immédiatement sous la cassure les déformations augmentent nettement en intensité et c'est précisément là qu'apparaît une transformation martensitique ou un maclage mécanique, selon le type d'austénite, de la même façon que sous déformation monotone.

4,2 - RELATION ENTRE LA ZONE PLASTIFIEE ET LE FACIES
=====

DE LA CASSURE

=====

On s'accorde généralement à reconnaître une influence de la structure du métal sur l'allure des stries de la cassure de fatigue. En particulier, la longueur des stries va de pair avec la grosseur des grains et à la limite, dans les aciers à structure aciculaire, les stries de fatigue sont toujours très mal formées. Mais qu'en est-il de l'influence de la nature des déformations plastiques à fond de fissures, sur l'aspect des stries ?

On remarque dans les aciers étudiés que l'aspect des stries est différent d'un acier à l'autre. Dans les aciers au carbone, les stries sont arrangées en faisceaux très peu désorientés les uns par rapport aux autres. Il n'est pas rare de voir de part et d'autre d'un joint de grain des stries conserver la même orientation (fig. 59); au moins approximativement.

Ce schéma habituel des stries est détérioré par un écrouissage préalable du métal (29), nous le verrons dans le paragraphe suivant, ou par la polygonisation qui augmente la division des plages striées (fig. 60).

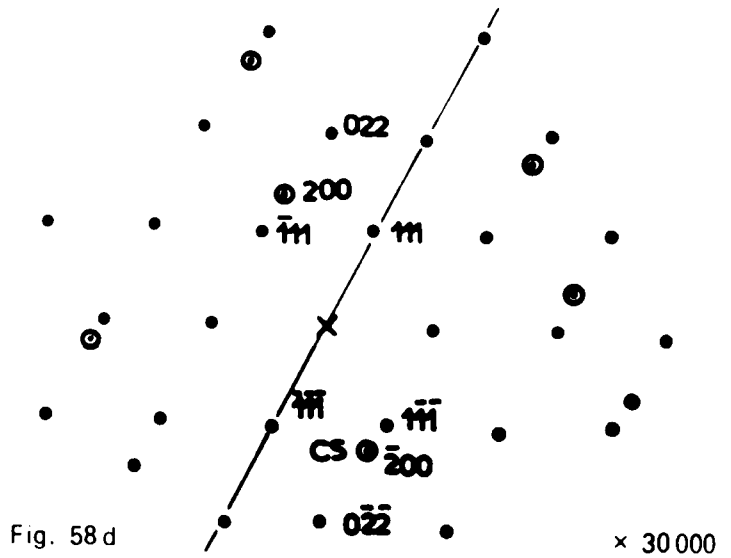
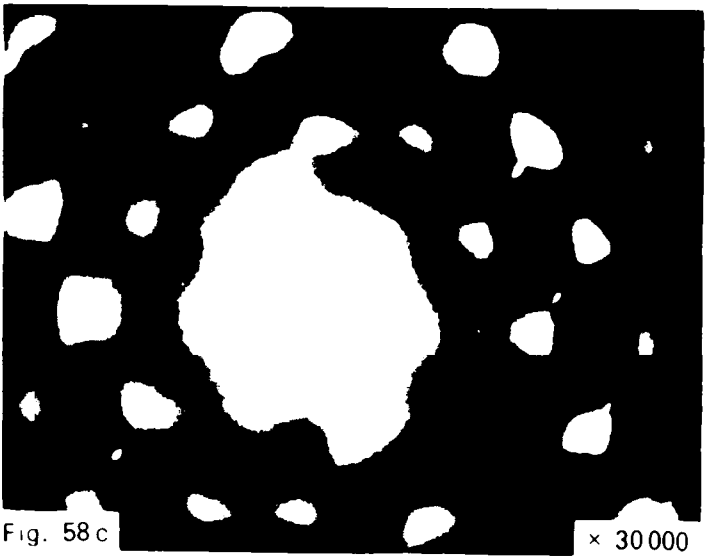


Fig. 58 - Identification des macles mécaniques dans un acier austénitique 25-20. Epreuve A6.

Joint de grain



Fig. 59

× 8 000

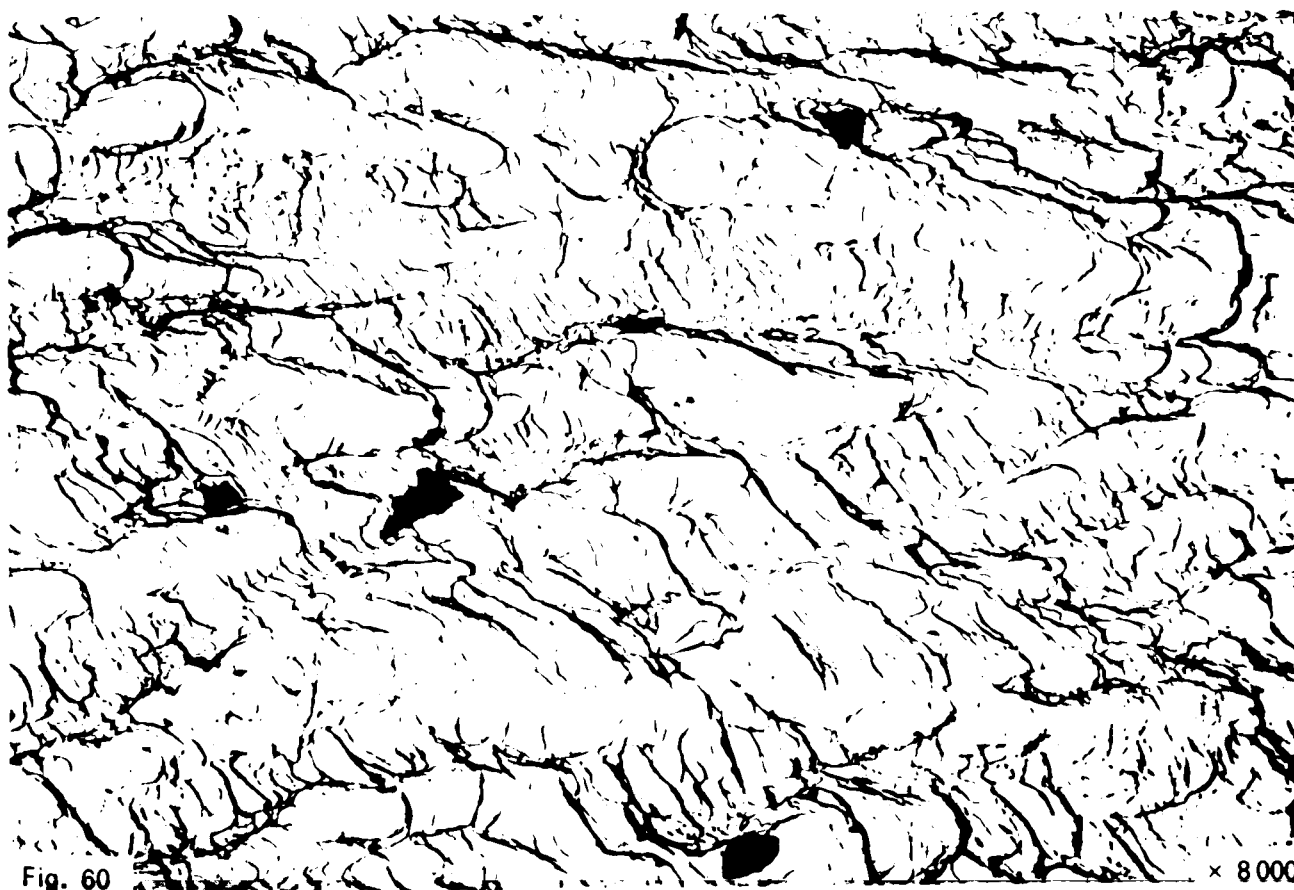


Fig. 60

× 8 000

Fig. 59 - Stries de fatigue dans un acier XC18f

Fig. 60 - Stries de fatigue dans un acier extra-doux polygonisé par recuit à 900°C.

Dans l'acier austénitique 25-20 stable, la configuration des stries de part et d'autre d'un joint de grain ou d'un joint de macle est caractérisé par une désorientation notable des stries (fig. 61). Il semble, dans ce dernier cas, que les stries sont fortement liées à des directions cristallographiques.

Enfin, dans l'acier 18-10 instable le faciès de la cassure devient plus complexe et il prend en général des aspects fragiles dans lesquels les stries sont difficiles à discerner (fig. 62). Les plages striées sont étroites et de faible étendue ; de plus, elles sont légèrement désorientées les unes par rapport aux autres.

Un simple examen des faciès microfractographiques suggère, par conséquent, que la formation des stries et la structure des couches sous-jacentes à la cassure sont liées.

Pour tenter de dégager une corrélation entre les stries et la sous-structure, il était naturel d'examiner d'abord le bord de la cassure en coupe. Mais, que ce soit en microscopie électronique ou optique, et malgré l'enrobage de la cassure, le profil des stries n'a pu être sûrement mis en évidence, même sur coupe oblique, en raison, probablement, du faible relief des stries.

Cela étant, nous nous sommes tournés vers une technique différente, qui a donné des enseignements intéressants sur une éprouvette en acier doux XC18f particulièrement bien adapté à cette étude, à cause des facilités de polissage, d'amincissement et d'attaque qu'il offre.

Par polissage et attaque électrolytique de la cassure même, on révèle un réseau de lignes parallèles, que l'on identifie par microscopie électronique sur lames minces à un réseau de sous-joints et à des enchainements de cellules (fig. 63 à 66). L'orientation et l'espacement de ces sous-joints sont comparables à ceux des stries de la cassure. La micrographie de la figure 64 montre en particulier que, comme pour les stries de la cassure, les enchainements des cellules conservent à peu près la même orientation de part et d'autre d'un joint de grain.

Il ressort donc que l'arrangement des stries de la cassure rappelle, à certains égards, la configuration de la sous-structure tapissant la cassure.

Dans l'acier austénitique 25-20, il semble que ce soient les macles qui soient liées au faciès de la cassure comme le montrent les figures 67 et 68. Dans la première micrographie prise sur la coupe droite d'une éprouvette rompue, un réseau de macles mécaniques débouche sur la trace de la cassure, en découpant de petites dents qu'on est tenté d'assimiler aux stries de la cassure.

Après polissage et attaque de la surface de cassure nous avons mis en évidence des macles et des glissements orientés grosso-modo perpendiculairement à la direction de propagation de la fissure (fig. 68).

.../



Fig. 61

× 8 000

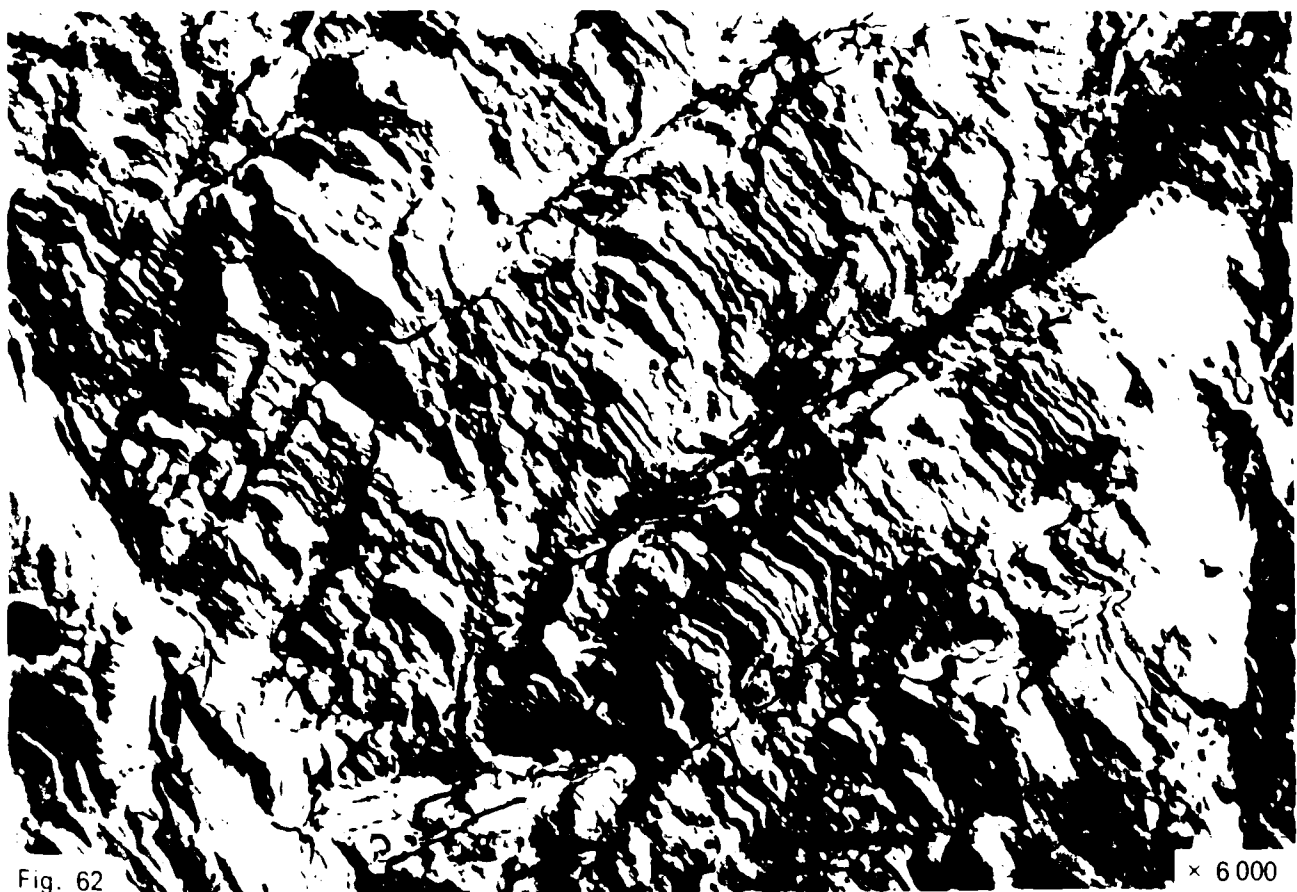


Fig. 62

× 6 000

Fig. 61 - Stries de fatigue dans un acier austénitique 25-20.

