



HAL
open science

Estimation de la ténacité des matériaux métalliques à l'aide de la mesure de la zone étirée sur les faciès de rupture

Jean-Denis Lanvin

► **To cite this version:**

Jean-Denis Lanvin. Estimation de la ténacité des matériaux métalliques à l'aide de la mesure de la zone étirée sur les faciès de rupture. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université Paul Verlaine - Metz, 1991. Français. NNT : 1991METZ002S . tel-01775925

HAL Id: tel-01775925

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01775925>

Submitted on 24 Apr 2018

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

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



AVERTISSEMENT

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

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

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

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

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

THESE

présentée à

L'UNIVERSITE DE METZ

par

J.D. LANVIN

en vue de l'obtention du titre de

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ	
N° inv.	19910045
Cote	S1M3 91/2
Loc	Magasin

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE METZ

en Sciences pour l'ingénieur

mention : Mécanique

Estimation de la ténacité des matériaux
métalliques à l'aide de la mesure de
la zone étirée sur les faciès de rupture.

soutenue le

1991, devant la commission d'examen :

Mr. G. PLUVINAGE : UNIVERSITE DE METZ
Mr. P. JODIN : UNIVERSITE DE METZ Rapporteur
Mr. G. MESMACQUE : UNIVERSITE DE LILLE Rapporteur
Mr. J.F. FRIES : G.I.A.T. Industries, TARBES
Mr. C. ROQUES-CARMES : MICRO-SURFACE, BESANCON
Mr. C. SALES : C.T.B.A., PARIS

VB 66455

S/Mg
91/2
3ex

UNE THEORIE QUI A DONNE DE
TELS RESULTATS, DOIT CONTENIR
UNE GRANDE PART DE VERITE.

H.A. LORENTS

AVANT PROPOS

Cette étude a été réalisée au Centre de Tarbes (CTA) au sein du Centre de Recherches Matériaux (CRM) du groupe GIAT Industries.

J'exprime toute ma gratitude à Monsieur le Directeur du CTA, l'IGA P. MARY, pour m'avoir accueilli dans l'établissement qu'il dirige.

Je remercie :

- Monsieur le Professeur G. PLUVINAGE, Directeur du Laboratoire de Fiabilité Mécanique de l'Université des Sciences de Metz, pour ses nombreux encouragements, ses conseils et sa disponibilité qui m'ont permis de mener à bien ce travail. Je suis heureux qu'il préside ce jury.

- Monsieur J.F. FRIES, chef du Centre de Recherches Matériaux du CTA qui m'a accueilli au sein de son équipe et a permis que ce travail se déroule dans les meilleures conditions aussi bien matérielles qu'amicales.

Je suis sensible à l'honneur que me font Messieurs JODIN (Université de Metz) et MESMACQUE (Université de Lille), qui ont voulu, en participant à ce jury, porter un intérêt critique à ce travail.

Je tiens également à remercier le personnel du Centre d'Etudes de Photo-interprétation des Armées de l'Etablissement Technique Central de l'Armement, et du Laboratoire de

Micro-Surface (dirigé par Monsieur ROQUES-CARMES) de l'Ecole Nationale Supérieure de Micro-Mécanique de Besançon, pour leur disponibilité et leur compréhension.

Monsieur J. CONDOURE, Ingénieur au CRM/CTA a assumé avec efficacité la direction de ce travail. Je voudrais encore lui assurer ma profonde gratitude pour son aide précieuse et ses nombreux conseils.

Enfin, je ne saurais oublier tous les collaborateurs administratifs, techniques, et scientifiques du CRM pour leur accueil si chaleureux et leur concours toujours spontané et en particulier les collègues de la Cellule Essais Non Destructifs.

J'en terminerai avec un hommage aux collègues "thésards" (P. BARREAU, J.L. CANABY et J. MULLER ainsi que leurs entourages) aussi compétents dans leurs recherches que dans leur art de vivre.

SOMMAIRE

<u>INTRODUCTION</u>	page 20
<u>CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</u>	page 22
<u>CHAPITRE II : ETUDE DE FAISABILITE</u>	page 40
<u>CHAPITRE III : LES PROCEDURES EXPERIMENTALES</u>	page 51
<u>CHAPITRE IV : LES MESURES EXPERIMENTALES</u>	page 84
<u>CHAPITRE V : SYNTHESE</u>	page 121
<u>CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES</u>	page 134
<u>ANNEXE I : LA MACHINE D'IMPACT A SECTEUR : GENERALITES SUR LES ESSAIS DYNAMIQUES</u>	page 137
<u>ANNEXE II : MESURE DE LA VITESSE DE DEFORMATION</u>	page 166
<u>ANNEXE III : RECAPITULATIF DE NOS ESSAIS : TABLEAUX DES RESULTATS</u>	page 172
<u>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</u>	page 192

LISTE DES SYMBOLES UTILISES

Δa :	accroissement de fissure (m) ;
δ :	écartement de fissure (m) ;
v :	déplacement (m) ;
\tilde{v} :	valeur propre du déplacement ;
r_y :	rayon de la zone plastique (m) ;
ϵ :	déformation ;
$\dot{\epsilon}$:	vitesse de déformation (s ⁻¹) ;
a_0 :	longueur de la fissure (m) ;
W :	largeur de l'éprouvette (10 10 ⁻³ m) ;
b :	ligament de l'éprouvette (m) ;
B :	épaisseur de l'éprouvette (10 10 ⁻³ m) ;
L_{ZE} :	longueur de la zone étirée (m) ;
H_{ZE} :	hauteur de la zone étirée (m) ;
θ :	angle entre H_{ZE} et L_{ZE} (°) ;
\bar{L}_{ZE} :	longueur projetée de la longueur de la zone étirée (m) ;
D_{ZE} :	zone étirée (créée par fatigue) projetée dans le plan (m) ;
S_{ZE} :	striation par fatigue (m) ;
L_{AR} :	longueur de la zone étirée mesurée par rugosité (m) ;
L_{AW} :	longueur de la zone étirée mesurée par ondulation (m) ;
H_R :	hauteur de la zone étirée mesurée par rugosité (m) ;
H_W :	hauteur de la zone étirée mesurée par ondulation (m) ;
σ_{ij} :	tenseur des contraintes ;
σ_g :	contrainte globale (MPa) ;
σ_o :	contrainte de référence (MPa) ;
K :	facteur d'intensité de contraintes (MPa/m) ;
\dot{J} :	paramètre énergétique (kJ/m ²) ;
R_e :	limite d'élasticité du matériau (MPa) ;
R_c :	limite d'écoulement du matériau (MPa) ;
R_m :	résistance ultime du matériau (MPa) ;
E :	module d'élasticité (MPa) ;
N :	coefficient d'écrouissage du matériau ;
d_N :	constante de SHIH ;
m :	facteur d'écrouissage du matériau ;
P :	charge appliquée (N) ;
S :	surface (m ²) ;
Y :	déformée de l'éprouvette (m) ;

- DT : déplacement traverse mesuré durant un essai de flexion (m) ;
 I_{xy} : moment quadratique de l'éprouvette (m^4) ;
 L : distance entre appuis ($40 \cdot 10^{-3}$ m) ;
 M_f : moment de flexion (Nm) ;
 u : distance de la fibre neutre par rapport à l'axe ;
- K_{IC} : ténacité statique (MPa/m) ;
 K_{Id} : ténacité dynamique (MPa/m) ;
 K_{IC}^0 : ténacité minimale à 0 kelvin (MPa/m) ;
- T : température (KELVIN) ;
- V_p : écartement de l'extensomètre (m) ;
 z : distance entre l'extensomètre et le bord de l'éprouvette (m) ;
- R : résistance (Ω) ;
 K_2 : facteur de jauges ;
 U_e : tension d'alimentation du pont de jauges (V) ;
 U_s : tension mesurée aux bornes du pont de jauges (mV) ;
- E_0 : énergie initiale (J) ;
 E_1 : énergie de remontée (J) ;
 E_R : énergie de rupture (J) ;
 E_A : énergie d'AUGLAND (J) ;
 A : aire mesurée sous la courbe $F=f(\text{temps})$ (V.s) ;
- V_0 : vitesse initiale avant impact (m/s) ;
 V_f : vitesse finale (m/s) ;
 : vitesse circonférentielle (rd/s) ;
 J_S : moment d'inertie du secteur ($Kg.m^2$) ;
 J_D : moment d'inertie du disque d'inertie ($Kg.m^2$) ;
- τ : temps entre le choc et la mise en équilibre de la pièce durant l'impact (s) ;
 T_R : temps de réponse d'un appareil électrique (s) ;
 T_F : temps à la rupture (s) ;
 T_E : temps à la limite d'élasticité (s) ;
- C_S : complaisance de l'éprouvette (m/N) ;
 C_O : vitesse du son dans l'éprouvette (m/s).

SOMMAIRE DETAILLE

INTRODUCTION

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I/	<u>RELATION ENTRE LA ZONE ETIREE ET LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE</u>	p.	22
I.1/	<u>DEFINITION DE LA ZONE ETIREE</u>	p.	22
I.1.1/	REPRESENTATION DE LA COURBE ENERGIE DE PROPAGATION DE FISSURE R EN FONCTION DE L'ACCROISSEMENT DE FISSURE		
I.1.2/	PROFIL DE LA FISSURE AU COURS DU CHARGEMENT		
I.1.2.1/	DEFINITION DE L'ECARTEMENT DE FISSURE		
I.1.2.2/	DEFINITION DE LA ZONE ETIREE		
I.1.3/	RELATION ENTRE LA ZONE ETIREE ET L'ECARTEMENT DE FISSURE		
I.2/	<u>DEFINITION DES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE</u>	p.	26
I.2.1/	LE FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES		
I.2.2/	LE PARAMETRE ENERGETIQUE		
I.3/	<u>RELATION ENTRE LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE ET L'ECARTEMENT DE FISSURE</u>	p.	28
I.3.1/	RELATION DANS LE CADRE DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE		
I.3.2/	LE MODELE DE DUGDALE - BAREMBLATT		
I.3.3/	VALEUR DE L'ECARTEMENT DE FISSURE PAR LE MODELE DE HUTCHINSON, RICE & ROSENGREEN		
I.4/	<u>RELATIONS ENTRE LES PARAMETRES DE LA RESISTANCE A LA RUPTURE ET LA ZONE ETIREE</u>	p.	31
I.4.1/	COURBES DE LA RESISTANCE EN FONCTION ET LA ZONE ETIREE		
I.4.2/	RELATIONS EXPERIMENTALES		
I.4.2.1/	HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE		
I.4.2.2/	LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE		
I.5/	<u>PARAMETRES INFLUENCANT LA CREATION DE LA ZONE ETIREE</u>	p.	35
I.5.1/	INFLUENCE DE LA TRIAXIALITE DES CONTRAINTES		
I.5.2/	INFLUENCE DE LA MICRO-STRUCTURE		
I.6/	<u>CONCLUSIONS</u>	p.	38

CHAPITRE II : ETUDE DE FAISABILITE

II/ <u>METHODES EXPERIMENTALES DE DETERMINATION DE LA ZONE ETIREE</u>	p.	40
II.1/ <u>LES MOYENS D'OBSERVATION DE LA ZONE ETIREE</u>	p.	40
II.1.1/ TECHNIQUE DES COUPES NICKELEES		
II.1.2/ TECHNIQUE DES PAIRES STEREOSCOPIQUES		
II.1.3/ TECHNIQUE DES REPLIQUES		
II.1.4/ TECHNIQUE D'OBSERVATION PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A BALAYAGE		
II.1.5/ TECHNIQUE LIEE A L'UTILISATION D'UN ANALYSEUR D'IMAGES		
II.1.6/ TECHNIQUE UTILISANT UN RUGOSIMETRE		
II.2/ <u>PROCEDURE DE DETERMINATION DE LA VALEUR MOYENNE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE</u>	p.	46
II.3/ <u>CONCLUSIONS</u>	p.	48

CHAPITRE III : LES PROCEDURES EXPERIMENTALES

III/ <u>METHODES EXPERIMENTALES MISES EN OEUVRE</u>	p.	51
III.1/ <u>L'ESSAI DE RUPTURE PAR FLEXION TROIS-POINTS</u>	p.	51
III.1.1/ L'ESSAI STATIQUE		
III.1.2/ L'ESSAI DYNAMIQUE		
III.2/ <u>ANALYSE DE LA ZONE ETIREE</u>	p.	57
III.2.1/ MESURE DU PROFIL PAR OBSERVATION DES COUPES NICKELEES		
III.2.2/ OBSERVATION DES FACIES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE		
III.2.3/ UTILISATION DE RUGOSIMETRE		
III.2.4/ UTILISATION DES PARAMETRES DE RUGOSITE		
III.3/ <u>DESCRIPTION DES MATERIAUX ETUDIES</u>	p.	80
III.3.1/ LES ALLIAGES D'ALUMINIUM		
III.3.2/ L'ACIER XC 35		
III.3.2.1/ ETAT RECUIT		
III.3.2.2/ ETAT TRAITE		
III.3.3/ L'ACIER 35 NCD 16		