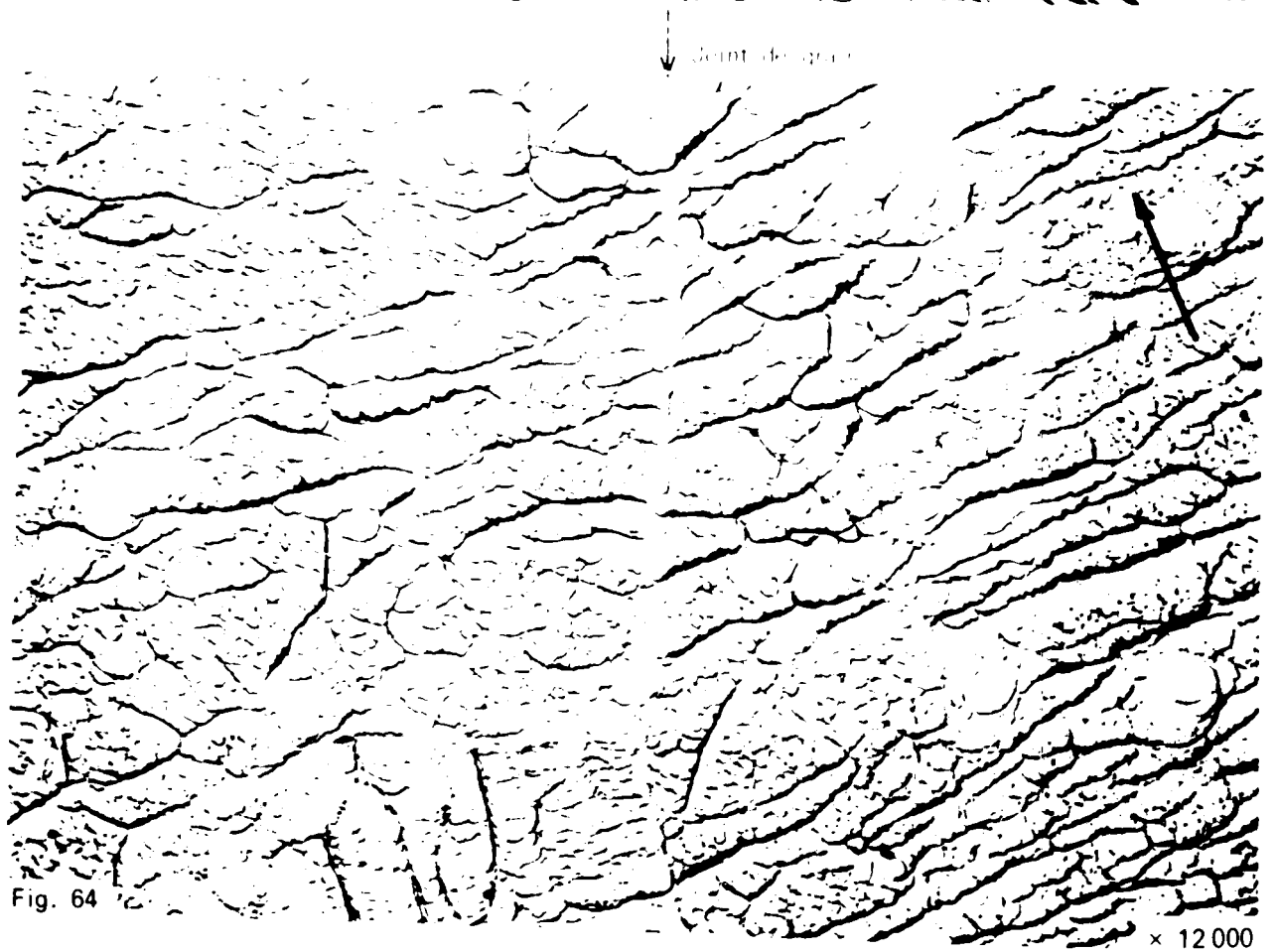
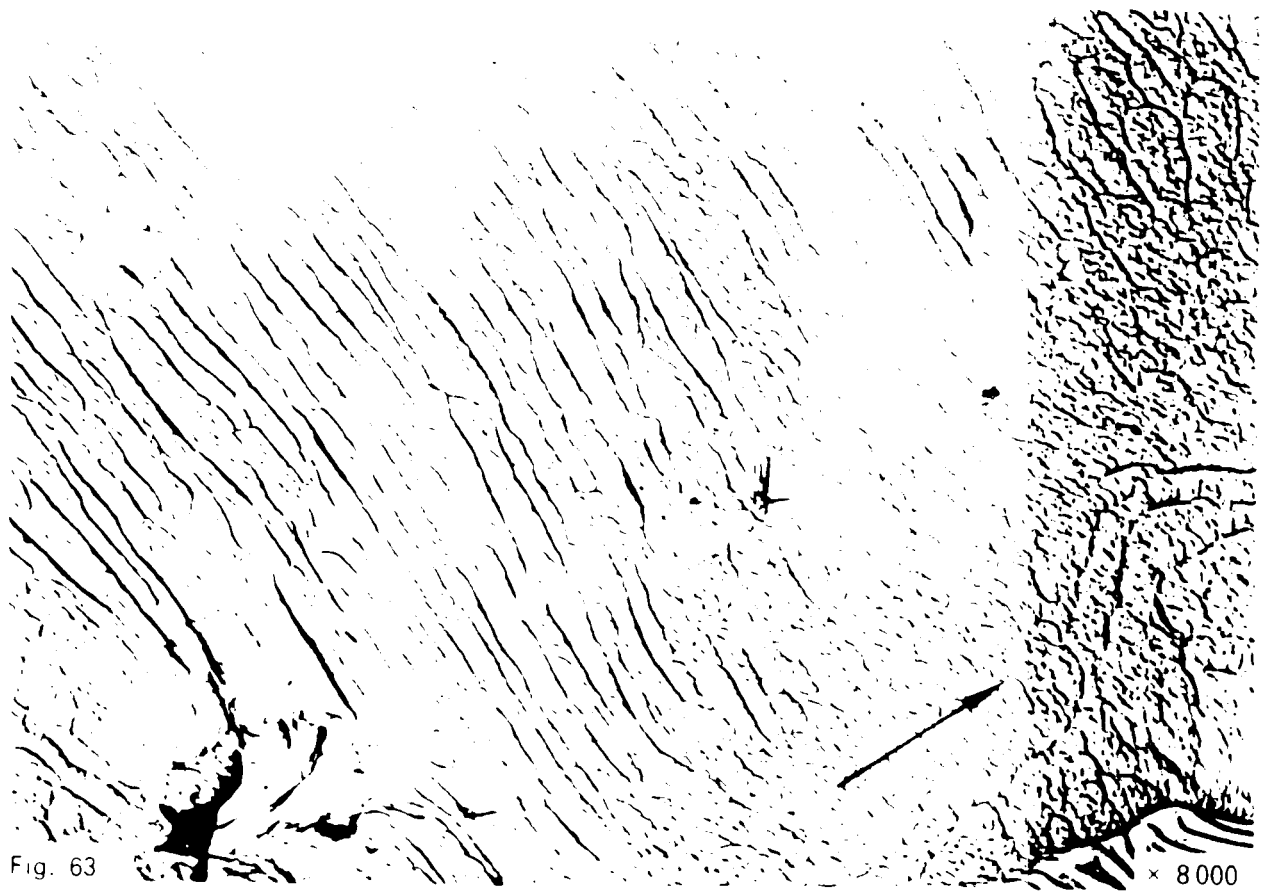


Fig. 63 et 64 - Figures d'attaque sur une cassure par fatigue, dans un acier XC18f, après polissage et attaque électrolytique.

La flèche indique le sens de propagation de la fissure.

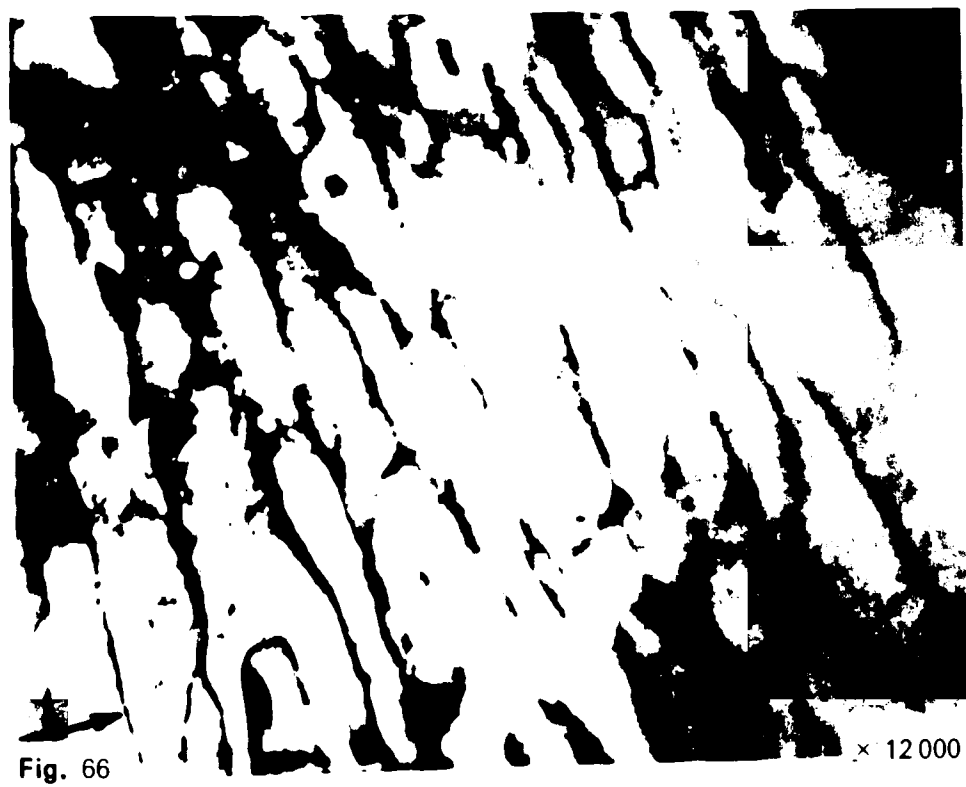
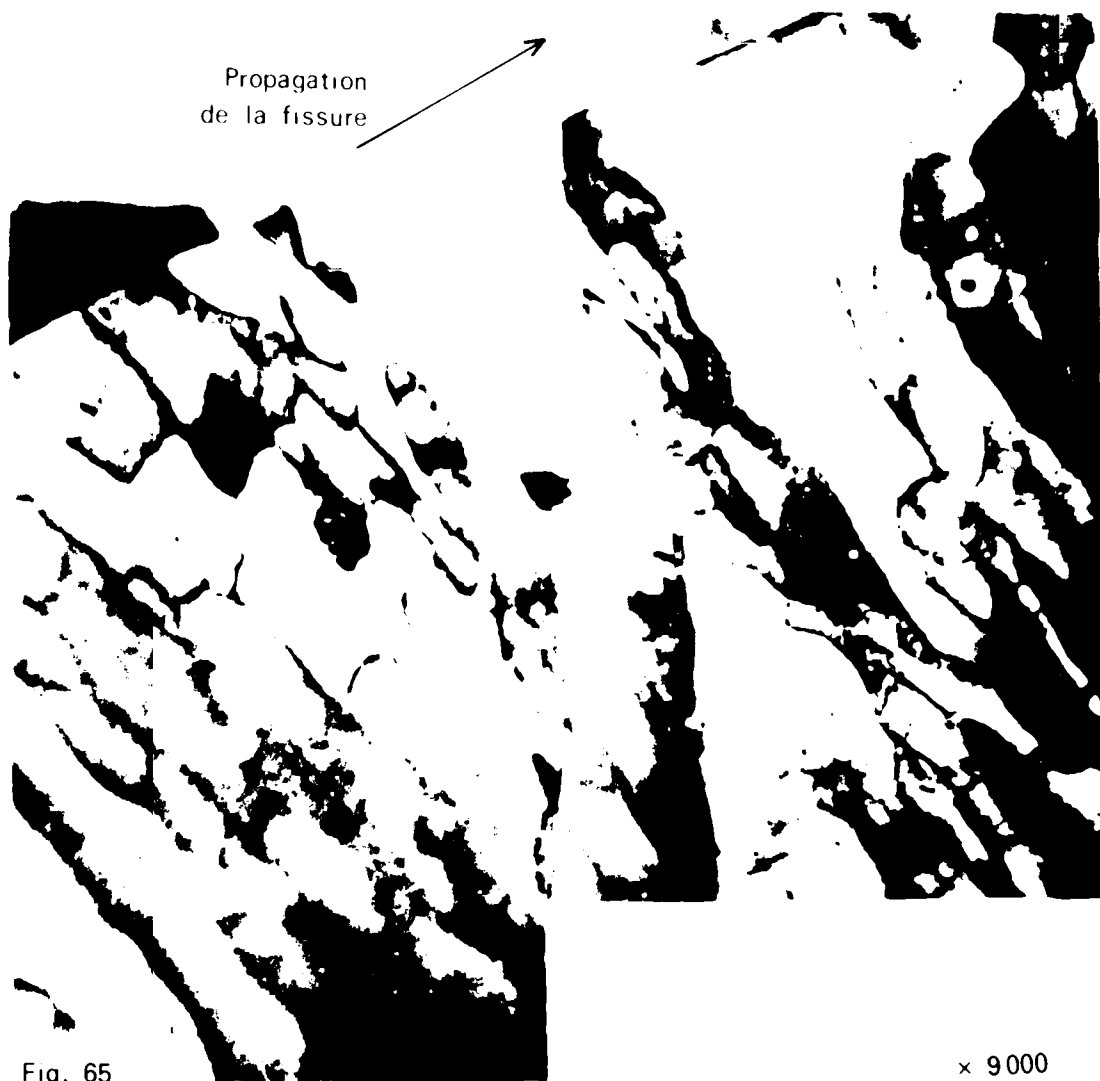


Fig. 65 et 66 - Champ voisin des figures 63 et 64, en microscopie électronique sur lames minces.

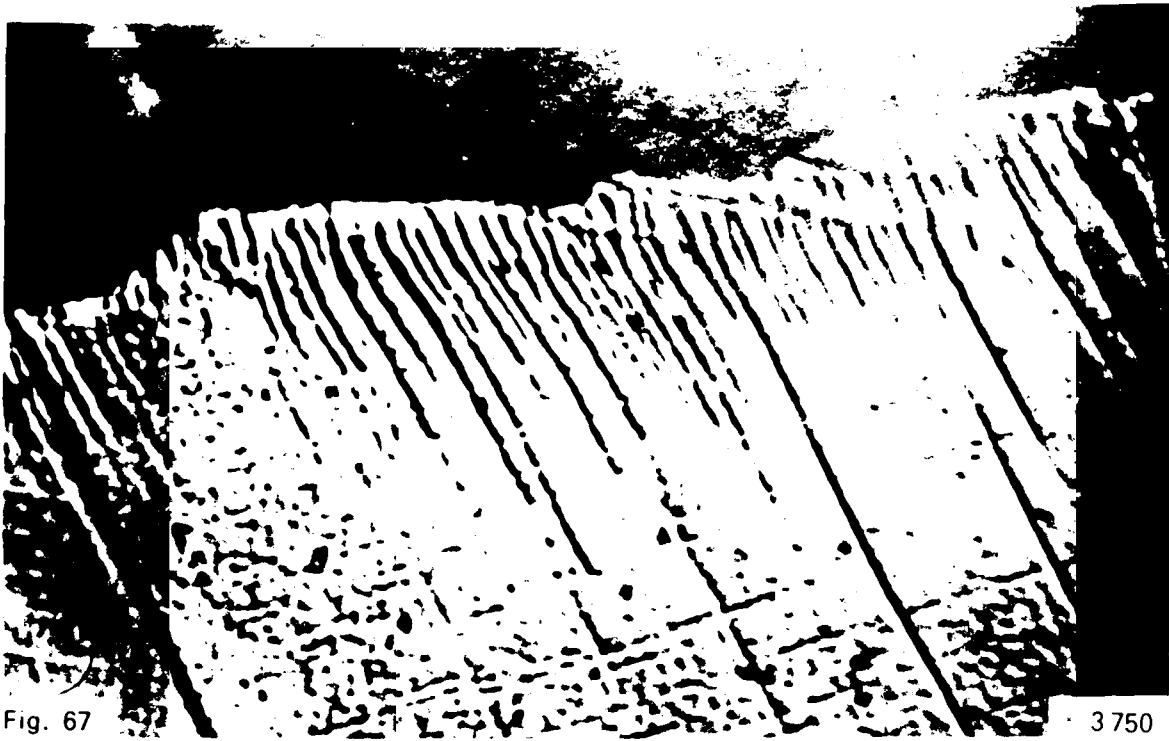


Fig. 67

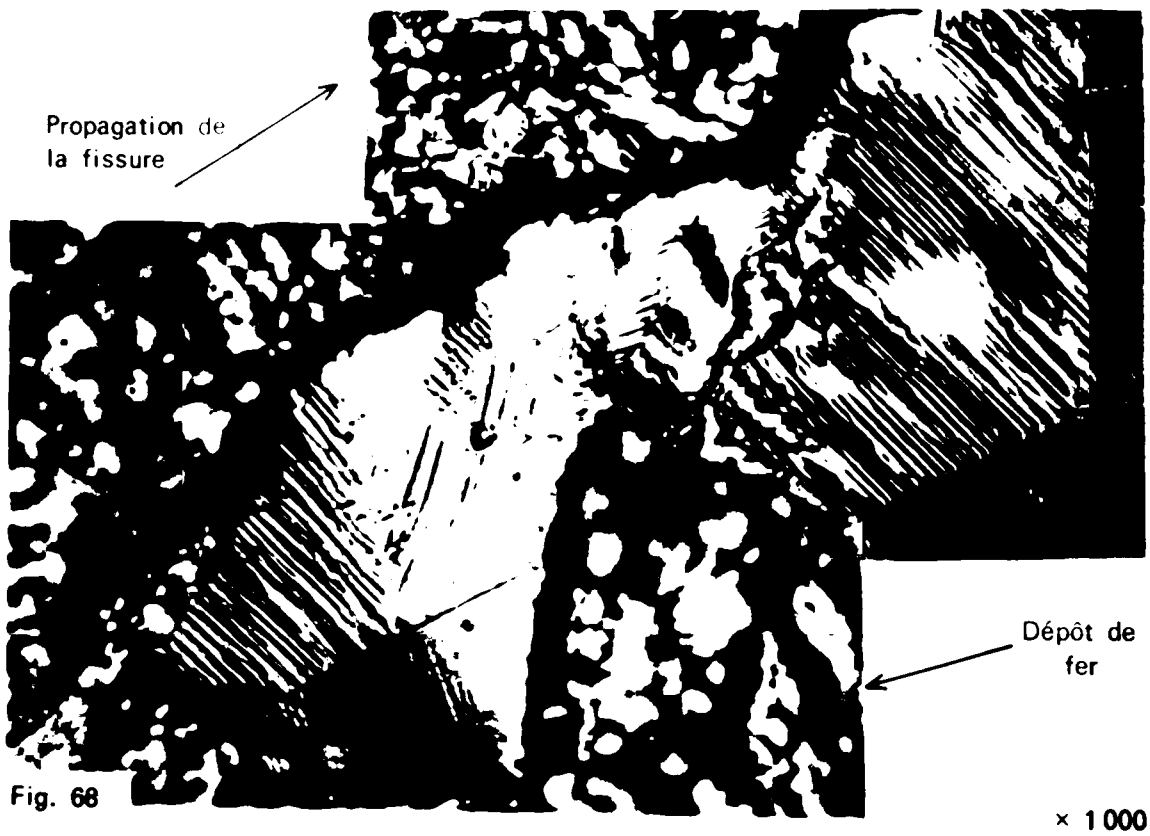


Fig. 68

x 1000

Fig. 67 - Vue en coupe

Fig. 68 - Vue en surface

Fig. 67 et 68 - Relation entre les déformations plastiques et le faciès de cassure dans un acier austénitique 25-20. Eprouvette A2.

En conclusion, il apparait que si la formation des stries est tributaire de la structure du métal, elle est surtout liée à la nature des déformations plastiques se développant à fond de fissure et à la subdivision des grains qui en découle. Qu'il y ait maclage, formation de cellules, transformation martensitique, la formation des stries en est affectée.

Dans la figure 69, nous avons représenté schématiquement la configuration de la zone plastifiée sous une cassure par fatigue, dans un acier à bas carbone.

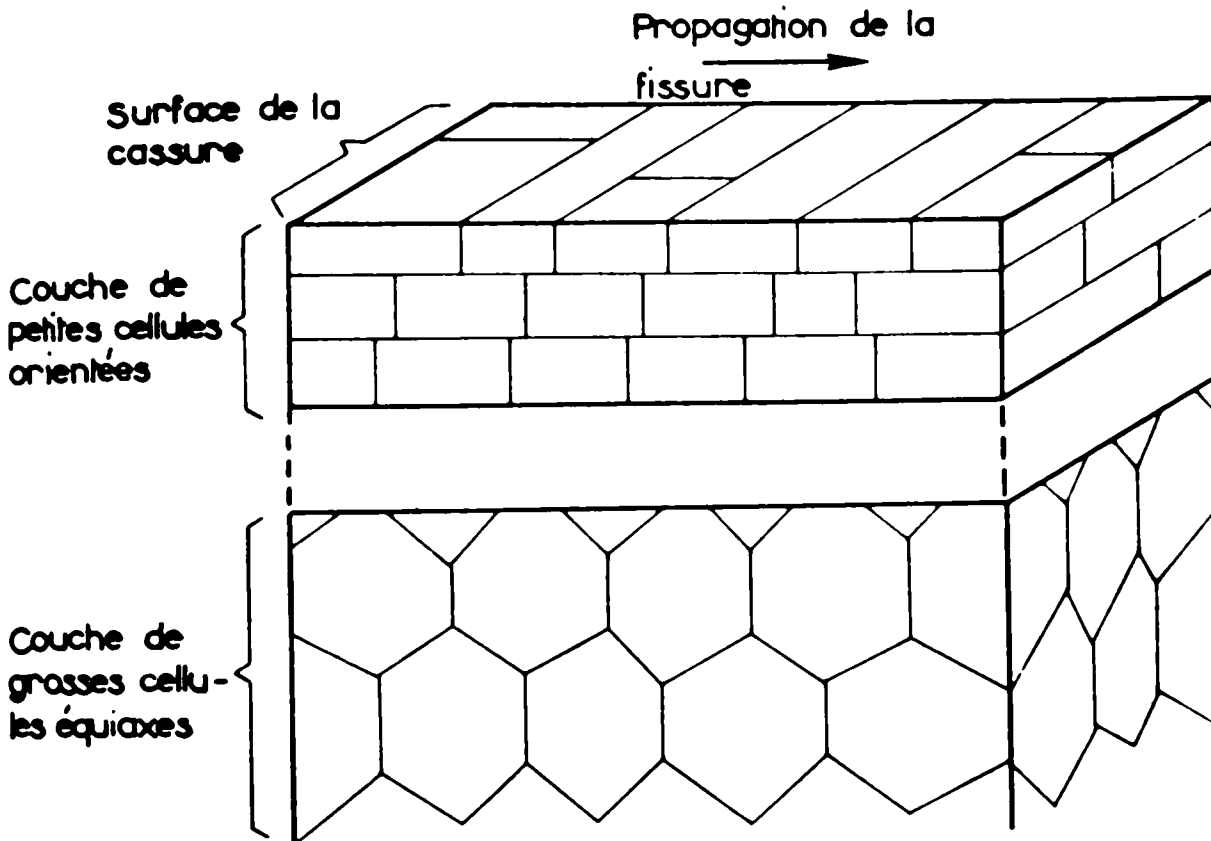


Fig. 69 - Configuration des cellules de dislocations sous la cassure par fatigue d'un acier au carbone.

BROEK et BOWLES ont trouvé dans des alliages d'aluminium une corrélation identique entre les stries et la sous-structure cellulaire (30). Ils pensent que les stries proprement dites pourraient correspondre aux zones les plus riches en dislocations.

Il ne semble pas possible, dans l'état actuel des observations, de préciser davantage la corrélation entre stries et sous-structure. Pour aller au-delà, il conviendrait par exemple de faire des essais de fatigue dans lesquels la sollicitation serait modifiée momentanément, par surcharge, afin de voir si la sous-structure évolue de la même façon que les stries.

4,3 - INFLUENCE D'UN ECROUISSAGE PREALABLE.

4,31 - Expérience.

Après avoir étudié les déformations plastiques à fond de fissure dans des matériaux initialement recuits, nous nous sommes interrogés sur l'effet d'une déformation préalable.

On a déjà signalé, dans des matériaux écrouis, que des sollicitations cycliques peuvent entraîner un adoucissement massif (31). On pouvait donc se demander ce qu'il en était à fond de fissure.

Pour tenter de répondre, nous avons fissuré par fatigue trois éprouvettes cylindriques en acier extra-doux allongées respectivement de 10, 25 et 50p.100. La comparaison des durées de vie des éprouvettes (tableau III), à contraintes égales, suggère que les éprouvettes écrouies ont une durée de vie supérieure à celle des éprouvettes qui ne le sont pas.

L'examen microfractographique des cassures montre que les stries de fatigue sont perturbées (fig. 70 et 71) surtout en début de fissuration. Toutefois, nous n'avons jamais observé la disparition complète des stries.

Dans tous les cas, au bord de la cassure, les cellules d'écrouissage sont remplacées par des cellules de fatigue (fig. 72 et 73). Cependant, l'arrangement des cellules de fatigue est assez grossier et il semble que certaines traces de l'écrouissage préalable ne soient pas toujours effacées. L'épaisseur de la zone transformée augmente avec la longueur de la fissure.

Des mesures de microdureté effectuées au bord de la fissure confirment les examens micrographiques (fig. 74). La dureté moyenne après écrouissage des éprouvettes E20 et E22 qui est respectivement de 136 et de 143 chute au voisinage de la cassure jusqu'à des valeurs aussi faibles que 100, dureté guère plus élevée que celle du métal recuit, 92.

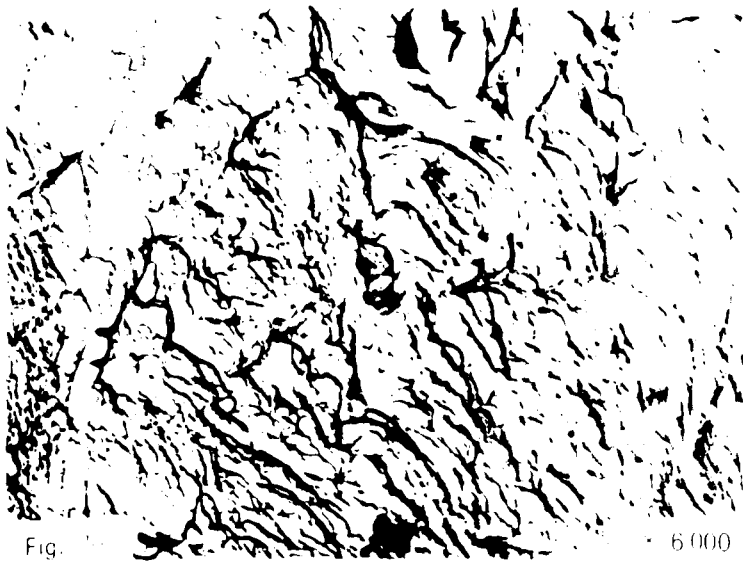
Ces observations amènent à penser que la fissure de fatigue progresse dans une structure écrouie en déclenchant à fond de fissure un phénomène de restauration partielle. Le réseau de dislocations formé lors de l'écrouissage préalable est réarrangé au fur et à mesure de l'avance de la fissure.

Nos résultats cadrent bien avec les observations de J. de FOUQUET (31) sur un acier extra-doux fatigué par torsion. L'auteur montre que la dureté mesurée à la surface des éprouvettes diminue après plusieurs millions de cycles.

4,32 - Interprétation.

L'adoucissement, à fond de fissure, de la structure initialement écrouie, implique que les parois des cellules se détruisent à un moment ou à un autre.

On peut donc supposer qu'en avant de la fissure, les cellules d'écrouissage sont détruites, sous l'action des efforts-cycliques, et que de nouvelles cellules, dont la taille et la forme les distinguent des premières, se forment ensuite, en même temps que la fissure progresse. Ceci montre l'instabilité, sous sollicitations cycliques, de la configuration des dislocations groupées en cellules.