CHAPITRE IV : LES MESURES EXPERIMENTALES

IV/ RESULTATS EXPERIMENTAUX	p. 84
IV.1/ <u>CARACTERISATION MECANIQUE DES ALLIAGES</u>	p. 84
IV.1.1/ LES ALLIAGES D'ALUMINIUM	
IV.1.2/ L'ACIER XC 35	
IV.1.2.1/ ETAT RECUIT	
IV.1.2.2/ ETAT TRAITE	
IV.1.2.2.1/ INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION	
IV.1.2.2.2/ INFLUENCE DE LA TEMPERATURE	
IV.1.2.2.3/ COURBE JIc - Δac	
ETUDE DE L'ACCROISSEMENT DE FISSURE	
INFLUENCE DE LA FLECHE	
INFLUENCE DE L'OUVERTURE	
IV.1.3/ L'ACIER 35 NCD 16	
IV.2/ <u>MESURE DE LA ZONE ETIREE</u>	p. 98
IV.2.1/ LES ALLIAGES D'ALUMINIUM	
IV.2.1.1/ ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NIQUELEES	
IV.2.1.2/ ANALYSE DES FACIES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE	
IV.2.1.3/ INFLUENCE DE LA VITESSE	
IV.2.2/ L'ACIER XC 35	
IV.2.2.1/ ETAT RECUIT	
IV.2.2.1.1/ ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NIQUELEES	
IV.2.2.1.2/ ANALYSE DES FACIES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE	
IV.2.2.1.3/ INFLUENCE DE LA TAILLE DE GRAINS	
IV.2.2.2/ ETAT TRAITE	
IV.2.2.2.1/ ESSAI DE RUPTURE STATIQUE	
IV.2.2.2.2/ ESSAI DE RUPTURE DYNAMIQUE	
IV.2.3/ L'ACIER 35 NCD 16	
IV.2.3.1/ ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NIQUELEES	
IV.2.3.2/ ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE	

IV.3/ <u>RELATION ENTRE LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE ET LA ZONE ETIREE</u>	p. 115
IV.3.1/ INFLUENCE DE LA LIMITE ELASTIQUE	
IV.3.2/ VARIATION DU PARAMETRE ENERGETIQUE J_{IC}^*	
IV.3.3/ VARIATION DE LA TENACITE K_{IC}	

CHAPITRE V : SYNTHESE

V/ DISCUSSION	p. 121
V.1/ <u>SUR LES METHODES DE MESURE DE LA ZONE ETIREE</u> :	p. 121
V.1.1/ L'OBSERVATION AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE	
V.1.2/ LA MESURE DES PROFILS DE RUPTURE SUR MICROSCOPE OPTIQUE TECHNIQUE DES COUPES NICKELEES	
V.1.3/ MESURE DU RELIEF PAR UN RUGOSIMETRE	
V.1.4/ MESURE DE LA RUGOSITE DES FACIES	
V.1.5/ MESURE DE NOS FACIES PAR LE PROFESSEUR KRASOWSKY	
V.1.6/ CONCLUSIONS	
V.2/ <u>SUR LES DIFFERENTES CORRELATIONS</u>	p. 126
V.2.1/ CORRELATIONS GEOMETRIQUES ENTRE LA HAUTEUR ET LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE	
V.2.2/ CORRELATIONS ENTRE LA LIMITE D'ELASTICITE ET LES PARAMETRES DE LA ZONE ETIREE	
V.2.3/ CORRELATIONS ENTRE LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE ET LES PARAMETRES DE LA ZONE ETIREE	
V.2.3.1/ RELATION AVEC LE PARAMETRE ENERGETIQUE J_{IC}^*	
V.2.3.2/ RELATIONS AVEC LA TENACITE K_{IC}	
V.2.3.3/ CORRELATION AVEC LES RELATIONS DE LA LITTERATURE	
V.3/ <u>INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA ZONE ETIREE:</u>	p. 132

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

p. 134

ANNEXE I

LA MACHINE D'IMPACT A SECTEUR

GENERALITES SUR LES ESSAIS DYNAMIQUES

A1.1/ INFLUENCE DES PARAMETRES MECANIQUES	p. 137
A1.1.1/ <u>TECHNOLOGIE ET CONCEPTION DE LA MACHINE</u>	
A1.1.1.1/ INFLUENCE DE LA GEOMETRIE DE L'ESSAI	
A1.1.1.2/ ETALONNAGE DU MOUTON PENDULE	
A1.1.1.3/ GRANDEURS D'INFLUENCES MECANIQUES	
A1.1.1.4/ CONCLUSIONS SUR LA CONCEPTION DE LA MACHINE D'IMPACT	
A1.1.2/ <u>LE CORPS D'EPREUVES</u>	
A1.1.2.1/ MISE EN EVIDENCE DU PHENOMENE DE TRADUCTION	
A1.1.2.2/ DETERMINATION DE LA CHARGE D'IMPACT	
ETALONNAGE STATIQUE DU CORPS D'EPREUVE	
ETALONNAGE DYNAMIQUE	
ESTIMATION DE LA CHARGE EN FONCTION DE LA DEFORMEE	
A1.1.2.3/ COMPARAISON DES TROIS METHODES	
A1.2/ GRANDEURS D'INFLUENCES ENERGETIQUES	p. 156
A1.2.1/ MESURE DE L'ENERGIE	
A1.2.2/ VITESSE D'IMPACT	
A1.2.3/ CONCLUSIONS SUR LA MESURE DE L'ENERGIE	
A1.3/ PERTURBATION DE LA MESURE DUE A LA SOLLICITATION	
DYNAMIQUE	p. 161
A1.3.1/ APPROXIMATIONS LIEES AU SIGNAL DYNAMIQUE	
A1.3.2/ CONCLUSIONS	
A1.4/ CONCLUSIONS	p. 164

ANNEXE II

MESURE DE LA VITESSE DE DEFORMATION

A2.1/ INTRODUCTION	p. 166
A2.2/ CALCUL DE LA VITESSE DE DEFORMATION $\dot{\epsilon}$	p.166
A2.2.1/ <u>DONNEES EXPERIMENTALES</u>	
A2.2.2/ <u>EQUATIONS THEORIQUES</u>	
RESISTANCE DES MATERIAUX	
MECANIQUE DES MILIEUX CONTINUS (HOOKE)	
DEFORMATION DES POUTRES	
EQUATION DE LA DEFORMEE	
A2.2.3/ <u>APPLICATION NUMERIQUE</u>	
A2.3/ CONCLUSIONS	p. 170

ANNEXE III

RECAPITULATIF DE NOS ESSAIS

TABLEAUX DES RESULTATS

A3.1/ <u>CARACTERISATION MECANIQUE DES ALLIAGES</u>	p. 173
A3.2/ <u>MESURE DE LA ZONE ETIREE DES ALLIAGES</u>	p. 182
A3.3/ <u>RESULTATS DE L'ANNEXE I</u>	p. 189

SOMMAIRE DES FIGURES ET DES TABLEAUX

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

<u>FIGURE 1</u> : Schématisation de la courbe $R - \Delta a$.	page 22
<u>FIGURE 2</u> : Définition de l'écartement de fissure [WELLS].	page 23
<u>FIGURE 3</u> : Définition de la zone étirée.	page 25
<u>FIGURE 4</u> : Définition de la zone étirée de fatigue.	page 25
<u>FIGURE 5</u> : Distribution des contraintes à fond de fissure.	page 27
<u>FIGURE 6</u> : Définition de l'énergie absorbée U .	page 27
<u>FIGURE 7</u> : Définition de l'écartement de fissure [modèle DUGDALE-BARENBLATT].	page 29
<u>FIGURE 8</u> : Variation du paramètre de SHIH en fonction de N .	page 31
<u>FIGURE 9</u> : Variation de la longueur de la zone étirée L_{ze} , et l'espace des stries S , comme étant une fonction de J/E .	page 34
<u>FIGURE 10</u> : Evolution de la longueur de la zone étirée en fonction de la température pour deux types d'éprouvette en A 533 grade B (≈ 25 MD 5).	page 36
<u>FIGURE 11</u> : Hauteur et longueur de la zone étirée en fonction des épaisseurs des éprouvettes rompues à température ambiante.	page 36
<u>FIGURE 12</u> : Variation de la longueur de la zone étirée en fonction de la taille de grains d .	page 37

CHAPITRE II : ETUDE DE FAISABILITE

<u>Tableau I</u> : Comparaison des résultats obtenues par différentes méthodes pour l'acier 4340 (≈ 40 NCD 8 ; $R_e = 1014$ MPa).	page 40
<u>Tableau II</u> : Matériaux sélectionnés par HEERENS (caractéristiques mécaniques et la taille moyenne de la zone étirée engendrée.	page 41
<u>Tableau III</u> : Différents moyens de mesure des reliefs.	page 41
<u>FIGURE 13</u> : Résultats des mesures topographiques sur un alliage d'ALUMINIUM 7079.	page 43
<u>FIGURE 14</u> : Définition des paramètres de rugosité.	page 45
<u>FIGURE 15</u> : Expertise d'une dent de pignon par rugosimétrie.	page 46
<u>FIGURE 16</u> : Procédure pour déterminer la longueur de la zone étirée L_{ze} à partir d'une micrographie.	page 47

- FIGURE 17 : Dispersion de la mesure de Longueur de la zone étirée mesurée sur chaque micrographie et par participant. page 48
- Tableau IV : Synthèse des moyens d'investigation nécessaires à la mesure de la zone étirée. page 49

CHAPITRE III : LES PROCEDURES EXPERIMENTALES

- FIGURE 18 : Essai de flexion trois-points statique. page 52
- FIGURE 19 : Exemples de courbes obtenues pour deux aciers XC 35 traités (sens travers) rompus à température ambiante. page 53
- FIGURE 20 : Description de la chaîne d'acquisition mise en place pour le mouton pendule à secteur du CRM. page 54
- FIGURE 21 : Exemples de courbes obtenues lors d'essai dynamique avec le mouton pendule du C.R.M.. page 57
- FIGURE 22 : Visualisation de la position de la zone étirée entre la zone de fatigue et la rupture. page 58
- FIGURE 23 : Définition du début de la zone étirée. page 59
- FIGURE 24 : Visualisation du changement de pente pour déterminer la fin de la zone étirée. page 59
- FIGURE 25 : Profil caractérisant une zone étirée perpendiculaire à la propagation d'une fissure. page 60
- FIGURE 26 : Profil caractérisant la longueur moyenne \bar{L}_{ze} comme étant la zone étirée. page 60
- FIGURE 27 : Micrographies représentant la zone étirée pour l'acier XC 35 recuit (essai statique). page 62
- FIGURE 28 : Micrographies représentant la zone étirée de l'acier XC 35 traité (essai dynamique). page 63
- FIGURE 29 : Micrographies représentant la zone étirée de l'acier 35 NCD 16 (essai statique). page 64
- FIGURE 30 : Photographie de faciès de rupture au M.E.B. page 65
- FIGURE 31 : Expertise de nos faciès pour les trois alliages d'aluminium au microscope électronique. page 67
- FIGURE 32 : Expertise de l'acier XC 35 recuit au M.E.B.. page 68
- FIGURE 33 : Expertise de l'acier XC 35 traité (essai statique) analysé au M.E.B.. page 69
- FIGURE 34 : Expertise de l'acier XC 35 traité (essai dynamique) analysé au M.E.B. page 70
- FIGURE 35 : Expertise de l'acier 35 NCD 16 au M.E.B.. page 71

<u>FIGURE 36</u> : Profil d'un faciès de rupture d'un XC 35 traité (sens long ; essai statique).	page 73
<u>FIGURE 37</u> : Reconstitution de l'éprouvette avant et après rupture pour l'acier 7L65 (118-07).	page 74
<u>FIGURE 38</u> : Visualisation 3-D d'un faciès de l'alliage 7949 (N°33) effectué à BESANCON.	page 74
<u>FIGURE 39</u> : Reproduction des deux faciès de rupture par la méthode rugosimétrique (acier XC 35 traité 7L1, essai statique).	page 75
<u>FIGURE 40</u> : Reproduction des deux faciès de rupture par la méthode rugosimétrique (acier XC 35 traité 7A52, essai statique).	page 76
<u>FIGURE 41</u> : Reproduction des deux faciès de rupture par la méthode rugosimétrique (acier XC 35 traité 7B72, essai dynamique).	page 77
<u>Tableau V</u> : Définition des paramètres de rugosité.	page 78
<u>Tableau VI</u> : Composition chimique des alliages d'aluminium.	page 79
<u>Tableau VII</u> : Composition chimique de l'acier XC 35.	page 80
<u>FIGURE 42</u> : Descriptions des différents repères utilisés pour l'acier XC 35.	page 81
<u>Tableau VIII</u> : Composition chimique du 35 NCD 16.	page 82

CHAPITRE IV : LES MESURES EXPERIMENTALES

<u>FIGURE 43</u> : Alliage d'aluminium 7475 sens travers (4,38 m/s) a) courbe force-temps, b) courbe force-déplacement.	page 84
<u>Tableau IX</u> : Caractéristique mécanique des alliages d'aluminium essai dynamique.	page 85
<u>Tableau X</u> : Caractéristique mécanique de l'acier XC 35 recuit essai statique.	page 86
<u>Tableau XI</u> : Caractéristique mécanique de l'acier XC 35 traité, température ambiante, essais statiques et dynamiques.	page 86
<u>Tableau XII</u> : Caractérisation des paramètres de la mécanique de la rupture pour l'acier XC 35 traité.	page 88
<u>FIGURE 44</u> : Variation de la ténacité K_{IC} en fonction de la température essais statiques et dynamiques.	page 88
<u>Tableau XIII</u> : Caractérisation des paramètres de la mécanique de la rupture pour l'acier XC 35 traité (modèle LACOURT).	page 89
<u>FIGURE 45</u> : Variation du paramètre énergétique J_{IC} en fonction de la température (essais statiques et dynamiques).	page 89