Trace de la cassure

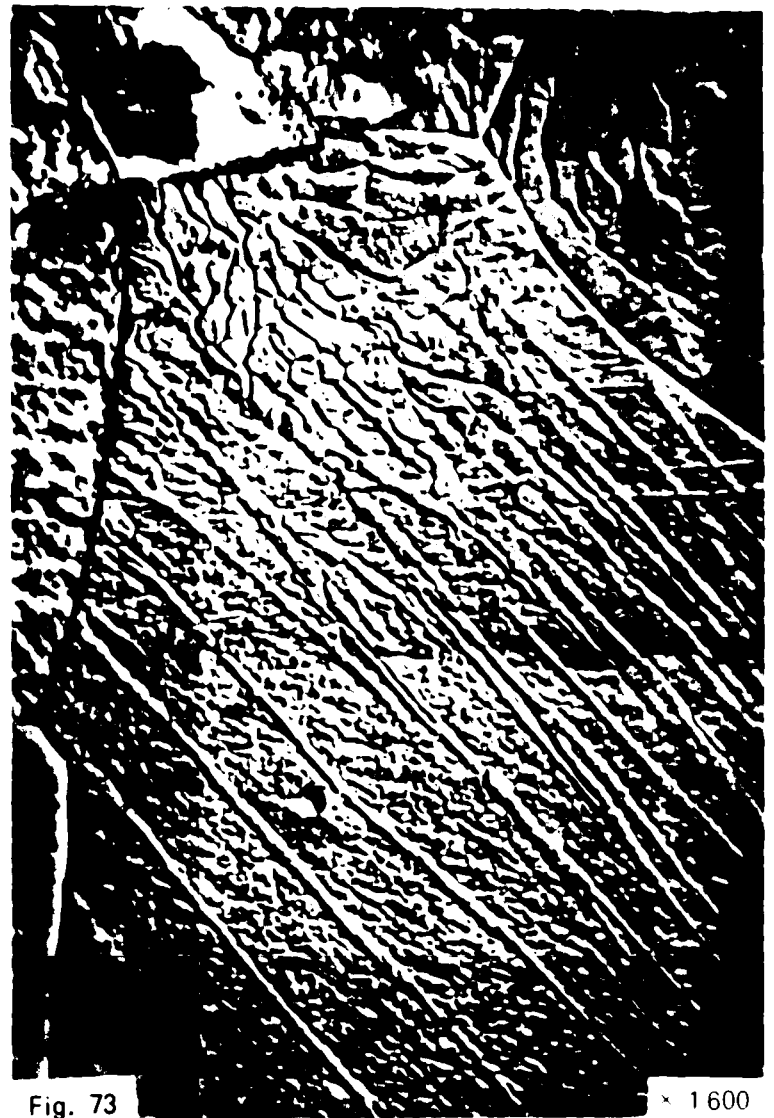
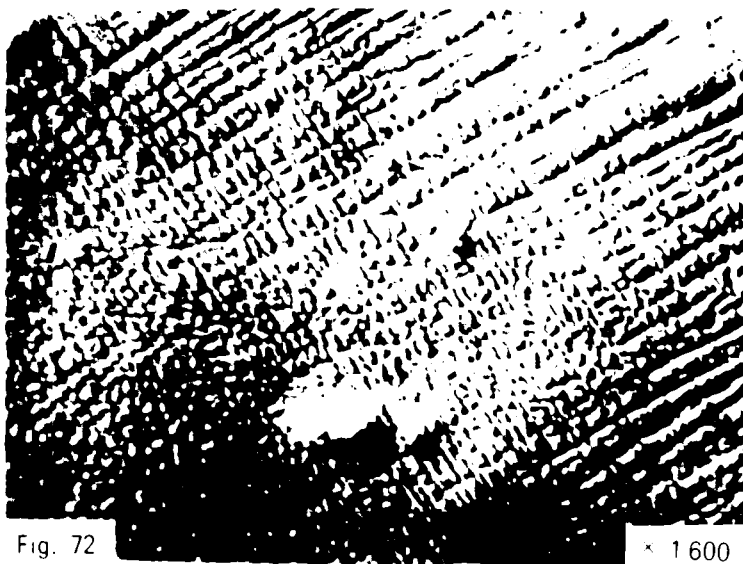


Fig. 70 et 71 - Epreuve E22. Faciès de la cassure.

Fig. 70 - Vers l'amorce.

Fig. 71 - Au centre.

Fig. 72 - Structure après écouissage.

Fig. 73 - Après sollicitations cycliques
Epreuve E10.

Fig. 70 à 73 - Propagation d'une fissure de fatigue
dans un acier extra-doux écroui

Fig. 73 × 1600

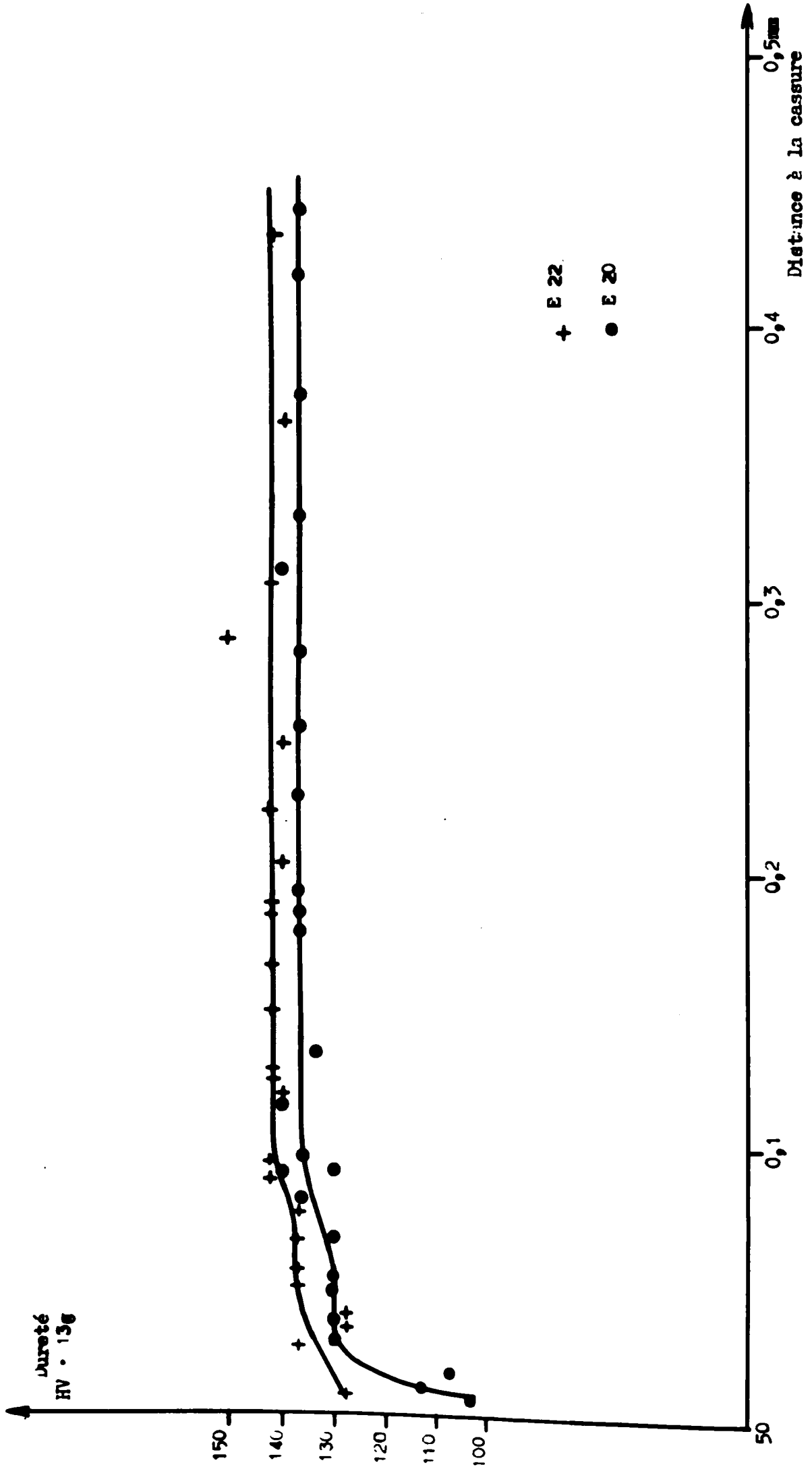


Fig. 74 - Evolution de la microdureté sous des cassures par fatigue dans un acier extra-doux préalablement écroui.

4,4 - RELATION ENTRE DEFORMATION PLASTIQUE,

FORMATION DES STRIES ET VITESSE DE FISSURATION

En conclusion, il ressort que la formation des stries de la cassure dépend, sans doute, de la nature des déformations plastiques se produisant en avant de la fissure. Il existe une corrélation de direction entre l'orientation des stries et celle de la sous-structure qui subdivise le grain.

Sur le plan de la fissuration, on voit que la progression du front de la fissure de fatigue, liée aux stries de la cassure, dépend de la nature des déformations plastiques à fond de fissure, c'est-à-dire d'abord de l'énergie de défaut d'empilement, ensuite des facteurs qui agissent sur cette énergie et éventuellement des transformations polymorphiques possibles.

En revanche, le système cristallin n'a qu'une influence secondaire dans le processus de fissuration. Subsidiairement, d'autres facteurs peuvent jouer un rôle dans la formation des stries : ce sont par exemple la taille des grains, la polygonisation, l'écrouissage préalable; mais ces facteurs n'ont, à vrai dire, aucune influence sur le processus fondamental qui lui dépend de l'énergie de défaut.

5 - DISCUSSION GENERALE

- -----
- -----

5,1 - VITESSE DE PROPAGATION

La mesure de la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans des aciers austénitiques et ferritiques a montré que $\frac{da}{dN}$ en fonction de ΔK , de r et de l'écartement à fond de fissure C O D, répond à trois équations de la forme :

$$da/dN = C (\Delta K)^m$$

$$da/dN = B (r) + c\delta te$$

$$da/dN = \frac{1}{n} (C O D) + c\delta te$$

Chaque type d'acier se comporte grosso-modo de la même manière vis à vis de la fissuration par fatigue mais il existe une différence nette entre la vitesse de propagation dans les aciers ferritiques et dans les aciers austénitiques. Cette différence ne peut pas s'expliquer par l'influence de la limite d'élasticité et du module d'Young, ni par les conditions d'essais. En revanche, la nature de la zone plastifiée joue probablement un rôle. Il a été établi, en effet, que la configuration des stries est liée à la nature des déformations plastiques sous-jacentes à la cassure. Il semble par conséquent que la vitesse de propagation soit liée au mode de déformation plastique, c'est à dire que $\frac{da}{dN}$ tout en étant une fonction linéaire du C O D dépendrait, dans

une certaine mesure, de l'endommagement. De plus, on peut penser que l'action de l'environnement n'est pas la même dans les deux types d'acier. Il est bien établi, à l'heure actuelle, que la présence de molécules d'oxygène et d'eau active le processus de glissement à fond de fissure. Toutefois, tous les alliages ne réagissent pas de la même manière à l'environnement et il est vraisemblable que les aciers austénitiques soit moins sensibles que les aciers ferritiques, d'où une vitesse de propagation plus faible dans les premiers. Cependant, alors que la destabilisation de l'austénite à fond de fissure devrait dépasser localement le métal, ^{on} devrait enregistrer parallèlement un écart dans la vitesse de fissuration entre aciers austénitiques stables et instables, ce qui n'est pas le cas. Il est donc difficile d'évaluer dans ces conditions l'influence réelle de l'environnement.

Pour récapituler, il convient de souligner que la vitesse de propagation de la fissure est fonction linéaire de l'écartement. Autrement dit, l'avance de la fissure à chaque cycle paraît s'effectuer par un glissement symétrique du bout de fissure, conformément à la théorie de FELLOUX (32).

.../...

5,2 - ZONE PLASTIFIEE A FOND DE FISSURE

=====

Les observations micrographiques aussi bien que les mesures de dureté montrent que la zone plastifiée encadrant la fissure est, en fait, constituée de deux régions. Au plus près de la fissure, l'écroutissage augmente brutalement et détermine ainsi une zone singulière qui est liée, semble-t-il, à la fermeture de la fissure. Ceci reste vrai quelle que soit la nature des déformations plastiques. La région la plus écroutie est caractérisée par la formation de petites cellules de dislocations ou bien par un maillage mécanique ou encore par une transformation martensitique. Quant à la région la moins déformée, elle est constituée de glissements avec éventuellement la formation d'écheveaux. Le schéma de la figure 75 montre l'allure de cette double zone plastifiée.

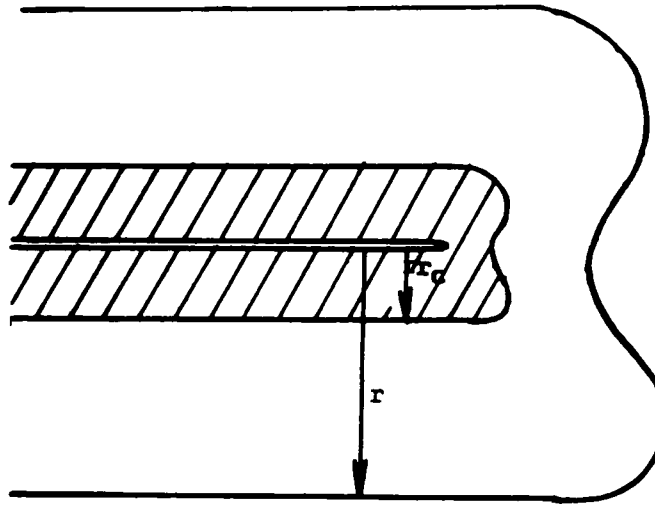


Fig. 75 - Schéma de la zone plastifiée encadrant une fissure de fatigue.

Expérimentalement, on trouve que le rayon de l'ensemble de la zone plastifiée (r) est proportionnel à $(\Delta K)^2$, mais inversement proportionnel à $(R_e)^2$. La formule suivante dérivée de celle d'IRWIN permet, en déformation plane, de faire une estimation convenable de r :

$$r^{th} = \frac{I}{6 \pi} \frac{\Delta K^2}{R_e^2}$$

.../...

Il convient de souligner que, sous sollicitations cycliques, le rayon r dépend principalement de l'amplitude du cycle ou de la variation du facteur d'intensité de contrainte plutôt que de la valeur maximale de ces deux paramètres.

Le rayon de la zone plastifiée la plus écrouie (r_c) est à peu près égal au quart de r , comme le prévoit la théorie de RICE. C'est à dire, qu'au moment de la fermeture de la fissure c'est une variation de $2R_e$ de la contrainte locale qui intervient. Le rayon r_c est donné par la formule :

$$r_c^{th} = \frac{1}{6\pi} \frac{\Delta K^2}{(2 R_e)^2}$$

Toutefois, il semble que le rapport $\frac{r_c}{r}$ ait tendance à être plus petit que prévu, en particulier pour des valeurs r élevées de ΔK . Nous avons trouvé dans ce dernier cas un rapport $\frac{r_c}{r}$ pouvant tomber jusqu'à $\frac{1}{8}$ mais alors la contrainte nominale appliquée à l'éprouvette est supérieure à R_e et vraisemblablement les données de la mécanique de la rupture couramment utilisées ne sont plus valables telles quelles.

Notons enfin que la formation de la zone plastifiée à fond de fissure, sous sollicitations cycliques, est le résultat d'un certain nombre de cycles. Par conséquent, la zone plastifiée est le siège d'un remaniement à chaque cycle. D'après nos résultats, on peut évaluer, en supposant le contour de la zone plastifiée circulaire, que le nombre de cycles pour décrire le rayon $r/(da/dN)$ est de l'ordre de 10^3 .

En réalité, le modèle d'IRWIN n'est pas rigoureux quant à la forme de la zone plastifiée et il est plus juste de considérer qu'elle est constituée de deux ailes inscrites dans un cercle (33) (fig. 76).

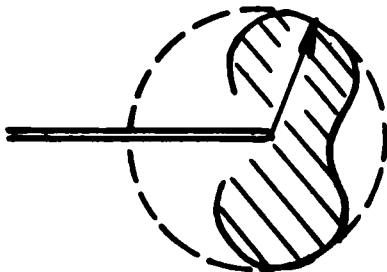


Fig. 76 - Contour de la zone plastique à fond de fissure.

Par conséquent, le nombre de cycles actifs en un point donné est inférieur à 10^3 . HAHN et ROSENFIELD le donnent compris entre 10 et 10^2 . En tout cas, l'érouissage en un point n'atteint son stade ultime que lorsque la zone observée est totalement sortie du champ de contrainte existant au fond de la fissure, ce dernier débordant en arrière du bout de fissure comme le montre la figure 76.

5,3 - INFLUENCE DE DIFFERENTS FACTEURS SUR LE PROCESSUS DE FISSURATION

En guise de récapitulation, nous avons dressé un tableau de l'influence des différents facteurs pouvant intervenir dans le processus de fissuration. (Tableau XI).

Tableau XI

Récapitulation sur le processus de fissuration

Vitesse de propagation		Rayon de la zone plastifiée		Nature des déformations plastiques	
Facteurs prépondérants	Facteurs subsidiaires	Facteurs prépondérants	Facteurs subsidiaires	Facteurs prépondérants	Facteurs subsidiaires
ΔK r E	R_e R • Système cristallin	ΔK R_e	• Nature des déformations plastiques • Système cristallin	• Energie de défaut d'empilement • Température • Taux de déformation • Transformations polymorphiques	• Système cristallin
	• Environnement				
	• Nature des déformations plastiques				
• inclusions					

CONCLUSIONS

De cette étude de la fissuration par fatigue, dans des aciers ferritiques et austénitiques, on peut dégager trois idées principales que nous résumerons brièvement :

- le processus de propagation de la fissure de fatigue est un phénomène élastoplastique qui est lié essentiellement à la formation d'une zone plastifiée à fond de fissure;

- les mesures du rayon de la zone plastifiée, en déformation plane, vérifient la formule $r^{th} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{R_e} \right)^2$;

- la vitesse de propagation de la fissure dépend simultanément du rayon de la zone plastifiée, c'est à dire de l'écartement à fond de fissure, et de la nature des déformations plastiques à l'intérieur de la zone plastifiée.

La nature des déformations plastiques à fond de fissure dépend des mêmes paramètres que la nature des déformations plastiques observée en fatigue oligocyclique ou en déformation statique.

Dans les aciers où les glissements déviés sont faciles, nous observons des cellules de dislocation. Dans les aciers à faible énergie de défaut d'empilement, il y a maclage mécanique ou transformation martensitique en même temps que glissements plans. L'énergie de défaut d'empilement apparaît comme un paramètre prépondérant pour expliquer la nature des déformations plastiques à fond de fissure.

Le rayon de la zone plastifiée, pour une valeur donnée de ΔK , n'est pratiquement pas affecté par la nature des déformations plastiques. Nous le trouverons sensiblement égal, dans tous les cas, au rayon de la zone plastifiée à fond de fissure sous chargement monotone. Toutefois, il existe au plus près de la fissure une zone nettement plus déformée que nous attribuons à l'effet de fermeture de la fissure et qui a pour rayon approximativement le quart de l'ensemble de la zone plastifiée. Cette dernière zone correspond à la zone plastifiée cyclique prévue par RICE. Son rayon s'écrit alors :

$$r_c^{th} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2 R_e} \right)^2$$

.../...

La vitesse de propagation de la fissure dépend à la fois du rayon de la zone plastifiée et de la nature des déformations plastiques. Nos expériences montrent que $\frac{da}{dN}$ est une fonction linéaire de r. Puisque le C O D est proportionnel à r, on peut en déduire que $\frac{da}{dN}$ est une fonction linéaire du C O D.

De plus, nous montrons que la formation des stries de la cassure, et par conséquent la vitesse de propagation, est liée à la nature des déformations plastiques. C'est également ce que l'on retrouve en confrontant les courbes donnant $\frac{da}{dN}$ en fonction de r, puisque le facteur de proportionnalité entre $\frac{da}{dN}$ et r varie selon le type d'acier. Nous trouvons ainsi que la vitesse de propagation est lente dans les aciers inoxydables, comparaison faite avec les aciers au carbone.

Il apparaît enfin que la vitesse de propagation de la fissure, dans un type d'acier donné, ne dépend pratiquement pas de la limite d'élasticité du métal.

BIBLIOGRAPHIE

- 1 - R. CAZAUD, C. POMEY, P. RABBE, C. JANSSEN - La Fatigue des Métaux - Dunod 1969.
- 2 - P. RABBE - Réunion des Commissions des Etudes Métallurgiques du 21 mai 1970.
- 3 - G.R. IRWIN - Journal of Applied Mechanics, sept. 1957, 24, n° 3, p. 361-364.
- 4 - J.R. RICE - ASTM STP 415, 1967, p. 247.
- 5 - F.A. Mc CLINTOCK - ASTM, n° 415, 1966, p. 170.
- 6 - R.M.N. FELLOUX - Engineering Fracture Mechanics, 1970, Vol. 1, p. 697 à 704.
- 7 - F.M. BURDEKIN et D.E.W. STONE - Journal of Strain Analysis, Vol. 1, n° 2, 1966, p. 145 à 153.
- 8 - P.C. PARIS - Fatigue An Interdisciplinary Approach. Syracuse, University Pucs, 1964.
- 9 - R.C. BATES et W.G. CLARK - Transaction ASM, Vol. 62, 1969, p. 380.
- 10 - J.M. BARSOM - Thèse, Université de Pittsburg, 1970.
- 11 - W. FELIX et T. GEIGER - Revue Technique Sulzer, n° 1, 1956, p. 14 à 27.
- 12 - T.R. WILSHAW - Journal of Iron and Steel Institute, Sept. 1966, p. 936 à 942.
- 13 - G.T. HAHN, M. SARRATE et A.R. ROSENFELD. U.S. Air Force Conference on Fatigue and Fracture, 14 déc. 1969.
- 14 - M. LEVASSEUR - Thèse de doctorat - ès - Sciences - 1968.
- 15 - F. PLENARD - Rev. de Metallurg, déc. 1968, p. 845.
- 16 - M. KLESNIL et P. LUKAS - Journal of the Iron and Steel Institute, juillet 1967, p. 746 à 749.
- 17 - C. BATHIAS et H. de LEIRIS. Métaux, Corrosion, Industrie, mars 1970, n° 535, p. 83 à 91.
- 18 - W.A. WOOD, W.H. REIMAN, K.R. SARGANT - Transaction Met. Soc. of Aime, avril 1964, p. 511 à 518.
- 19 - J.R. HANCOCK et J.C. GROSSKREUTZ. Acta Metallurgica, Vol. 17, févr. 1969, p. 77 à 97.
- 20 - P. LUKAS, M. KLESNIL et R. FIEDLER - Phil. Mag., oct 1969 p. 799 à 805.
- 21 - J.P. VILLAIN, E.L. MATHE, R.M. COUZINET et J. de FOUQUET - Mém. Scient. Rev. Metallurg., n° 12, 1966, p. 1069 à 1079.
- 22 - M. KLESNIL et P. LUKAS. Fracture 1969, avril 1969, Chapman and Hall Ltd, p. 725 à 730.

.../...

- 23 - J.C. GROSSKREUTZ et P. WALDOW - Acta Metallurgica, juil. 1963, p. 717 à 724.
- 24 - B. THOMAS - Métaux, Corrosion, Industrie, déc. 1969, n° 532, p. 405 à 440.
- 25 - D. ROUSSEAU, G. BLANC, R. TRICOT et A. GUEUSSIER - Mém. Scient. Rev. Metallurg. n° 5, 1970, p. 315 à 334.
- 26 - F. LE CROISEY - Thèse de doctorat-ès-Sciences - 1970.
- 27 - L.S. BUSHNEV et V.Y. PANIN. The Phys. of Metal and Metallogr. n° 5, 1965, p. 113.
- 28 - D.M. TURLEY - Journal of Inst. of Metals, Vol. 97, 1969, p. 237.
- 29 - J. PLATEAU, C. CRUSSARD, G. HENRY et al. - Communication aux journées d'automne 1957.
- 30 - C. BOWLES et D. BROEK. - Inter. Journal of Fract. Mech., n° 5, 1969, p. 350.
- 31 - J. de FOUQUET - Mém. Scient. Rev. de Metallurg. n° 2, 1961, p. 129 à 137.
- 32 - R.M.N. PELLOUX - AFFDL - TR - 70 - 144, p. 409, sept. 1970.
- 33 - DRUCKER et J.R. RICE - Eng. Fract. Mech., n° 1, 1970, p. 577 à 602.

ANNEXES

ANNEXE I

**TECHNIQUE DE PREPARATION
DES CASSURES PAR FATIGUE EN VUE DE LEUR EXAMEN
PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE DIRECTE**

I.- ENROBAGE DES CASSURES PAR DEPOT ELECTROLYTIQUE

L'étude des couches sous-jacentes à une cassure est réalisée généralement sur coupe oblique, ces couches se trouvant par conséquent au bord des échantillons prélevés. En examen direct sur lame mince, cette étude se heurte donc à de graves difficultés, la préparation des lames minces s'accompagnant inévitablement d'une dissolution des bords des spécimens desquels on tire ces lames.

Pour résoudre le problème de la conservation des bords, nous avons eu recours, systématiquement, à l'enrobage des cassures par dépôt électrolytique de fer : ainsi le bord du spécimen ne correspond plus à la cassure, qui s'en trouve séparée par une zone de garde.

En vue de l'opération d'enrobage, chaque échantillon est monté sur tige et toutes les surfaces autres que la cassure sont protégées des dépôts parasites par une couche de pâte SILASTENC RTV 730.

1.- Description du procédé.

L'amincissement de la lame hétérogène tirée d'un échantillon enrobé est largement facilité lorsque la dureté du dépôt et sa vitesse de dissolution électrolytique sont voisines de celle du substrat en acier. A cet égard, on a comparé entre eux trois bains à base de chlorure ferreux.

Les deux premiers, du type FISCHER-LANGBEIN, contenant du chlorure de sodium, ont tendance à donner des dépôts fibreux et très durs, donc fragiles et nettement différents du substrat à l'égard de la dissolution électrolytique.

En revanche, le troisième bain, contenant :

- chlorure ferreux : 500 g/litre d'eau,
- chlorure de manganèse : 5 g/litre d'eau,
- mouillant P110 : 1 g/litre d'eau,

se montre d'une utilisation plus souple et permet d'obtenir des dépôts d'une dureté convenable, comprise entre 150 et 250 unités VICKERS.

Avec ce bain, utilisé à chaud entre 70° et 105°C, le dépôt cristallise finement en grains allongés et maclés. De plus, il s'amincit électrolytiquement dans les mêmes conditions que le fer et les aciers au carbone.

La figure 1 représente le montage mis en oeuvre. Le circuit d'alimentation en courant électrique des électrodes est équipé d'un inverseur de polarité, permettant facilement l'attaque anodique. L'appareillage assure la rotation du spécimen pendant l'électrolyse et l'agitation du bain dont il règle d'autre part la température et la concentration.

ANNEXE I

TECHNIQUE DE PREPARATION
DES CASSURES PAR FATIGUE EN VUE DE LEUR EXAMEN
PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE DIRECTE

I.- ENROBAGE DES CASSURES PAR DEPOT ELECTROLYTIQUE

L'étude des couches sous-jacentes à une cassure est réalisée généralement sur coupe oblique, ces couches se trouvent par conséquent au bord des échantillons prélevés. En examen direct sur lame mince, cette étude se heurte donc à de graves difficultés, la préparation des lames minces s'accompagnant inévitablement d'une dissolution des bords des spécimens desquels on tire ces lames.

Pour résoudre le problème de la conservation des bords, nous avons eu recours, systématiquement, à l'enrobage des cassures par dépôt électrolytique de fer : ainsi le bord du spécimen ne correspond plus à la cassure, qui s'en trouve séparée par une zone de garde.

En vue de l'opération d'enrobage, chaque échantillon est monté sur tige et toutes les surfaces autres que la cassure sont protégées des dépôts parasites par une couche de pâte SILASTENE RTV 730.

1.- Description du procédé.

L'amincissement de la lame hétérogène tirée d'un échantillon enrobé est largement facilité lorsque la dureté du dépôt et sa vitesse de dissolution électrolytique sont voisines de celle du substrat en acier. A cet égard, on a comparé entre eux trois bains à base de chlorure ferreux.