- FIGURE 46 : Diagramme J en fonction de l'accroissement de fissure $\Delta a_{critique}$. page 91
- FIGURE 47 : Variation de la flèche en fonction du déplacement traverse mesuré au cours d'un essai. page 92
- FIGURE 48 : Variation du déplacement traverse en fonction de l'accroissement de fissure $\Delta a_{critique}$. page 93
- FIGURE 49 : Courbe force-flèche de l'éprouvette pour deux matériaux 7L1 (long) et 7A52 (travers). page 94
- FIGURE 50 : Variation de l'écartement de fissure en fonction de la flèche :
a) norme NF A-03-182 page 95
b) Institut de Soudure. page 96
- Tableau XIV : Caractéristique mécanique de l'acier 35 NCD 16. page 97
- Tableau XV : Résultats de l'ECO de l'acier 35 NCD 16. page 97
- FIGURE 51 : Estimation du critère ECO pour l'acier 35 NCD 16. page 98
- Tableau XVI : Synthèse des mesures de la zone étirée effectuées sur nos trois alliages d'aluminium. page 99
- Tableau XVII : Mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 recuit par grandeurs caractéristiques. page 100
- FIGURE 52 : Visualisation de différentes zones étirée pour nos échantillons en XC 35 recuit. page 101
- FIGURE 53 : Variation entre la longueur et la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 recuit. page 102
- Tableau XVIII : Mesures de la longueur de la zone étirée effectuées sur les clichés obtenus au M.E.B.. page 102
- FIGURE 54 : Aspect de la zone étirée à fort grossissement. page 103
- Tableau XIX : Résultats des mesures de la zone étirée avec la mesure des diamètres de grains. page 103
- FIGURE 55 : Corrélation entre la taille des grains et la zone étirée :
a) longueur de la zone étirée
b) hauteur de la zone étirée. page 104
- FIGURE 56 : Analyse des coupes des faciès de rupture de l'acier XC 35 traité, sens long. page 105
- Tableau XX : Synthèse de nos mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai statique). page 106
- FIGURE 57 : Relation entre la longueur et la hauteur pour l'acier XC 35 traité (sens long et travers). page 106
- Tableau XXI : Synthèse de nos mesures de la longueur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai statique) obtenues par la microscopie électronique. page 107

- FIGURE 58** : Analyse des coupes des faciès de rupture de l'acier XC 35 traité, essai dynamique. page 108
- Tableau XXII** : Synthèse de nos mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique). page 108
- FIGURE 59** : Relation entre la longueur et la hauteur pour l'acier XC 35 traité (sens long et travers). page 109
- Tableau XXIII** : Résultats de la mesure au microscope à balayage de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, essai dynamique, sens long et travers. page 110
- FIGURE 60** : Variation des paramètres de la zone étirée en fonction de la température pour l'acier XC 35 traité : page 111
 a) longueur (acier sens long) = $f(T)$;
 b) hauteur (acier sens long) = $f(T)$.
 c) longueur (acier sens travers) = $f(T)$;
 d) hauteur (acier sens travers) = $f(T)$.
- Tableau XXIV** : Valeur de la zone étirée à 0 KELVIN par corrélation pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique). page 113
- Tableau XXV** : Résultats des mesures de la zone étirée sur les éprouvettes de l'acier 35 NCD 16. page 113
- FIGURE 61**: Expositions de coupes observées sur les éprouvettes en 35 NCD 16. page 114
- Tableau XXVI** : Résultats de la mesure au microscope à balayage de la zone étirée pour l'acier 35 NCD 16. page 115
- FIGURE 62** : Variation de la limite d'élasticité R_e en fonction de la zone étirée pour tous les aciers (ambiante). page 116
- FIGURE 63** : Variation du rapport paramètre énergétique J_{IC}^* / R_e pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai dynamique en fonction de la longueur et de la hauteur de la zone étirée. page 117
- FIGURE 64** : Histogrammes des coefficients γ et λ . page 117
- FIGURE 65** : Visualisation de la mesure de la longueur de la zone étirée en fonction du rapport K_{IC}^2 / R_e^2 pour les alliages d'aluminium. page 118

CHAPITRE V : SYNTHÈSE

- Tableau XXVII** : Synthèse de nos mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai statique). page 124
- FIGURE 66** : Exemple de distribution des mesures de la longueur de la zone étirée pour deux matériaux selon les trois méthodes de contrôle. page 125
- Tableau XXVIII** : Synthèse de nos mesures d'erreurs sur la mesure de la zone étirée pour tous nos alliages. page 126
- Tableau XXIX** : Valeur du coefficient X reliant la longueur de la zone étirée à la hauteur. page 127

<u>Tableau XXX</u> : Valeurs des différents coefficients permettant de relier L_{ze} et H_{ze} à la limite élastique des matériaux.	page 127
<u>Tableau XXXI</u> : Valeur de différents coefficients permettant de relier le paramètre énergétique J_{IC} à la zone étirée.	page 128
<u>Tableau XXXII</u> : Valeur de différents coefficients permettant de relier la ténacité K_{IC} , la limite d'élasticité R_e à la zone étirée.	page 129
<u>Tableau XXXIII</u> : Récapitulation des mesures de la zone étirée en fonction des relations de la littérature.	page 131
<u>Tableau XXXIV</u> : Valeur de la ténacité minimale en fonction de la zone étirée à 0 KELVIN par corrélation pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique).	page 132

ANNEXE I

<u>FIGURE A1-1</u> : La machine d'impact à secteur M.I.S. (C.R.M.).	page 138
<u>FIGURE A1-2</u> : Mise en évidence de la force d'inertie.	page 139
<u>FIGURE A1-3</u> : Schéma des deux principes de mouton pendule : a) essai conventionnel, b) essai inversé.	page 141
<u>FIGURE A1-4</u> : Diagrammes force - temps mesurés pour un acier mi-dur a) pour des éprouvettes normales, b) pour des éprouvettes collées.	page 142
<u>Tableau A1-I</u> : Synoptique des erreurs systématiques dues à la machine.	page 143
<u>Tableau A1-II</u> : Influence de la vitesse d'impact sur la mesure de l'énergie de ployage.	page 144
<u>Tableau A1-III</u> : Influence de la vitesse et de l'énergie potentielle sur l'énergie de ployage mesurée sur le mouton pendule inversé.	page 145
<u>FIGURE A1-5</u> : Courbe d'étalonnage statique des corps d'épreuve pour le mouton pendule inversé (alimentation 3,5 Volts).	page 149
<u>FIGURE A1-6</u> : Courbe $R1 = f(\Delta L/L)$.	page 150
<u>FIGURE A1-7</u> : Plage d'utilisation du capteur.	page 151
<u>FIGURE A1-8</u> : Courbe Energie absorbée par les éprouvettes en fonction de l'aire mesurée sous la courbe $F=f(t)$.	page 153
<u>FIGURE A1-9</u> : Courbe énergie en fonction de la déformée.	page 155
<u>Tableau A1-IV</u> : Moyenne des forces obtenues par trois méthodes pour les essais effectués pour les alliages d'aluminium.	page 155
<u>FIGURE A1-10</u> : Variation de la vitesse d'impact en fonction de l'angle de chute.	page 158

- FIGURE A1-11 : Cinématique de l'essai CHARPY page 159
- FIGURE A1-12 : Comparaison de courbe force-temps selon le temps de réponses des appareils (vitesse d'impact 5,9 m/s). page 161

ANNEXE II

- Tableau A2-1 : Classification des essais en fonction de la vitesse de déformation. page 166
- FIGURE A2.1 : Courbes expérimentales :
 a) essai statique : acier XC 35 traité, sens travers (7C11) vitesse de traverse 8,33 10⁻⁶ m/s,
 b) essai dynamique : aluminium 7949 L 33 ; vitesse d'impact : 3,68 m/s. page 167

ANNEXE III

CARACTERISATION MECANIQUE DES ALLIAGES

- Tableau A3-1 : Résultats des essais dynamiques pour les alliages d'aluminium. page 173
- Tableau A3-2 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier XC 35 recuit. page 174
- Tableau A3-3 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier XC 35 traité ; sens long. page 175
- Tableau A3-4 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier XC 35 traité, sens travers. page 176
- Tableau A3-5 : Résultats des essais de rupture dynamique pour l'acier XC 35 traité ; sens long. page 177
- Tableau A3-6 : Résultats des essais de rupture dynamique pour l'acier XC 35 traité ; sens travers. page 178
- Tableau A3-7 a) : Données expérimentales pour l'acier XC 35 traité (sens long et travers) pour la courbe $J - \Delta a_c$. page 179
- Tableau A3-7 b) : Calculs effectués sur données expérimentales pour l'acier XC 35 traité (long et travers) pour la courbe $J - \Delta a_c$ page 180
- Tableau A3-8 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier 35 NCD 16. page 181

MESURE DE LA ZONE ETIREE DES ALLIAGES

- Tableau A3-9 : Détail des mesures de la zone étirée pour les alliages d'aluminium. page 182

- Tableau A3-10 : Détail des mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 recuit, essai statique. page 183
- Tableau A3-11 : Détail des mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai statique. page 184
- Tableau A3-12 : Détail des mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens travers, essai statique. page 185
- Tableau A3-13 : Détail des mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai dynamique. page 186
- Tableau A3-14 : Détail des mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens travers, essai dynamique. page 187
- Tableau A3-15 : Détail des mesures de la zone étirée de l'acier 35 NCD 16 traité, sens long, essai statique. page 188

ANNEXE I

- Tableau A3-16 : Synthèse des essais d'étaonnages des corps d'épreuves
a) en acier (deux diamètres 20 et 17 mm),
b) en aluminium. page 189
- Tableau A3-17 : Résultats obtenus sur des éprouvettes d'alliages d'aluminium rompues avec le mouton pendule inversé. page 190

INTRODUCTION

Jusqu'à la fin de la deuxième guerre mondiale, de nombreux phénomènes de rupture spectaculaires ont été recensés sur des structures métalliques. De nombreuses personnes ont cherché les causes et effets de ces accidents, et, ont développé une nouvelle science relative à ce phénomène : la mécanique de la rupture. Depuis, l'étude théorique fut largement argumentée par la pratique d'essais.

De nos jours, la constatation générale est qu'il existe une divergence entre la théorie et la pratique, et, que la mécanique de la rupture manque d'idées nouvelles. En effet, les études menées sont surtout polarisées sur deux axes (correspondant aux personnalités des chercheurs) :

- l'axe théorique correspond au souhait de modéliser et de simuler tous les comportements des éprouvettes ou pièces réelles, selon des critères mécaniques, physiques ou thermo-mécaniques ;
- l'axe instrumental consiste de manière générale à caractériser les matériaux (surtout dans le domaine dynamique) grâce à l'utilisation des ondes de choc à travers divers modes opératoires.

La corrélation entre ces deux approches n'est pas aisée car les moyens de mesure expérimentaux sont de plus en plus performants, remettant en cause les hypothèses de travail établies par la théorie.

Dans le but d'étendre notre connaissance pratique des matériaux à l'aide d'un essai très simple de rupture (flexion trois-points), et notre connaissance théorique à travers les différents processus de rupture, cette étude a essayé de corréler les données intrinsèques théoriques des matériaux caractérisant la rupture (la ténacité, le paramètre énergétique) avec une mesure géométrique expérimentale effectuée sur les faciès de rupture (la zone étirée).

CHAPITRE I :

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I/ RELATION ENTRE LA ZONE ETIREE ET LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE.

I.1/ DEFINITION DE LA ZONE ETIREE

La rupture est un processus hétérogène de déformation, provoquant la séparation de différentes zones d'un matériau, et, entraînant la décroissance jusqu'à valeur nulle de la capacité de charge.

I.1.1/ REPRESENTATION DE LA COURBE ENERGIE DE PROPAGATION DE FISSURE R EN FONCTION DE L'ACCROISSEMENT DE FISSURE

L'évolution d'un paramètre caractérisant l'énergie de propagation de fissure (désigné par la lettre R), en fonction de l'accroissement de longueur de la fissure (Δa), est représentée sur la figure 1.