Les deux premiers, du type FISCHER-LANGBEIN, contenant du chlorure de sodium, ont tendance à donner des dépôts fibreux et très durs, donc fragiles et nettement différents du substrat à l'égard de la dissolution électrolytique.

En revanche, le troisième bain, contenant :

- chlorure ferreux : 500 g/litre d'eau,
- chlorure de manganèse : 5 g/litre d'eau,
- mouillant P110 : 1 g/litre d'eau,

se montre d'une utilisation plus souple et permet d'obtenir des dépôts d'une dureté convenable, comprise entre 150 et 250 unités VICKERS.

Avec ce bain, utilisé à chaud entre 70° et 105°C, le dépôt cristallise finement en grains allongés et maclés. De plus, il s'amincit électrolytiquement dans les mêmes conditions que le fer et les aciers au carbone.

La figure 1 représente le montage mis en oeuvre. Le circuit d'alimentation en courant électrique des électrodes est équipé d'un inverseur de polarité, permettant facilement l'attaque anodique. L'appareillage assure la rotation du spécimen pendant l'électrolyse et l'agitation du bain dont il règle d'autre part la température et la concentration.

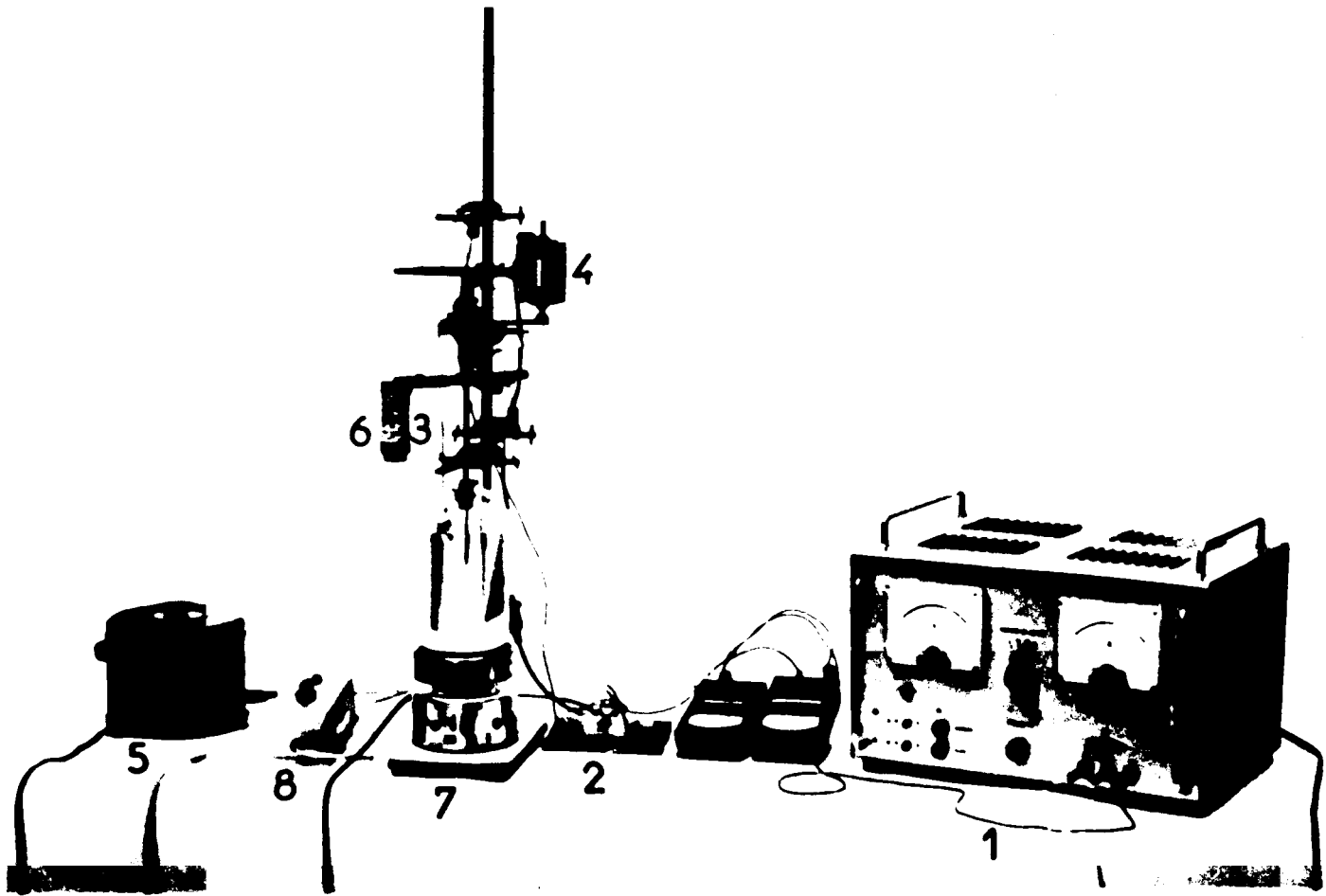


Fig. 1-1

Appareillage pour l'enrobage des cassures.

- 1 - Alimentation stabilisée.**
- 2 - Inverseur de courant.**
- 3 - Cathode tournante.**
- 4 - Moteur d'entraînement de la cathode.**
- 5 - Ferris réglant la vitesse de rotation du moteur (4).**
- 6 - Alimentation du bain en eau acidulée à 1,5 %.**
- 7 - Platine magnétique, chauffante.**
- 8 - Rhéostat du chauffage de la platine.**

Pour diminuer le nombre des variables qui interviennent dans l'électrolyse, on fixe en effet la plupart des paramètres à leurs valeurs jugées optimales. En particulier, le pH qui tend à évoluer vers la neutralité au cours du dépôt est maintenu entre 1 et 2 par addition mesurée et automatique d'une solution contenant 15 cm³ d'acide chlorhydrique par litre d'eau. De ce fait, la concentration du bain se trouve également stabilisée, l'apport d'ions fer étant assuré par la dissolution de deux anodes en fer ARMCO (150 x 60 x 2 mm), filtrées par des sacs en tissu synthétique.

Le régime de rotation de la cathode, qui a été déterminé empiriquement, n'est réglé qu'à deux valeurs, à savoir :

- pour les densités de courant au plus égales à 12 A/dm² : 100 tr/mn;
- pour les densités de courant supérieures à 12 A/dm² : 200 tr/mn.

Grâce à la constance de ces paramètres, la qualité du dépôt ne dépend en définitive que de la densité de courant et de la température du bain, ce qui améliore notablement la reproductibilité des résultats.

Pour chaque enrobage, on procède en deux étapes. Une première électrolyse de courte durée (30 mn) sous basse densité de courant (2 A/dm²) confère aux premières couches du dépôt adhérence et pénétration. Puis l'enrobage proprement dit est obtenu par une électrolyse prolongée sous haute densité de courant (10 à 30 A/dm²). Des expériences ont montré que l'on peut passer rapidement de 2 à 30 A/dm² sans nuire à la cristallisation, à condition que les paramètres de l'électrolyse soient compatibles avec l'intensité appliquée : il suffit pour cela d'ajuster la température du bain et le régime de rotation de la cathode.

Le rendement cathodique de l'électrolyse avec anodes solubles en fer ARMCO est de l'ordre de 98 % dans les conditions d'utilisation.

Pour remplir son rôle l'enrobage de la cassure doit atteindre une épaisseur d'au moins un millimètre. Un dépôt aussi épais ne peut pas, en général, être obtenu en une seule séance de travail, mais il est possible de reprendre l'opération même après un arrêt prolongé, sans que cela nuise à l'uniformité de l'enrobage final. Le mieux est de procéder à un polissage électrolytique du dépôt précédent, en cellule, dans un bain acétoperchlorique et sous 30 volts à vide, pendant 2 mn environ; puis on reprend l'électrolyse dans les mêmes conditions que pour l'obtention de ce dépôt précédent. La latitude ainsi offerte par le procédé permet la production de dépôts homogènes même très épais.

2.- Adhérence du dépôt.

Le problème de l'adhérence peut être considéré de deux manières : il y a d'une part l'adhérence mécanique, qui fait que le dépôt résiste aux contraintes, par exemple celles qu'engendre le découpage à la scie, d'autre part l'adhérence micrographique qui, si elle est mauvaise, se traduit par la formation d'un sillon à l'interface au moment du polissage électrolytique.

.../

Les deux aspects de l'adhérence sont évidemment liés; ils dépendent principalement de trois facteurs, à savoir :

- la persistance éventuelle de corps étrangers à la surface du substrat,
- l'activation de la surface du substrat,
- la cristallisation des premiers grains du dépôt.

Il est donc d'abord nécessaire de procéder à un nettoyage soigné de la cassure; ce nettoyage fait appel successivement à :

- un dégraissage chimique par immersion d'une quinzaine de minutes dans le trichloréthylène;
- un nettoyage par application et décollage de répliques au vernis nitro-cellulosique;
- un nettoyage-dégraissage cathodique de 30 mn dans un bain contenant 6 g de cyanure de sodium et 6 g de sulfite de sodium pour 100 ml d'eau, sous 20 A/dm².

Ce nettoyage ne suffirait pas à assurer la bonne adhérence au dépôt; il doit être suivi par une attaque anodique, pratiquée dans les conditions suivantes :

- densité de courant : 0,1 A/dm²
- temps : 60 secondes
- pH : 1 à 2
- température : 80 à 100°C
- vitesse de rotation de l'échantillon : 100 tr/mn,

étant entendu que l'échantillon est introduit dans le bain sous une tension de l'ordre de 20 mV et que l'attaque anodique commence dès ce moment.

La préparation de la surface de cassure dans les conditions qui précèdent représente une condition nécessaire de l'adhérence du dépôt. Toutefois, pour que celle-ci soit effectivement obtenue, la germination et la croissance des premiers grains du dépôt ont une importance toute particulière : comme il a été dit plus haut, une faible densité de courant à ce stade permet une meilleure adhérence et parfois même la continuité cristalline. Ainsi, pour une densité de 2 A/dm², l'adhérence et la pénétration sont satisfaisantes; pour 6 A/dm², elles le sont déjà beaucoup moins.

La dureté du dépôt dans ses premières couches revêt de son côté une grande importance en vue de la préparation ultérieure des lames minces, notamment à cause du risque d'apparition d'un sillon entre la cassure et le dépôt. Le réglage de cette dureté peut se faire commodément par action sur la température du bain (tableau I).

..../

TABLEAU I

Dureté VICKERS des dépôts obtenus sous 2 A/dm^2
(pH = 1 à 2 - 100 tr/mn)

Température du bain °C	88	90	95	98	102
Dureté HV	225	215	195	175	160

Il n'est guère possible d'abaisser la température au-dessous de 85°C sans nuire à l'adhérence. En revanche, seul le point d'ébullition fixe la limite supérieure des températures praticables.

3.- Uniformité et dureté de l'enrobage.

L'adhérence des premières couches étant assurée, l'enrobage est poursuivi sous forte densité de courant, les autres conditions et notamment la température du bain, étant choisies de manière que la dureté du dépôt s'harmonise avec celle du substrat.

La répartition et l'homogénéité du dépôt sont nettement améliorées par la mise en rotation du spécimen à enrober. L'influence de cette mise en rotation est double. D'une part, grâce à elle, il se produit un renouvellement régulier des couches cathodiques, qui favorise la constance des échanges ioniques, et une variation continuelle de la répartition des lignes de champ, qui limite les effets de pointe; le dépôt cristallise donc uniformément, sans fissuration ni contrainte résiduelle notable, et la dureté en est quasi constante suivant l'épaisseur du dépôt. D'autre part, la rotation de l'échantillon s'oppose à la fixation de bulles d'hydrogène, qui laisseraient des piqûres dans le dépôt.

La figure 2 donne la dureté des dépôts de fer en fonction de l'intensité du courant, pour les températures de bain de 95 , 98 et 102°C . Chacune des valeurs indiquées représente la moyenne de mesures effectuées sur coupe dans plusieurs dépôts obtenus dans les mêmes conditions, au moyen d'un microduromètre REICHERT équipé pour la charge de 20 gf.

On remarque que, pour une température et un pH donnés, la dureté décroît lorsque la densité de courant passe de 2 à 12 A/dm^2 , puis croît à nouveau lorsque celle-ci est portée à 20 A/dm^2 . En toute rigueur, il faudrait cependant tenir compte de la variation de la vitesse de rotation qui, pour 10 et 30 A/dm^2 , doit impérativement monter à 200 tr/mn, sans quoi la qualité de l'enrobage s'en ressent. Quoi qu'il en soit, le minimum de la dureté, soit 150 HV, correspond pour les réglages adoptés, à une densité de courant de 12 A/dm^2 et à une température de bain de 98°C .