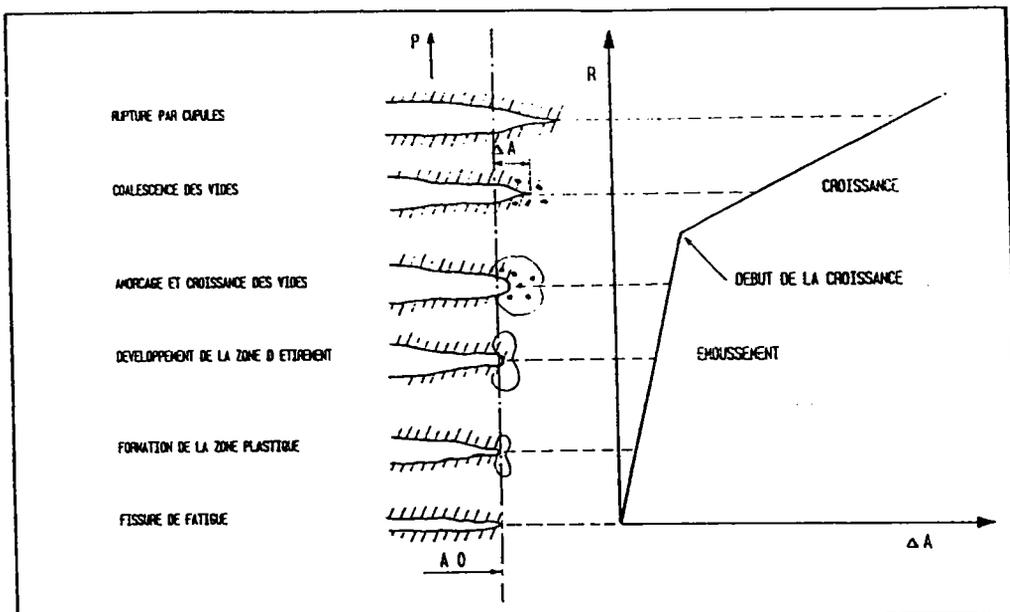


FIGURE 1 : Schématisation de la courbe R - Δa .

Cette courbe peut se décomposer selon les stades suivants :

- émoussement de la pré-fissure de fatigue de longueur a_0 :
 - création d'une zone plastique,
 - début d'étirement de la fissure,
 - création de micro-cavités,
- propagation de la fissure :

- coalescence des vides,
- rupture de l'éprouvette avec formation de cupules.

L'examen du profil de la fissure (fig. 1) permet d'envisager une relation entre l'écartement de fissure (δ), et, l'accroissement de longueur (Δa) de celle-ci, durant le régime d'étirement, soit :

$$\delta = f(\Delta a) \quad (1)$$

Cette évolution de la géométrie de fond de fissure a pu être mise en évidence par des méthodes expérimentales (empreintes au caoutchouc de silicone : KNAUF [1], KNOTT [2]), mais aussi par calculs.

I.1.2/ PROFIL DE LA FISSURE AU COURS DU CHARGEMENT

Lors du chargement mécanique de l'éprouvette, nous considérons que le fond de la fissure commence à s'ouvrir tout en s'allongeant jusqu'à des valeurs critiques. L'étude théorique menée sur l'écartement à fond de fissure nous permet de calculer l'accroissement de longueur de la fissure (cf relation 1). La mesure de l'accroissement restant délicate, le contrôle de l'ouverture durant le chargement est la méthode la plus utilisée.

I.1.2.1/ DEFINITION DE L'ECARTEMENT DE FISSURE

L'utilisation du concept d'écartement de fissure pose préalablement le problème du lieu où s'applique la définition de ce concept. Ainsi, WELLS [3] a considéré que le lieu de définition de l'écartement de fissure, est l'intersection de la fissure réelle avec la zone plastique (supposée circulaire).

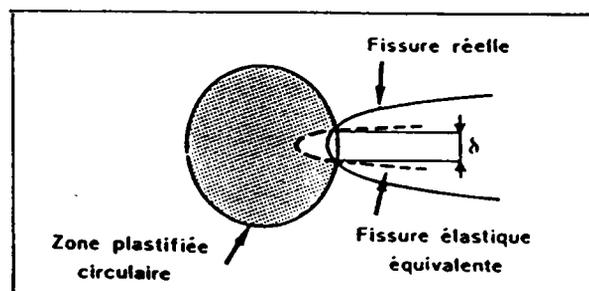


FIGURE 2: Définition de l'écartement de fissure [3].

BURDEKIN & STONE [4] ont proposé de prendre le sommet de la fissure réelle. TRACEY [5] a suggéré de définir l'écartement de fissure à l'intersection de deux lignes à 45° de l'axe de fissure, et, issue de sa pointe.

A partir de considérations expérimentales, KNAUF [1] a indiqué qu'il était préférable de prendre une définition identique, mais en utilisant des lignes inclinées de 30° par rapport à l'axe de la fissure.

HAYES & TURNER [6] ont considéré que le point de mesure est l'endroit où la tangente issue de l'extrémité de la fissure quitte d'une façon significative le profil. Ils ont d'ailleurs constaté que la forme du fond de fissure semble plus plate pour le cas d'une sollicitation en flexion que pour une sollicitation en traction.

Nous voyons donc qu'il n'existe pas une définition propre et unique de l'écartement de fissure. Cependant, il ressort que la définition, la plus couramment utilisée, est l'intersection de la fissure avec la frontière élastoplastique, soit :

$$\delta = 2 v (x = r_y) \quad (2)$$

v : déplacement d'une des lèvres de la fissure dans la direction y ,

r_y : rayon de la zone plastique.

I.1.2.2/ DEFINITION DE LA ZONE ETIREE

Précédemment, nous avons vu que la mesure de la zone étirée peut être obtenue indirectement à partir de la mesure de l'écartement de fissure. Toutefois, la difficulté d'en définir la position gêne la définition et la mesure de la zone étirée.

Située entre la pointe de la pré-fissure de fatigue, et, le début du déchirement, la zone étirée est caractérisée par :

- sa longueur L_{ZE} ,
- sa hauteur H_{ZE} ,
- sa longueur projetée L'_{ZE} (fig. 3).

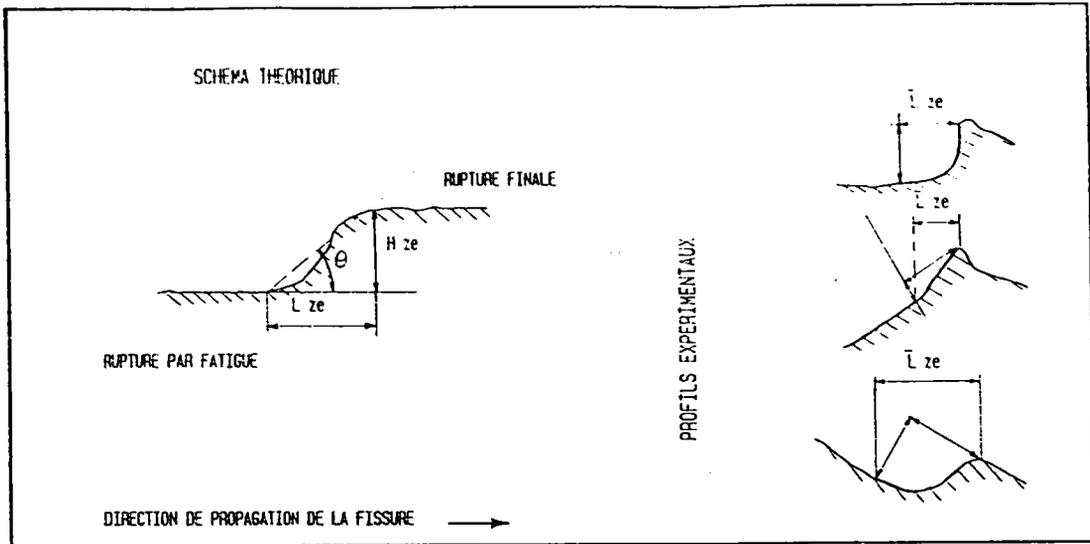


FIGURE 3 : Définition de la zone étirée :
 a) faciès théorique,
 b) faciès expérimentaux.

En fatigue, la strie peut être considérée en quelque sorte comme une zone étirée. Dans ce cas, on la définit comme étant l'espace des stries : soit S_{ZE} . Elle peut être aussi considérée comme la somme d'une zone déformée plane D_{ZE} , et d'une zone inclinée (fig. 4).

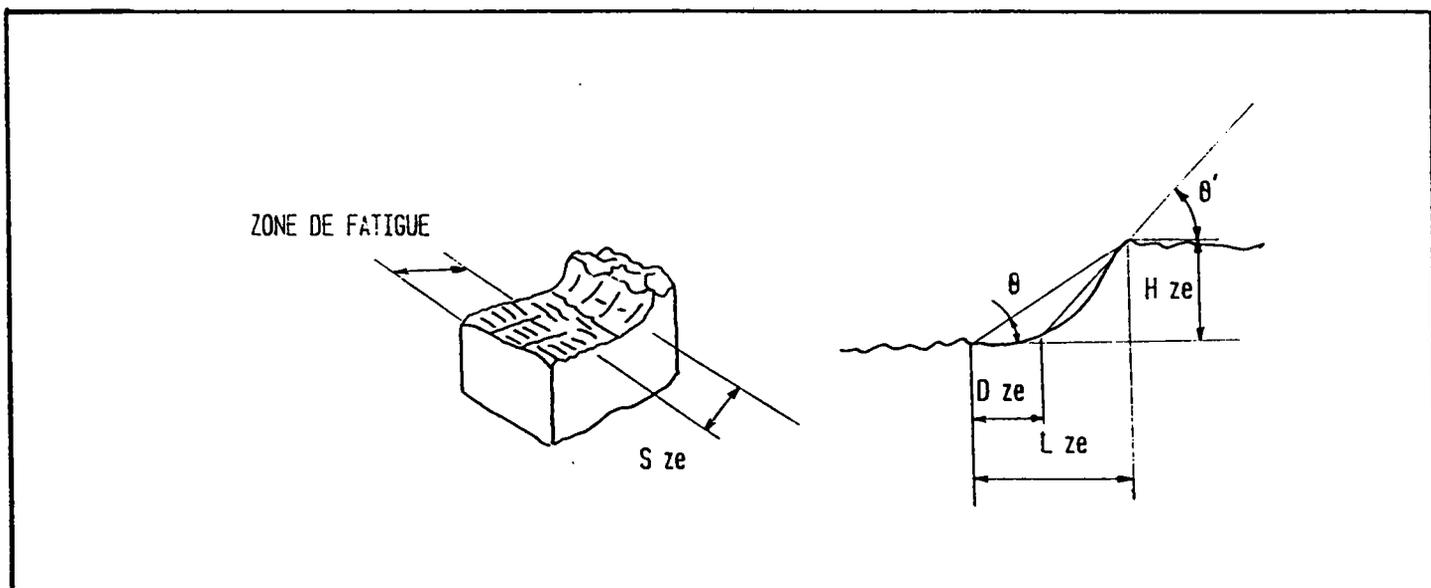


FIGURE 4 : Définition de la zone étirée de fatigue.

I.1.3/ RELATION ENTRE LA ZONE ETIREE ET L'ECARTEMENT DE FISSURE

La longueur L_{ZE} et la hauteur H_{ZE} sont des paramètres géométriques qui sont expérimentalement accessibles. Nous considérons que l'angle θ est défini par :

$$L_{ZE} / H_{ZE} = \text{tang } \theta \quad (3)$$

$$\text{Si } \Delta a = 1/2 \delta , \text{ l'angle } \theta = 45^\circ \quad (4)$$

Cependant, de nombreuses observations micrographiques (par exemple : WEI-DA CAO [8], BROEK [9], etc, ...) montrent que θ serait plutôt compris entre 35 et 45°.

I.2/ DEFINITION DES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE

Lors de l'étude de la figure 1, nous n'avons pas décrit le paramètre R, caractérisant la résistance à la rupture. De nombreuses possibilités existent : nous n'en considérerons que deux :

- le facteur d'intensité de contraintes désigné par la lettre K ;
- le paramètre énergétique désigné par la lettre J.

I.2.1/ LE FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES

A la pointe d'une fissure, la distribution des contraintes est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi a}} F_{ij}(\phi) \quad (5)$$

σ_{ij} est le tenseur des contraintes,
 F_{ij} est une fonction d'angle ϕ .

Le paramètre K caractérise la distribution des contraintes et des déformations à la pointe de la fissure (fig. 5).

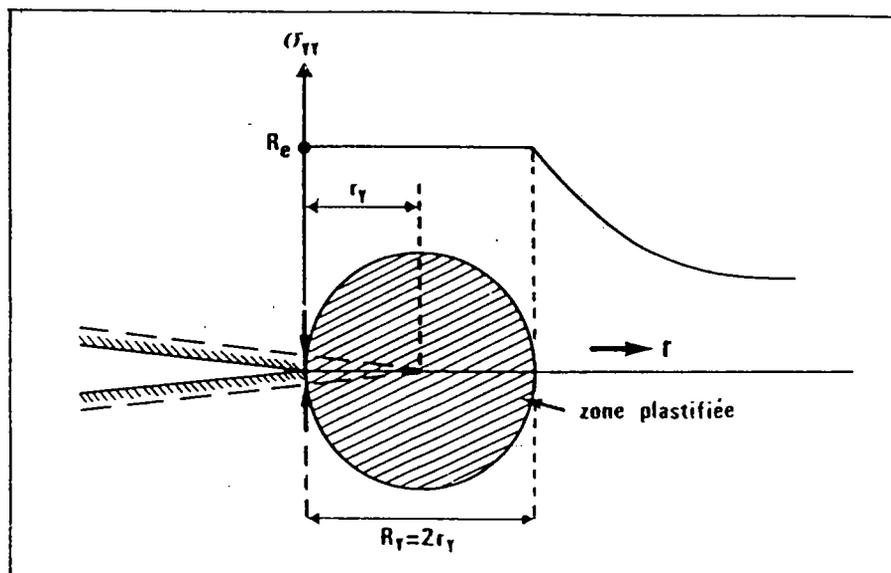


FIGURE 5 : Distribution des contraintes à fond de fissure.

I.2.2/ LE PARAMETRE ENERGETIQUE

TURNER [6] considère que l'énergie de propagation de fissure (R) est proportionnelle au travail dépensé (U), représenté par l'aire sous la courbe force-déplacement (fig. 6).

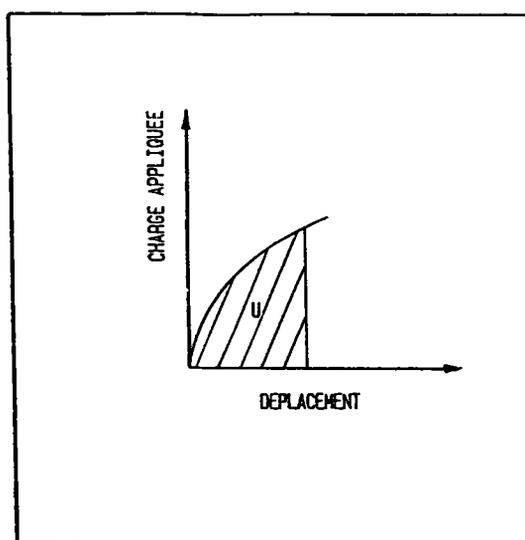


FIGURE 6 : Définition de l'énergie absorbée U .

Cette proportionnalité est régie par la relation suivante :

$$R = \dot{J} = \frac{\eta U}{B b} \quad (6)$$

avec $b = W - a_0$ (7)

b : ligament de l'éprouvette (m),
 W : longueur de l'éprouvette (m),
 B : épaisseur de l'éprouvette (m),
 J^* : paramètre énergétique (kJ/m²),
 ρ : coefficient de proportionnalité (appelé coefficient ρ).

La variation d'énergie potentielle $d\mathcal{P}$ produite par l'accroissement de longueur de la fissure dans un corps fissuré est égale à :

$$\frac{-d\mathcal{P}}{da} \quad (8)$$

Cette variation d'énergie potentielle d'un corps fissuré est décrite par une intégrale de contour appelée intégrale J , définie comme la somme suivante :

$$J = \int_C W dy - \left(T \partial_a \left(\frac{\partial \mathcal{P}}{\partial a} \right) \right) dS = \frac{d\mathcal{P}}{da} \quad (9)$$

Il est à noter que dans certaines considérations restrictives, le paramètre J^* et l'intégrale J sont des quantités équivalentes.

I.3/ RELATION ENTRE LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE ET L'ECARTEMENT DE FISSURE

I.3.1/ RELATION DANS LE CADRE DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

WELLS [3] a calculé le déplacement des lèvres de la fissure à la distance r_y (rayon de la zone plastique) de la pointe :

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{R_e} \right)^2 \quad (10)$$

Le déplacement normalement au plan de la fissure est :

$$v = 2 \sigma \sqrt{2 a x} \quad (11)$$

avec (2), nous obtenons :

$$\delta = \frac{4}{E} \sqrt{\frac{6 E 2r}{\pi}} = \frac{K^2}{E R_e} \quad (12)$$

$$\delta = \frac{J}{R_e} \quad (13)$$

R_e : limite d'élasticité (MPa),
 E : module d'YOUNG (MPa).

I.3.2/ LE MODELE DE DUGDALE - BAREMBLATT

Le modèle revient à considérer une fissure fictive constituée de la fissure réelle de longueur $2a$, à laquelle, on ajoute à chaque extrémité le rayon de la zone plastique r_y . La fissure fictive a pour longueur :

$$2 c = 2 a + 2 r_y \quad (14)$$

Pour simuler les forces de cohésion, on applique fictivement, dans la zone plastique, des contraintes de compression d'amplitude constante et égale à la limite d'élasticité R_e (fig. 7).

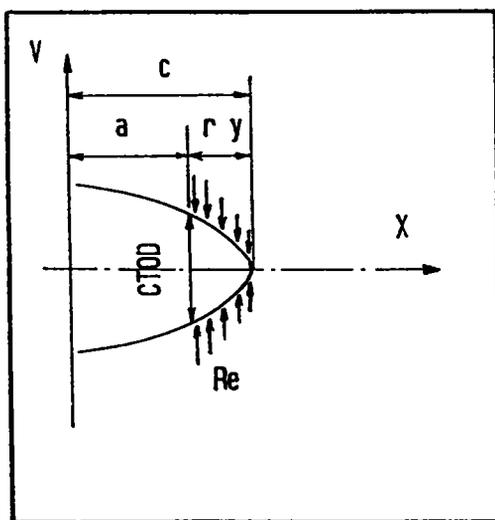


FIGURE 7 : Définition de l'écartement de fissure dans le modèle de DUGDALE-BARENBLATT.

L'application de la mécanique linéaire de la rupture et du principe de superposition, permet de déterminer la taille de

la zone plastique et l'écartement de fissure (défini à la pointe de la fissure réelle).

$$\frac{a}{c} = \cos \left(\frac{\pi \sigma_g}{2 R_e} \right) \quad (15)$$

σ_g : contrainte globale de la plaque infinie contenant la fissure.

Avec (2), on définit l'écartement de fissure :

$$\delta = \frac{8 R_e a}{\pi E} \ln \left(1 / \cos \left(\frac{\pi \sigma_g}{2 R_e} \right) \right) \quad (16)$$

Le développement en série limitée de cette relation donne, au premier degré, une approche suffisante, soit :

$$\delta = \frac{\pi \sigma_g a}{E R_e} \quad (17)$$

N.B : le modèle de DUGDALE ne s'applique qu'aux matériaux élastiques parfaitement plastiques se rompant en contraintes planes.

I.3.3/ VALEUR DE L'ECARTEMENT DE FISSURE PAR LE MODELE DE HUTCHINSON [10], RICE & ROSENGREEN [11]

Ce modèle considère que les contraintes (σ), les déformations (ϵ), et les déplacements (v) sont gouvernés par l'intégrale J , et le coefficient d'écrouissage (N) de la loi de type RAMBERG-OSGOOD :

$$\epsilon_{\text{plast}} / \epsilon_0 = \alpha \left(\sigma / \sigma_0 \right)^N \quad (18)$$

Le profil de la fissure est donné par la relation :

$$v = \left(\frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{E}{\alpha \sigma_0^2} \frac{J}{I_N} \right)^{N/N+1} r^{1/N+1} \tilde{v}(N) \right) \quad (19)$$

α : constante dépendant du matériau,
 σ_0 : contrainte de référence,
 I_N : constante d'intégration, dépendant de N ,
 \tilde{v} : valeur propre de v .

Cette relation peut s'écrire sous la forme suivante :

$$v = d_N J / 2 R_e \quad (20)$$

où d_N est la constante de SHIH [12], fonction du coefficient d'écrouissage N du matériau.

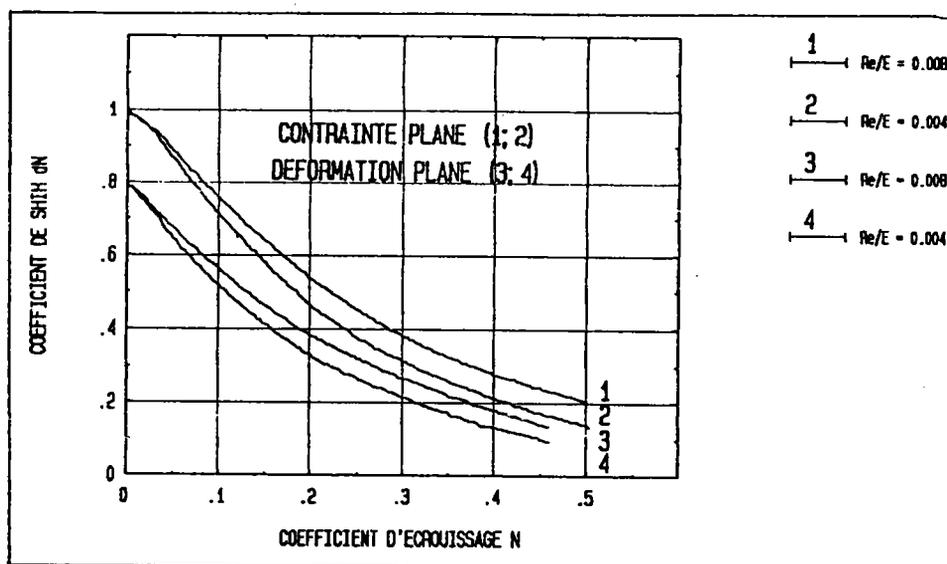


FIGURE 8 : Variation du paramètre de SHIH avec le coefficient N .

Un champ singulier de contrainte entourant la zone d'élaboration de la rupture produit une concentration de déformations qui provoque simultanément l'émoussement du fond de fissure, et l'endommagement de déchirure.

I.4/ RELATIONS ENTRE LES PARAMETRES DE LA RESISTANCE A LA RUPTURE ET LA ZONE ETIREE

Précédemment, nous avons vu que l'ouverture du fond de fissure provoquait un accroissement de fissure proportionnellement au champ de contraintes et de déformations mis en place. Comme nous pouvons relier les paramètres de la résistance à la rupture au concept d'ouverture, nous allons savoir s'il est possible de relier ces paramètres avec le concept de la zone étirée.

I.4.1/ COURBES DE LA RESISTANCE EN FONCTION DE LA ZONE ETIREE

Schématiquement, le phénomène d'étirement à la pointe de

la fissure, est donc représenté par une droite (blunting line), reliant le paramètre énergétique $\overset{*}{J}_{IC}$ à l'accroissement de longueur de la fissure Δa , du type :

$$\overset{*}{J}_{IC} = k \sigma_0 L_{ZE} \quad (21)$$

en utilisant l'hypothèse $L_{ZE} = \Delta a$

avec la contrainte de référence σ_0 qui peut être soit :

- la limite d'élasticité (R_e),
- la résistance ultime (R_m),
- la limite d'écoulement (R_C), définie comme la moyenne des deux contraintes précédentes :

$$R_C = (R_e + R_m) / 2 \quad (22)$$

Les relations proposées dans les normes ou recommandations techniques sont souvent empiriques :

$$\text{KOBAYASHI [13]} : L_{ZE} = \overset{*}{J}_{IC} / (4 R_C) \quad (23)$$

$$\text{BEGLEY \& LANDES [7]} : L_{ZE} = \overset{*}{J}_{IC} / (2 R_C) \quad (24)$$

$$\text{ALBRECHT [14]} : L_{ZE} = 3 \overset{*}{J}_{IC} / (4 R_e) \quad (25)$$

$$\text{KODAIRA [15]} : L_{ZE} = \overset{*}{J}_{IC} / (3,7 R_e) \quad (26)$$

$$\text{RICE [16]} : L_{ZE} = \overset{*}{J}_{IC} / (m R_e) \quad (27)$$

REMARQUE :

Le facteur m tient compte de l'écrouissage du matériau et des conditions de chargement. Il est généralement estimé à 2, mais il est préférable de le considérer comme une variable (WELLMAN [17] : 1,2 en contraintes planes (CP) et, 1,6 en déformations planes (DP)).

Toutefois, dans un souci de tenir compte de l'état de l'écrouissage dans le matériau, on peut utiliser la relation proposée par SHIH [12] :

$$L_{ZE} = (\overset{*}{J}_{IC} d_n) / (2 R_e) \quad (28)$$

où d_n : paramètre calculé en fonction du coefficient d'écroutissage N du matériau avec :

$$0,4 \leq d_n \leq 0,8 \quad (29)$$

I.4.2/ RELATIONS EXPERIMENTALES

Les relations suivantes ont été déterminées par corrélation des résultats expérimentaux des paramètres de résistance à la rupture ($\overset{*}{J}_{IC}$, K_{IC}), avec les grandeurs caractérisant la zone étirée.

Nous avons classé les différentes relations de la littérature selon le paramètre caractérisant la zone étirée et les hypothèses utilisées.

I.4.2.1/ HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE

Certains auteurs ont relié la hauteur de la zone étirée aux valeurs caractéristiques de la mécanique de la rupture.

$$\text{WEI-DI CAO [8] : } H_{ZE} = \overset{*}{J}_{IC} / 6 R_c \quad (30)$$

pour des éprouvettes (acier, aluminium, et, alliage de titane) rompues en flexion trois-points durant des essais statiques.

$$\text{KRASOWSKY [18] : } H_{ZE} = (0,2 \dots 1,15) K^2_{IC} / (2 E R_e) \quad (31)$$

où les essais ont été effectués sur deux types d'aciers mi-durs rompus en statique. Une correspondance a été définie entre la hauteur et la longueur de la zone étirée, soit :

$$L_{ZE} = (1,3 \dots 1,4) H_{ZE}$$

$$\text{DI RUSSO [19] : } H_{ZE} = 2,8 K^2_{IC} / R_e^2 \quad (32)$$

pour la famille 7000 des alliages d'aluminium durant des

essais statiques.

I.4.2.2/ LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE

De même, dans le cas de la longueur de la zone étirée, nous trouvons quelques relations dans les publications :

NAKAMURA [13] : $L_{ZE} = 89 \sqrt{J_{IC}} / E$ (33)

pour des essais statiques.

avec un angle θ compris entre 35 et 45°.