.../

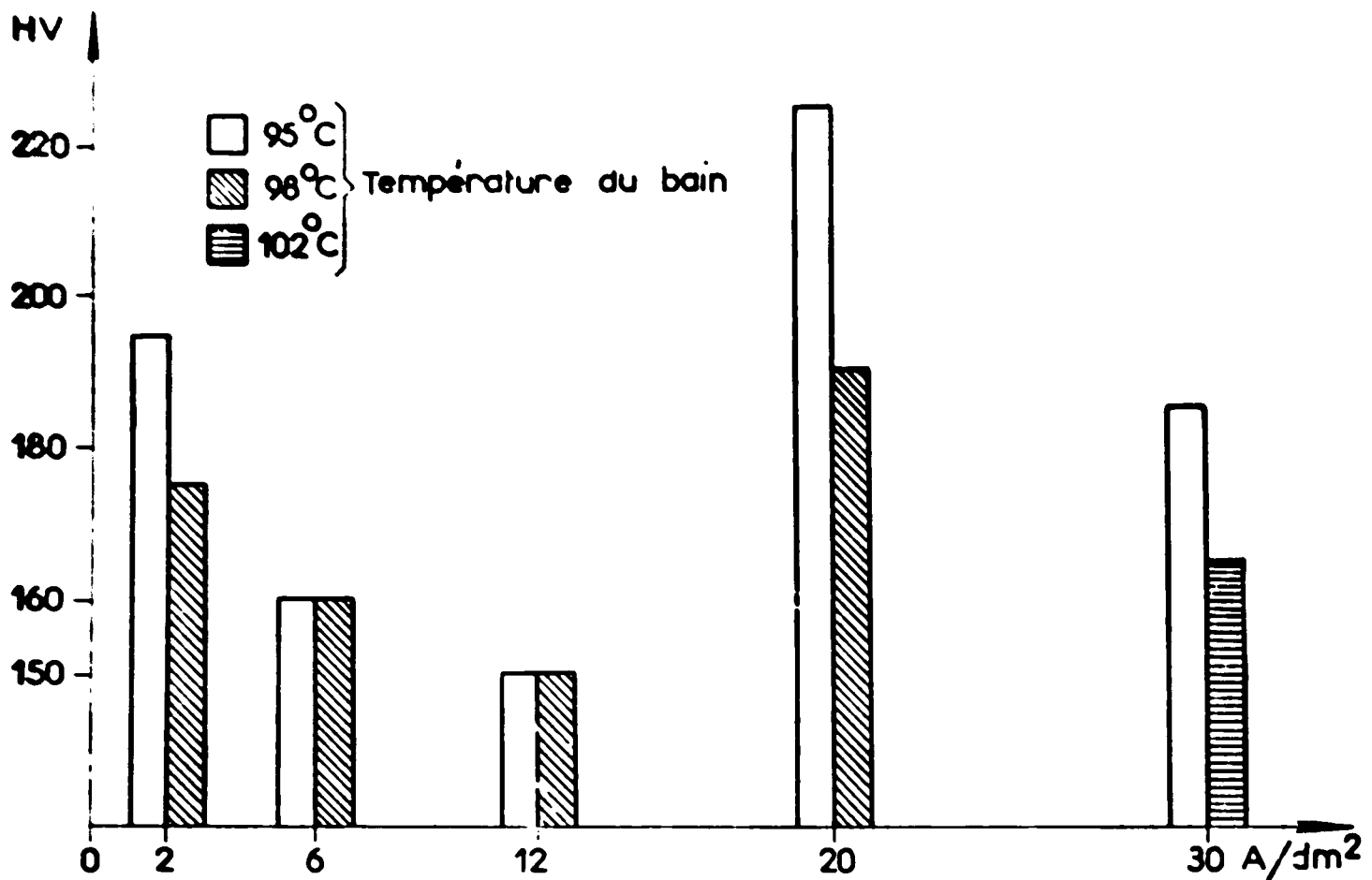


Fig. 2 - Dureté VICKERS de dépôts de fer obtenus sous diverses densités de courant et à diverses températures.

$1 < \text{pH} < 2$ - Vitesse de rotation : 100 tr/mn pour $D \leq 12 \text{ A/dm}^2$,
200 tr/mn pour $D > 12 \text{ A/dm}^2$,

Il est intéressant de noter que l'aspect du dépôt (fig. 3) traduit approximativement sa dureté et sa texture. Un dépôt gris satiné correspond à une dureté de l'ordre de 150 HV; l'affaiblissement de son éclat traduit une augmentation de la dureté. Un dépôt gris sombre a une structure à tendance fibreuse ; sa dureté est supérieure à 250 HV et peut atteindre 300 HV (pour 6 A/dm^2 et 80°C par exemple).

Un des inconvénients de la technique décrite est assurément sa lenteur. Pour obtenir un dépôt dont l'épaisseur moyenne soit de l'ordre du millimètre, il faut compter 12 heures sous 12 A/dm^2 . Ce temps tombe à 10 heures sous 20 A/dm^2 et à 6 heures sous 30 A/dm^2 , lorsque les duretés plus fortes correspondantes sont acceptables.

.../

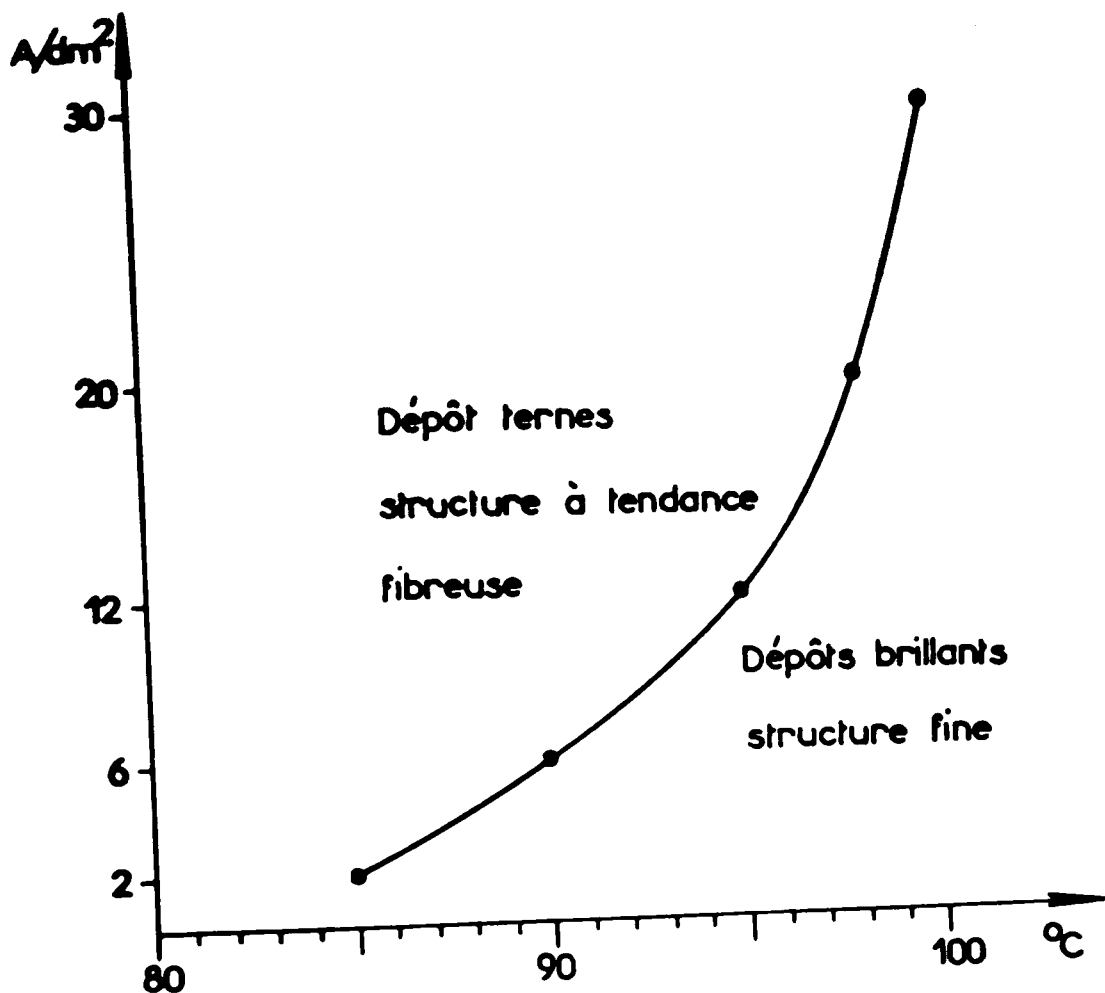


Fig. 3 - Aspect du dépôt en fonction de la température du bain et de la densité de courant.

En contrepartie de cette lenteur, le dépôt obtenu répond bien aux exigences posées initialement. La surface du substrat est en particulier rigoureusement conservée dans son état initial (fig. 4 et 5) et l'on est absolument maître de l'épaisseur du dépôt qui, en cas de besoin, et moyennant le temps voulu, pourrait être réalisé bien plus épais encore.

II.- PRELEVEMENT ET AMINCISSEMENT DES LAMES.

1.- Prélèvement des lames.

Dans le spécimen métallique mixte, résultant de la préparation par enrobage, qui vient d'être décrite, des lames d'environ 1 mm d'épaisseur sont découpées à la scie à métaux.

Dans une lame prélevée parallèlement à l'interface, la surface de cassure est située vers la mi-épaisseur de la lame. Dans une lame prélevée obliquement, la cassure fait de préférence un angle de 45° environ avec la surface de la lame ; cette inclinaison se montre favorable à l'adhérence du dépôt de fer.

.../

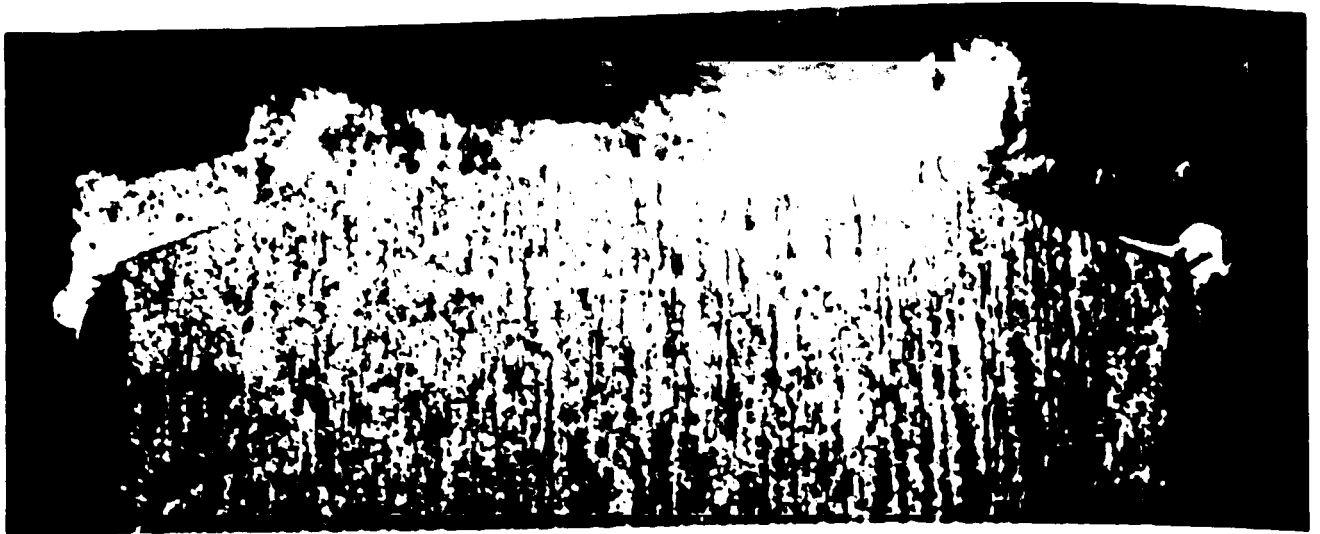


Fig. 4-1 - Coupe droite d'une cassure enrobée d'un dépôt de fer, obtenu sous 30 A/dm^2 (après début à 2 A/dm^2). $\times 11$

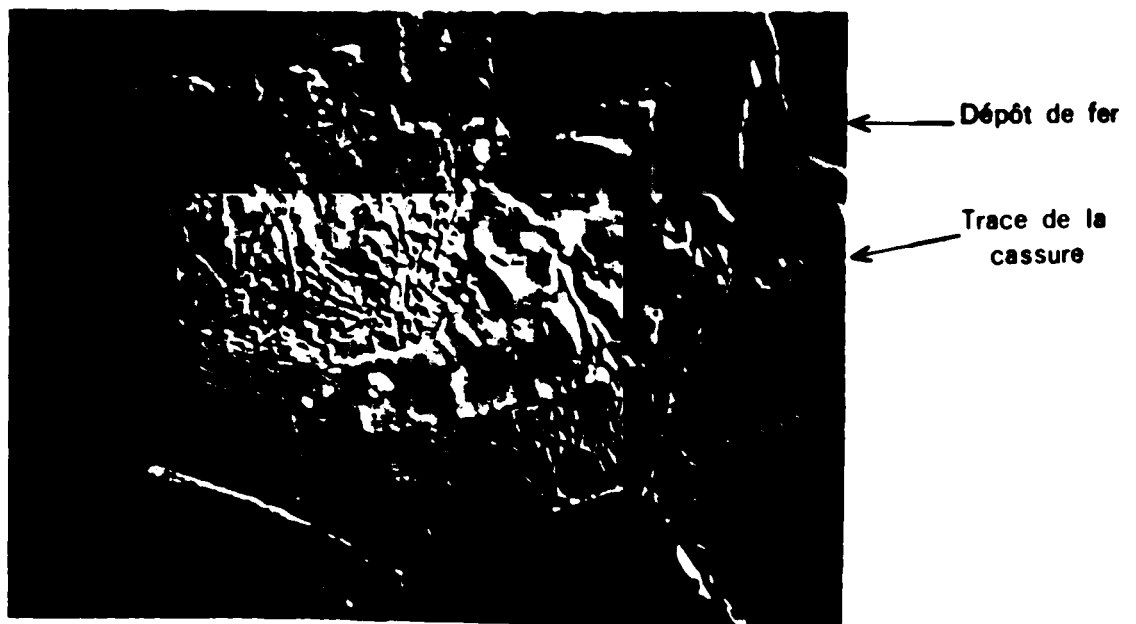


Fig. 5-1 - Coupe droite d'une cassure enrobée. $\times 1000$.
Noter l'adhérence totale du dépôt de fer et sa pénétration dans les microreliefs de la cassure.
Micrographie prise après polissage et attaque électrolytique.

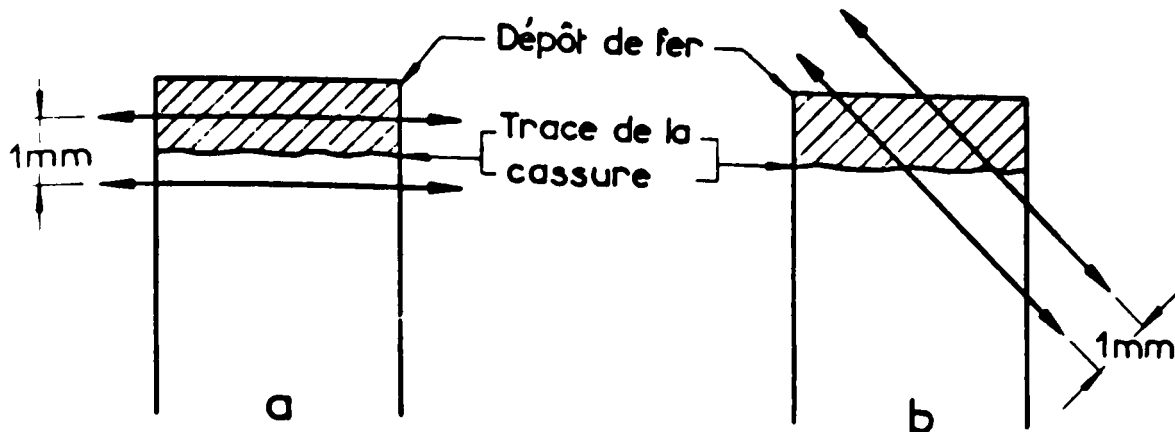


Fig. 6 - Prélèvement des lames parallèlement (a) ou obliquement (b) à l'interface.