Le coefficient 89 est en fait une valeur moyennée dans l'intervalle 54 et 143, correspondant aux différents matériaux utilisés (fig. 9) :

- Acier à hautes résistances : $R_C > E / 200$,
- à moyennes résistances : $E / 400 \leq R_C \leq E / 200$,
- à faibles résistances : $R_C < E / 400$,
- alliage de cuivre, de titane, et d'aluminium.

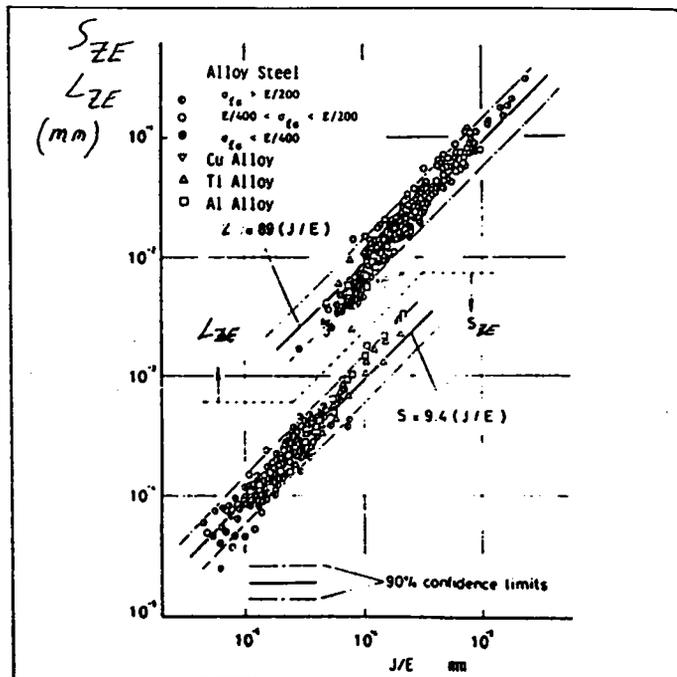


FIGURE 9 : Variation de la longueur de la zone étirée L_{ze} , et de l'espace des stries S , comme étant une fonction de J/E .

L'observation de la figure 9 nous montre le lien existant entre la zone étirée et la striation par fatigue. La ques-

tion que nous pouvons nous poser actuellement est : mesurons nous exactement la longueur de la zone étirée L_{ZE} ou la striation S_{ZE} ?

WEI-DI CAO [8] considère également que la longueur n'est pas toujours égale à la moitié de l'écartement ($2 H_{ZE} < \delta$), et propose les corrélations suivantes :

$$\text{avec } \dot{J}_{IC} / E > 0,7 \text{ mm} : L_{ZE} = 91 \frac{\dot{J}_{IC}}{E} - 4,3 \cdot 10^{-3} \quad (34a)$$

$$\text{avec } \dot{J}_{IC} / E < 0,7 \text{ mm} : L_{ZE} = 47 \frac{\dot{J}_{IC}}{E} + 0,56 \cdot 10^{-3} \quad (34b)$$

I.5/ PARAMETRES INFLUENCANT LA CREATION DE LA ZONE ETIREE

Les relations entre la longueur L_{ZE} ou la hauteur H_{ze} de la zone étirée, et les paramètres de résistance à la rupture suggèrent que la zone étirée est fonction de la limite d'élasticité, elle-même fonction de la vitesse de déformation, de la température d'essai, et de l'état métallurgique du matériau.

Il est donc naturel que les paramètres cités influencent la taille de la zone étirée.

I.5.1/ INFLUENCE DE LA TRIAXIALITE DES CONTRAINTES

SERVER [20] a démontré l'influence de la triaxialité des contraintes sur la valeur de la longueur de la zone étirée (à plusieurs températures d'essais), en comparant des barreaux CHARPY classiques et d'autres comprenant des rainures latérales (fig. 10).

Les rainures supplémentaires ont justement pour objet d'augmenter la triaxialité des contraintes. On constate que le décalage des courbes $L_{ZE}=f(\text{température})$ augmente vers les hautes températures.

- a) * éprouvette CHARPY V préfiissurée
- b) x éprouvette CHARPY V préfiissurée et rainurée sur les côtés

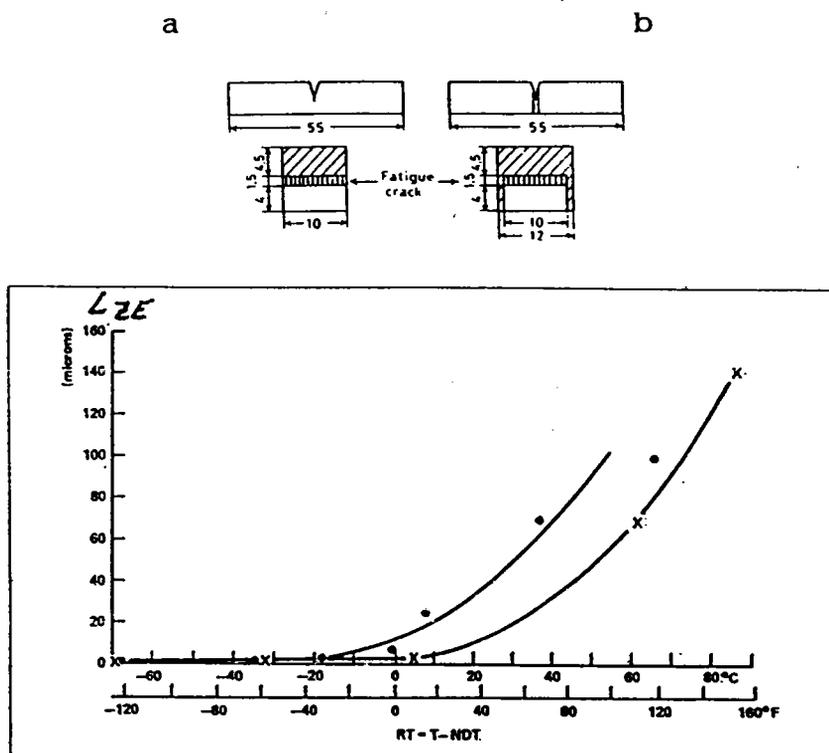


FIGURE 10 : Evolution de la longueur de la zone étirée en fonction de la température pour les deux types d'éprouvette en A 533 grade B ($\approx 25 \text{ MD } 5$)[20].

KRASOWSKY [18] montre sur un acier mi-dur que la zone étirée est indépendante de l'épaisseur des éprouvettes (fig. 11).

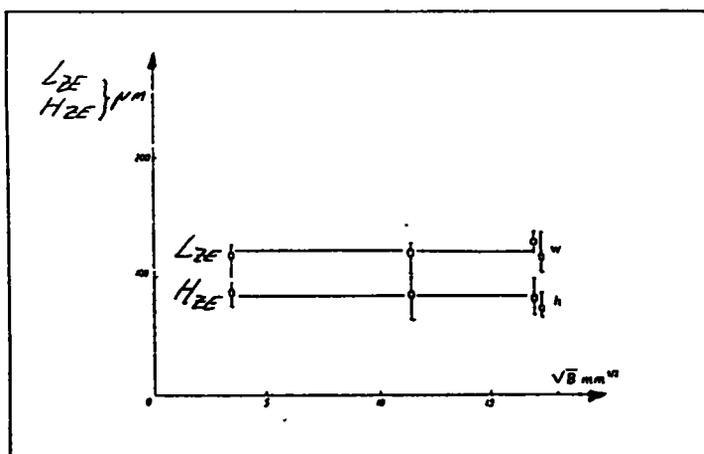


FIGURE 11 : Hauteur et longueur de la zone étirée en fonction des épaisseurs des éprouvettes (acier mi-dur) rompues à température ambiante [18].

Le résultat n'est pas forcément contradictoire dans la mesure où l'épaisseur de l'éprouvette est suffisante pour obtenir un état de déformation plane. Ce résultat est confirmé par une étude similaire menée par PUTATUNDA [21].

I.5.2/ INFLUENCE DE LA MICRO-STRUCTURE

La loi de HALL et PETCH montre que la limite d'élasticité est fonction de la racine carrée du diamètre moyen des grains du matériau selon une loi du type :

$$\text{HALL ET PETCH} \quad R_e = R_0 + (k_0 / \sqrt{d}) \quad (35)$$

où R_0 et k_0 sont des constantes fonction de la température pour un même matériau.

SRINIVAS [22] a étudié l'influence de ce paramètre sur un fer ARMCO. Il considère que la longueur de la zone étirée varie linéairement avec la racine carrée du diamètre moyen des grains (comme la loi de HALL et PETCH).

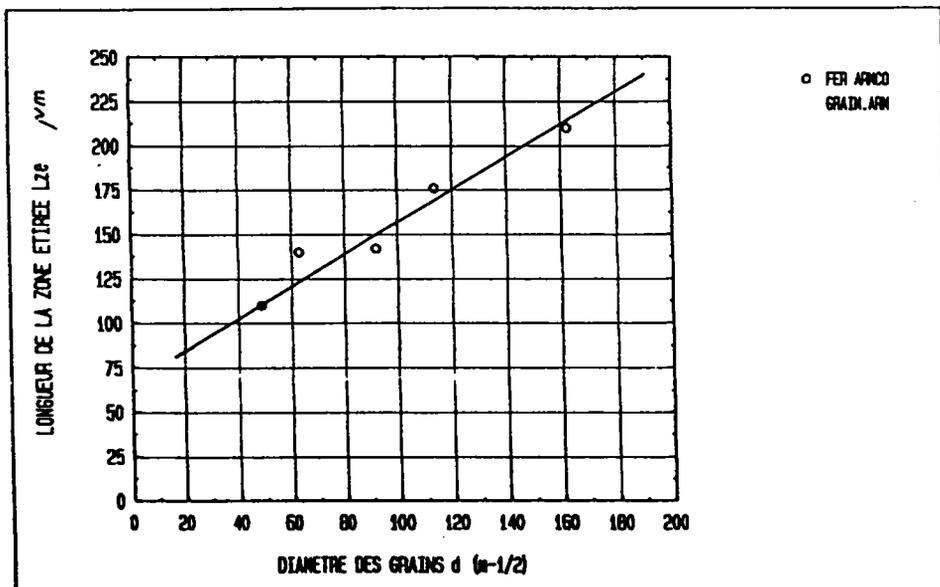


FIGURE 12 : Variation de la longueur de la zone étirée en fonction de la taille du diamètre des grains (d) [22].

I.6/ CONCLUSIONS

La mesure de la zone étirée est un nouveau moyen pour connaître la résistance à la rupture d'un matériau, en particulier le paramètre énergétique \dot{J}_{IC} et le facteur d'intensité de contrainte K_{IC} par une approche géométrique du phénomène de rupture.

Cette corrélation est possible, aussi bien sur le plan théorique, avec des modèles élastoplastiques (DUGDALE, champ H.R.R.), qu'avec des relations expérimentales.

Avec cette corrélation, l'expertise de pièces rompues en service devient possible, et permet même de pallier l'instrumentation (souvent lourde à mettre en place) durant des essais menés à grande vitesse de déformation.

CHAPITRE II :

ETUDE DE FAISABILITE

II/ METHODES EXPERIMENTALES DE DETERMINATION DE LA ZONE ETIREE

L'idée d'utiliser la mesure de la zone étirée comme paramètre ou critère de la mécanique de rupture, a été proposée initialement par SERVER (1973 [20]), puis par BEGLEY & LANDES (1974 [7]). Cette technique est suffisamment avancée pour faire l'objet d'une recommandation (projet de SCHWALBE (1988 [23])).

Il n'en demeure pas moins que la mesure ainsi que les corrélations entre la zone étirée et les paramètres de la résistance à la rupture sont délicates à mettre en oeuvre, entraînant de nombreuses erreurs (77 %), comme le souligne PUTA-TUNDA [24] dans le tableau I.

Method	J_{IC}^{\dagger} (KJ/m ²)	K_{IC}^{\dagger} (MPa \sqrt{m})	K_{IC} (True) (MPa \sqrt{m})	% Difference
J_R curve	78	125	106.2	-19%
δ_R curve	73	121	106.2	-15%
K_R curve	82	128	106.2	-22%
Stretch zone	166	183	106.2	-77%
Hahn and Rosenfield	29	76	106.2	-30%
Rolfe and Barsom	65	114	106.2	-30%
Equivalent Energy	30	78	106.2	-28%
Non-linear Energy	64	112	106.2	-20%
Banerjee's Method	46	96	106.2	-10%

† Values calculated on the basis of $K_{IC} = \sqrt{E J_{IC}}$ (plane stress situation).

Tableau I : Comparaison des résultats obtenus par différentes méthodes pour l'acier 4340 (\approx 40 NCD 8 ; $R_e = 1014$ MPa) [24]).

II.1/ LES MOYENS D'OBSERVATION DE LA ZONE ETIREE

Deux grandeurs géométriques (la longueur L_{ZE} et la hauteur H_{ZE}) permettent de caractériser la zone étirée. Les techniques expérimentales utilisées sont conditionnées par les faibles dimensions mesurées. Nous reportons dans le tableau II, l'ordre de grandeur de la longueur L_{ZE} pour différents matériaux, d'après HEERENS [25].