2.- Amincissement des lames.

Les lames ainsi prélevées sont préamincies jusqu'à 5 centièmes de millimètre par abrasion sur des papiers émeri de gradation croissante, allant de 150 à 600. Pour cette opération, le spécimen est maintenu sur un porte-échantillon par une mince couche de picéine.

Il convient de vérifier de temps à autre la position de la cassure dans la lame pour éviter que, par abrasion dissymétrique, on n'élimine la région à examiner. On y parvient aisément en révélant le dépôt de fer par une attaque électrolytique au tampon, sous basse tension.

La lame préamincie est ensuite amenée à 2 centièmes de millimètre par dissolution électrolytique en cellule, en bain BEPER, sous 30 volts, à une température comprise entre 5 et 10°C.

L'amincissement final de la lame a lieu par dissolution électrolytique en cellule à basse température. La figure 7 donne un schéma de l'appareillage utilisé.

.../

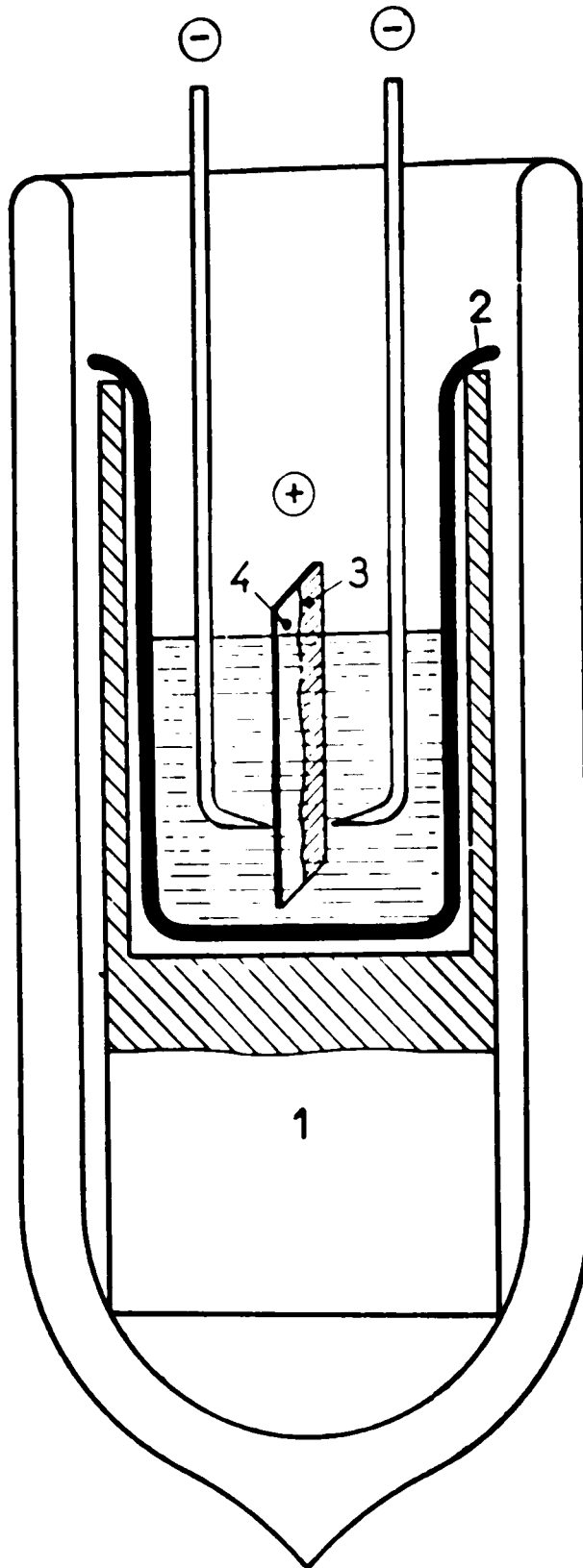


Fig. 7 - Dispositif d'amincissement pour lames portant un dépôt électrolytique.

- 1 - Bloc en alliage léger.
- 2 - Cellule.
- 3 - Dépôt de fer.
- 4 - Substrat.

La température de $- 80^{\circ}\text{C}$, nécessaire à l'amincissement de la lame hétérogène, est obtenue par apport d'azote liquide dans un vase de DEWAR, où est placé un bloc en alliage léger, porteur de la cellule. L'électrolyte utilisé est un bain d'alcool méthylique contenant 6 % d'acide perchlorique. La tension à vide est réglée à 27 volts.

Cette technique permet facilement d'examiner des plages situées à quelques microns seulement de la surface de cassure et, dans des cas favorables, il n'est pas impossible de pouvoir observer l'interface même dépôt-substrat, c'est-à-dire la trace de la cassure elle-même (fig. 8).

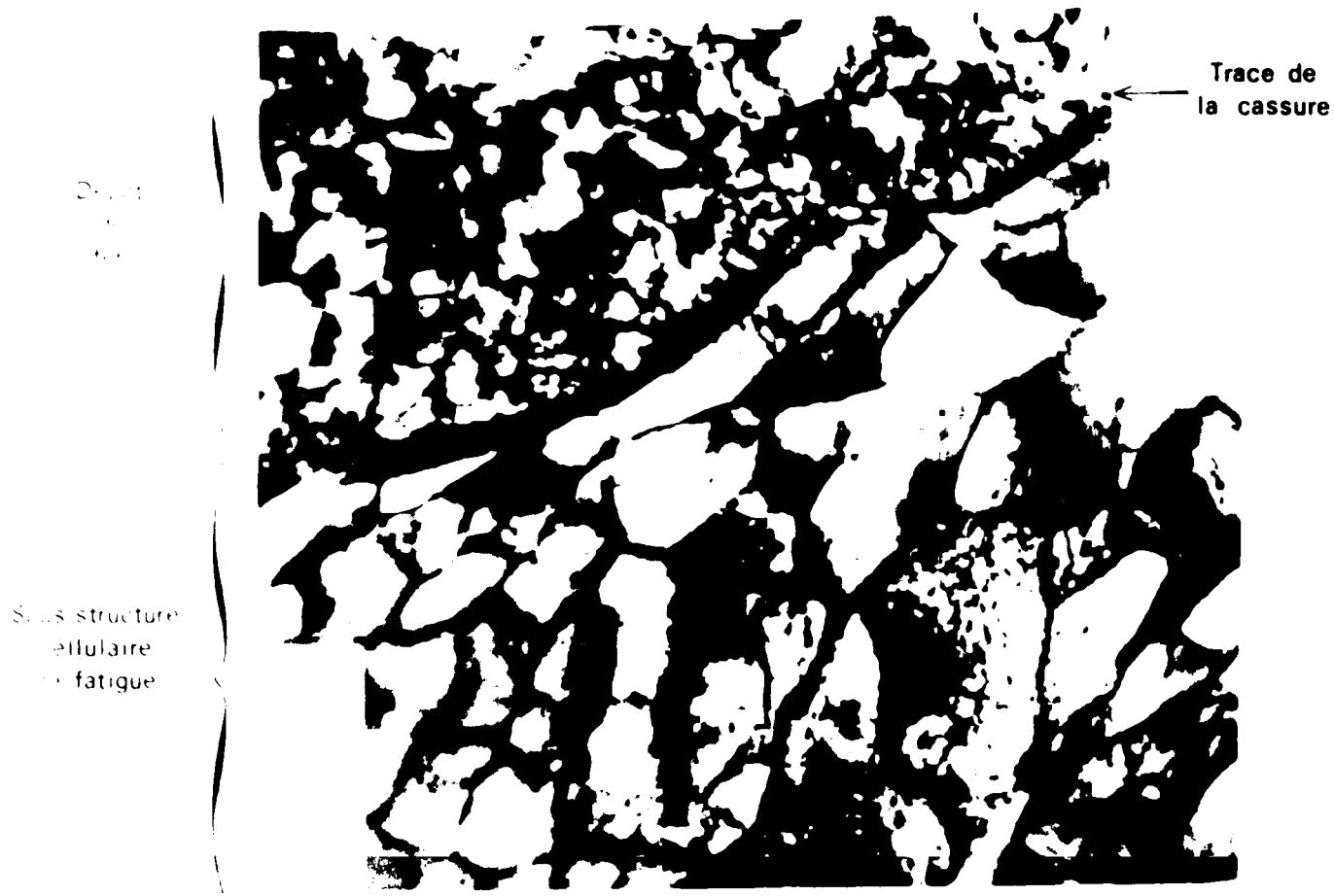


Fig. 8-1 - Micrographie électronique prise à cheval sur le dépôt de fer et le substrat. × 15000

ANNEXE II

EVALUATION DE $\frac{da}{dN}$ PAR MESURE DE L'INTERVALLE ENTRE LES STRIES

Dans les aciers, les stries de fatigue ne sont généralement pas aussi faciles à mettre en évidence que dans les alliages légers. Le comptage des stries y est plus délicat.

En plus des sujétions habituelles de ce type de mesure, tirage des plaques photographiques sur papier, comptage des stries, mesure des distances, s'ajoute la difficulté de bien repérer les stries.

Nous avons pensé résoudre la question en traitant directement les plaques photographiques, prises au microscope électronique, à l'aide d'un microdensitomètre de la Compagnie des Compteurs, équipé d'un enregistreur XY.

Les stries de la cassure sont disposées perpendiculairement à la direction de défilement, de sorte que chaque strie passant devant la fente de lecture de l'appareil est enregistrée sous la forme d'un pic. De plus les distances, donc l'espacement des stries, sont agrandies dix fois en jouant sur les vitesses de défilements de la table de lecture et de la table traçante.

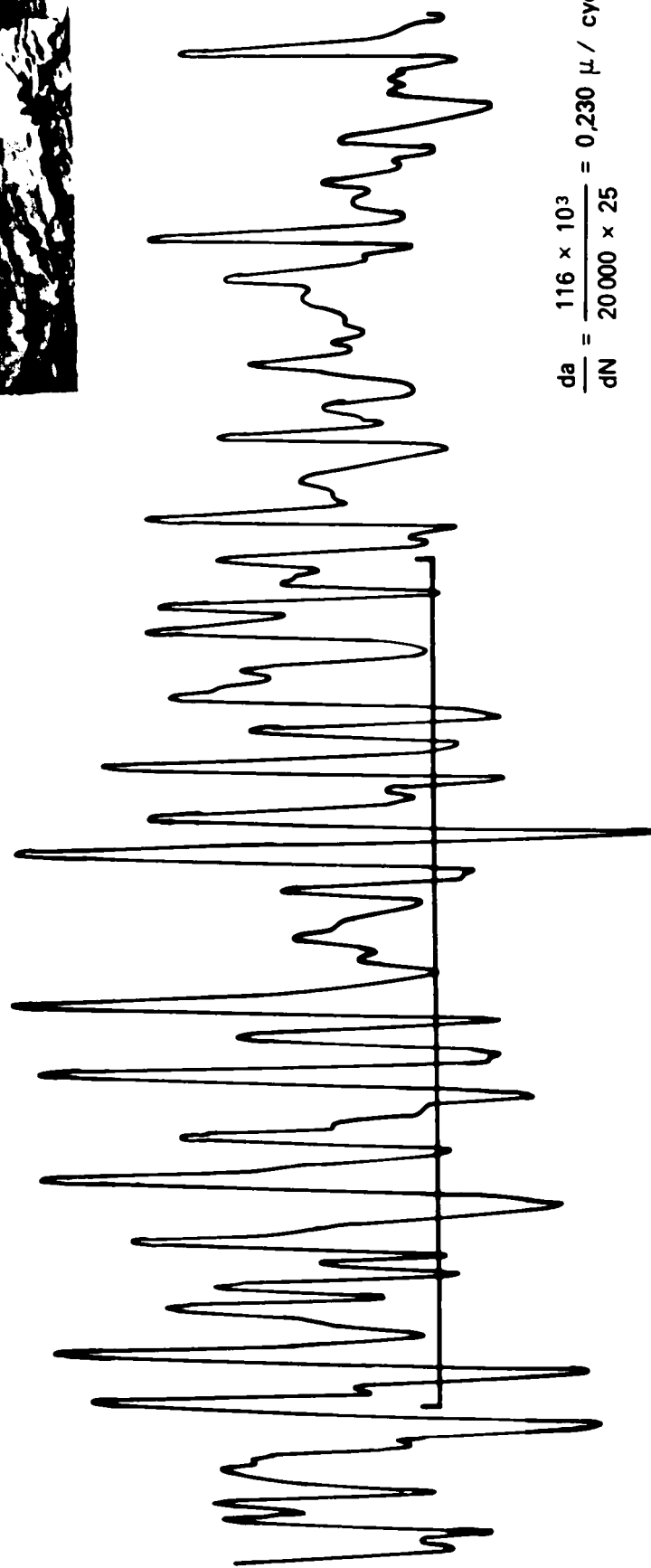
Le dépouillement du diagramme obtenu revient à un comptage de pics et à une mesure d'intervalle. Un exemple est donné dans la figure 1-II. On a :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\text{longueur de la plage étudiée}}{\text{grossissement X nombre d'intervalles entre stries}}$$

Cette technique facilite le repérage des stries grâce à la sensibilité du microdensitomètre et à la dilatation des échelles plus élevées que ne le permet les méthodes photographiques classiques. En outre, les plaques photographiques sont exploitées sans qu'il soit nécessaire de les tirer sur papier. Deux raisons qui font que le gain de temps apporté aux mesures est appréciable.



x 400



$$\frac{da}{dN} = \frac{116 \times 10^3}{20000 \times 25} = 0,230 \mu / \text{cycle}$$

Fig. 1-11 - Mesure de $\frac{da}{dN}$ à l'aide d'un diagramme obtenu au microdensitomètre. Cas d'un acier à 0,9 p. 100 de carbor
 En médaillon, l'image correspondant au diagramme.

Energy of 1 unit kinetic energy