L'examen de ce tableau permet de constater que la longueur L_{ZE} est voisine de 100 μ m pour les aciers, et qu'elle est beaucoup plus faible pour les alliages d'aluminium et de titane qui présentent une faible susceptibilité à l'étirement ($L_{ZE} \approx 10$ μ m, RUSSO [19], HEERENS [25]).

MATERIAUX	LIMITE D'ELASTICITE R_e (MPa)	RESISTANCE ULTIME R_m (MPa)	MODULE YOUNG E (MPa)	ZONE ETIREE L_{ZE} (μm)
20 MnMoNi 55	478	612	210 000	50
A 572	400	592	210 000	40
X 6 CrNi 18 11	240	622	190 000	150
2024 T 351	317	440	70 000	10
22 NiMoCr 37	420	560	212 000	55
ST 52-3	317	489	210 000	80
Alliage titane	1125	1170	106 000	9

Tableau II : Matériaux sélectionnés par HEERENS [25] ; leurs caractéristiques mécaniques et la taille moyenne de la zone étirée engendrée.

Nous avons répertorié les différents moyens d'observation de la zone étirée que nous avons rencontrés dans la littérature. Certaines méthodes peuvent utiliser le même principe d'observation sans utiliser le même appareillage comme on peut le constater sur le tableau III. Le passage entre les moyens d'analyses et la préparation du substrat est représenté par :

- un chemin direct nécessitant peu de matériel,
- un chemin indirect créé par une utilisation d'appareils sophistiqués.

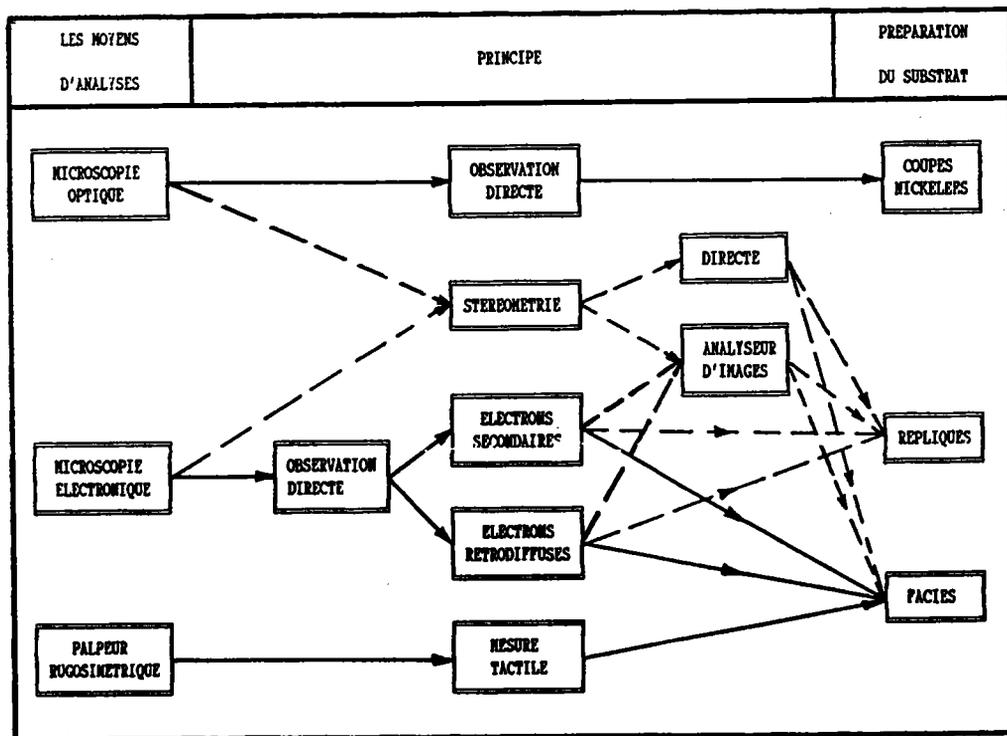


Tableau III : Synoptique des différents moyens de mesure des reliefs (—> chemin direct, - -> chemin indirect).

L'analyseur d'images et les mesures tactiles n'ont pas pour fonction unique de mesurer la zone étirée. Toutefois, ces outils devenant de plus en plus performants, ils permettent une meilleure appréhension de la zone étirée.

II.1.1/ TECHNIQUE DES COUPES NICKELEES

On effectue un dépôt de nickel par voie électrolytique sur le faciès de rupture. Après tronçonnage et préparation métallographique, nous pouvons observer les coupes sur un microscope optique.

La mesure de la longueur et de la hauteur de la zone étirée (fig. 2) est possible grâce à la différence de contraste entre la pièce et le nickel.

Bien que cette technique offre peu de complications opératoires, il semble que WEI-CA DAO [8] soit le seul scientifique à utiliser cette méthode.

II.1.2/ TECHNIQUE DES PAIRES STEREOSCOPIQUES

La perception du relief nécessaire à la mesure est grandement facilitée par la vision stéréoscopique grâce à des lunettes bicolores ou par l'emploi d'un stéréographe. Le principe de cette méthode est applicable en microscopie optique ou électronique.

L'obtention pratique des stéréo-paires peut s'effectuer de deux manières différentes :

- méthode du déplacement : c'est la plus simple à mettre en oeuvre, mais, elle ne peut s'utiliser que pour des faibles grossissements (20 à 50) afin d'obtenir un effet de relief suffisant : la deuxième prise de vue est faite après un déplacement de l'échantillon ; seule la surface commune aux deux images donne une vue stéréoscopique (KRASOWSKY [18]) ;
- méthode par inclinaison : elle peut être utilisée quel que soit le grossissement choisi, et, la zone observable n'est plus réduite à une partie de l'image. L'angle

d'inclinaison peut varier de 5 à 20° (BROEK [9]). Cependant, les valeurs qui donnent la meilleure adaptation oculaire oscillent entre 6 et 8°.

II.1.3/ TECHNIQUE DES REPLIQUES

La technique des répliques directes faites au carbone est immédiatement applicable au cas des surfaces de rupture. Il suffit de faire une évaporation de carbone (BROEK [9]) à partir de deux sources suffisamment écartées, de manière à couvrir la surface de l'échantillon d'une pellicule continue.

Le manque de contraste réduit souvent la qualité d'une réplique. Pour améliorer celui-ci, on projette sous vide, par vaporisation, un métal lourd (platine (80 %) - palladium (20 %)). Un exemple de zone étirée est donné à travers la figure 13, représentant plusieurs clichés pour restituer une image stéréoscopique.

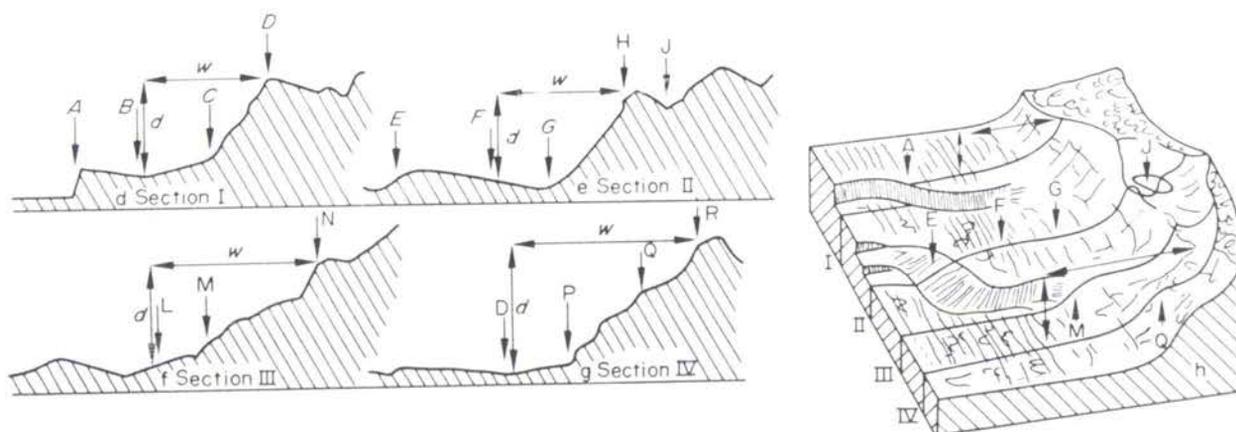
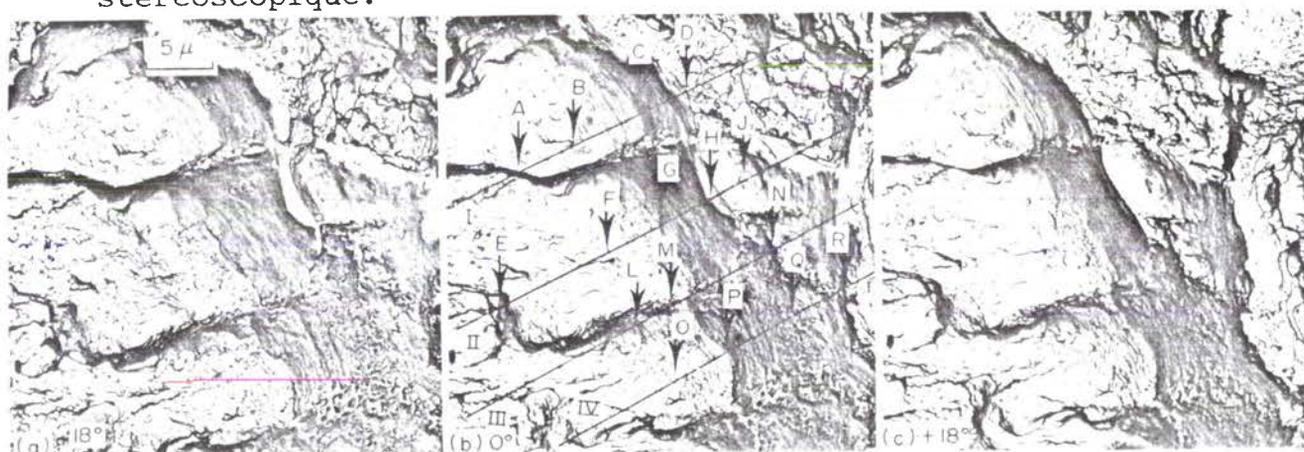


FIGURE 13 : Résultats des mesures topographiques sur un alliage d'aluminium 7079 : les angles d'observation sont indiqués sur les croquis [9].

II.1.4/ TECHNIQUE D'OBSERVATION PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE

L'observation de l'image au microscope électronique peut s'effectuer soit avec les électrons secondaires, soit avec les électrons rétrodiffusés.

Les électrons secondaires vrais, de faibles énergies ont des trajectoires courbes, ce qui permet de distinguer des zones de l'échantillon qui ne sont pas "à vue directe" du détecteur.

Au contraire, les images d'électrons rétrodiffusés présentent une zone d'ombre assez large, car, du fait de leurs énergies élevées, ces électrons n'atteindront le détecteur que s'ils sont "à vue directe" (trajectoires rectilignes).

Cependant, on améliore notablement la résolution des images d'électrons rétrodiffusés en inclinant l'échantillon (NGUYEN-DUY [26], PUTATUNDA [21], AMOUZOUVI [27], etc, ...).

Couplé avec un analyseur d'images, le microscope électronique permet d'obtenir, sur un cliché, l'image obtenue avec des électrons secondaires, et l'image traitée à partir des électrons rétrodiffusés, de la zone étirée (DOIG [28]).

La mesure de la zone étirée est alors plus facile car on peut vérifier la longueur de la zone avec une bonne précision sur les deux clichés.

II.1.5/ TECHNIQUE LIEE A L'UTILISATION D'UN ANALYSEUR D'IMAGES

L'analyseur d'images est un outil performant qui est de plus en plus utilisé dans les centres de recherche.

Par exemple, une paire de prise de vues stéréoscopiques est effectuée au microscope électronique à balayage, puis convertie en image digitale par un scanner, et, stockée sur un support magnétique. A partir des données enregistrées, il est possible d'effectuer une carte topographique [29] du cliché et mesurer la zone étirée.

II.1.6/ TECHNIQUE UTILISANT UN RUGOSIMETRE

Le concept de rugosité représente l'étude d'une surface à travers la mesure des irrégularités d'ordre :

- macrographique comprenant les écarts de grande amplitude ;
- micrographique comprenant les écarts de plus faible amplitude.

Les écarts ou irrégularités géométriques de surface sont classés conventionnellement sous quatre numéros d'ordre :

- 1 - écart de forme et de position,
- 2 - ondulation,
- 3 - strie, sillon,
- 4 - arrachement, marque d'outil, fente, piqûre.

Les irrégularités des 3^{ème} et 4^{ème} ordre sont désignées par le terme général de rugosités. Le schéma de ces grandeurs est défini par la figure 14.

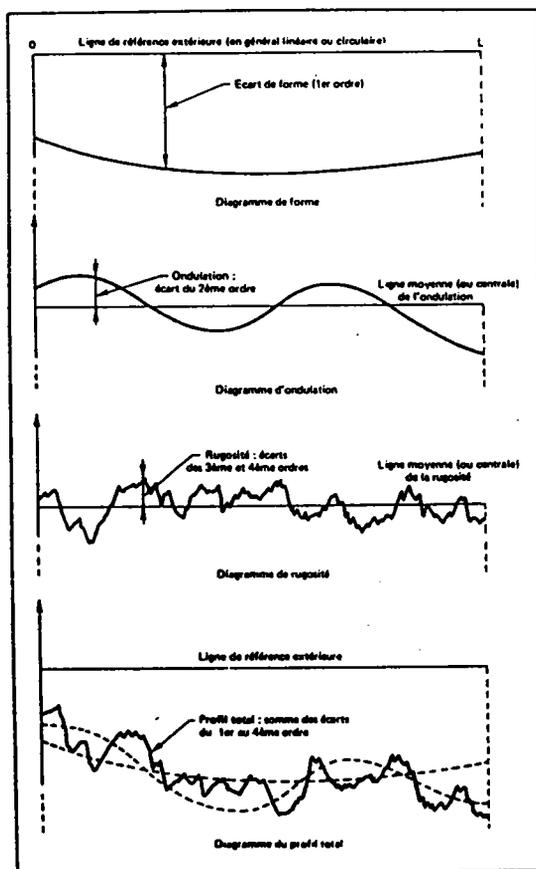


FIGURE 14 : Définition de certains paramètres de rugosité d'une surface.

Souvent mesurée par des capteurs tactiles, l'analyse de la surface nous permet d'appréhender les défauts d'usinages, et, d'y déceler éventuellement des risques de propagation de fissure. Dans ce but, le CETIM [30] a développé une machine capable de mesurer des différences de hauteur (l'ordre de grandeur de ces mesures est assez voisin des paramètres de la zone étirée).

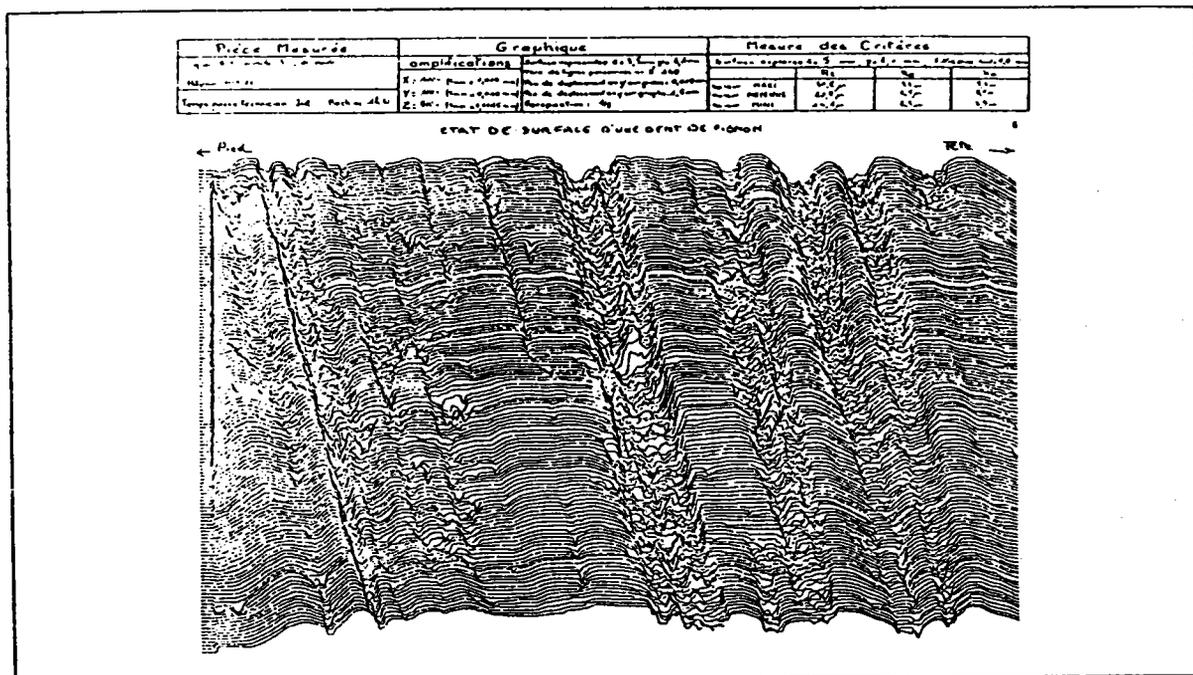


FIGURE 15 : Expertise d'une dent de pignon par rugosimétrie CETIM.

A notre connaissance, cette méthode de mesure du relief n'a pas encore été utilisée pour caractériser la zone étirée.

II.2/ PROCEDURE DE DETERMINATION DE LA VALEUR MOYENNE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE

HEERENS & SCHWALBE [25] ont préparé une série de micrographies effectuées au microscope électronique à balayage, d'éprouvettes "CT" des alliages décrits dans le tableau II. Ils ont soumis la mesure de la longueur de la zone étirée à 14 laboratoires (participant P). Ceux-ci ont essayé de mesurer la longueur de la zone, sur chaque micrographie (M), et, selon le mode opératoire de la figure 16, comprenant 9 mesures.

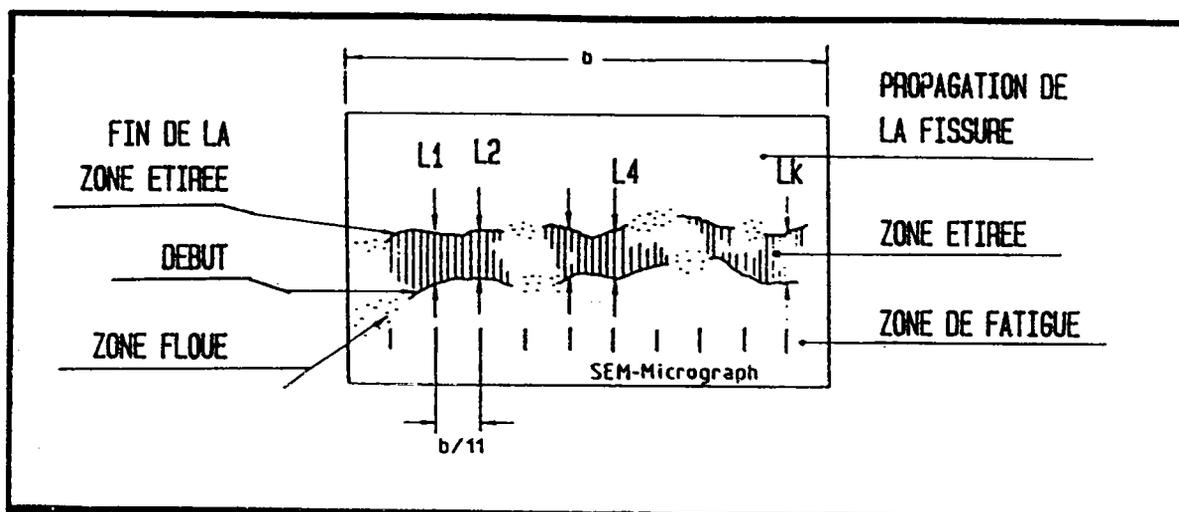


FIGURE 16 : Procédure pour déterminer la longueur de la zone étirée L_{ze} à partir d'une micrographie.

La longueur de la zone étirée est calculée par la relation suivante :

$$L_{ze\ M,P} = \sum_{i=1}^k \frac{L_i}{k} \quad (36)$$

pour chaque micrographie M, et, par participant P.

Avec les résultats, HEERENS [25] a effectué le rapport suivant (qui est en quelque sorte une mesure de l'erreur relative) :

$$R = \frac{L_{ze\ M,P} - \text{MOY}(L_{ze})_M}{\text{MOY}(L_{ze})_M} \quad (37)$$

Le résultat est exposé sur la figure 17, l'erreur maximale est de l'ordre de $\pm 50\%$.

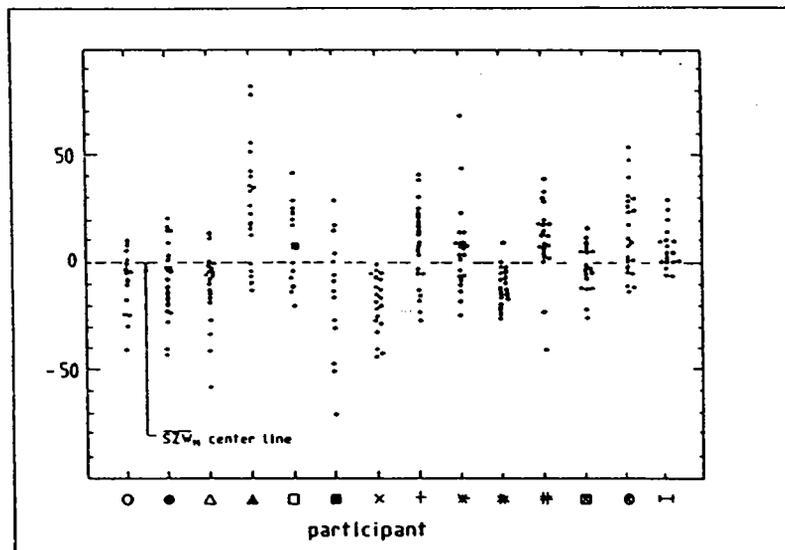


FIGURE 17 : Dispersion des mesures de la longueur de la zone étirée (mesurée sur chaque micrographie et par chaque participant ramenée à la moyenne trouvée par tous les participants).

Cette étude montre la difficulté et la faible précision des mesures de la longueur de la zone étirée. Pour pallier à cette erreur systématique, la technique de la prise de mesure a été perfectionnée en vue d'une normalisation (SCHWALBE [23]) :

- la zone étirée doit être discernée sur le faciès lors de l'observation au microscope électronique,
- le grossissement de l'appareil permet alors de représenter cette zone sur un cliché photographique (13x11 cm), afin de mesurer convenablement les 9 longueurs (fig. 16),
- la mesure totale de la longueur doit être effectuée sur au moins trois clichés.

II.3/ CONCLUSIONS

Les nombreuses techniques décrites nous incitent à penser que l'observation de la zone étirée avec un microscope électronique est la méthode la plus utilisée, bien que nous soyons limités uniquement à la mesure de longueur L_{ZE} . Toutefois, l'utilisation conjointe d'un microscope électronique et d'un analyseur d'images permet de connaître la hauteur.

Bien que longue à mettre en oeuvre, la méthode la plus simple d'utilisation et demandant peu de matériel, est l'observation à partir des coupes nickelées. Cette technique a l'inconvénient d'être une méthode destructive et limitée à une seule direction d'observation par coupe. Il est conseillé de la faire précéder par une autre méthode d'observation (la microscopie électronique par exemple).

Le tableau IV décrit les différentes techniques de mesure, leurs descriptions, et, aussi leurs limitations.

METHODES EXPERIMENTALES	MESURE DE LA ZONE ETIREE	MISE EN OEUVRE DE LA METHODE	PRECISION DE LA MESURE	RESTRICTIONS
COUPES NICKELEES	LONGUEUR HAUTEUR RUGOSITE	-SIMPLE DE MISE -LONGUE EN OEUVRE -MICROSCOPE OPTIQUE	DIFFICULTE DE CERNER LA ZONE ETIREE (PROJET DE NORME DIF -FICILE A ECRIRE)	-NOMBRE LIMITE DE MESURE -TOUS LES MATERIAUX NE SONT SUCCEPTIBLES AU NICKELAGE -ESSAI DESTRUCTIF
STEREOMETRIE : DE - REPLIQUE - FACIES AVEC LES APPAREILS : -MICROSCOPE ELECTRONIQUE -MICROSCOPE OPTIQUE	LONGUEUR HAUTEUR CARTOGRAPHIE 3D	DEMANDE : -DU MATERIEL -UN LOGICIEL DE TRAITEMENT (SOUVENT ASSOCIE A UN ANALYSEUR D'IMAGES)	DIFFICULTE DE CERNER LA ZONE ETIREE (PROJET DE NORME DIF -FICILE A ECRIRE)	-NOMBRE ILLIMITE DE MESURE -PRECISION DU LOGICIEL
OBSERVATION AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE : -ELECTRONS SECONDAIRES -ELECTRONS RETRODIFFUSES	LONGUEUR	-MESURE RAPIDE DE LA ZONE ETIREE -SUIVRE LE PROJET DE NORME DEJA ECRIT	-ALEATOIRE	-NOMBRE ILLIMITE DE MESURE A TOUT GROSSISSEMENT -NE PAS CONFONDRE LA ZONE ETIREE AVEC LA ZONE DE FATIGUE
MESURE RUGOSINOMETRIQUE PAR PALPEUR	LONGUEUR HAUTEUR CARTOGRAPHIE 3D RUGOSITE	-DEMANDE DU MATERIEL LIE A LA MESURE PAR PALPEUR -RAPIDE	-TRAITEMENT INFORMATIQUE PAR LOGICIEL -DIFFICULTE DE CERNER LA ZONE ETIREE	-NOMBRE ILLIMITE DE MESURE -NE MESURE PAS DES RELIEFS TROP IRRÉGULIERS

Tableau IV : Synthèse des moyens d'investigation nécessaires à la mesure de la zone étirée.

CHAPITRE III :

LES PROCEDURES

EXPERIMENTALES

III/ METHODES EXPERIMENTALES MISES EN OEUVRE

L'étude, que nous avons entreprise, comporte deux approches très différentes, qui sont :

- des essais mécaniques : ils nous permettent de déterminer expérimentalement les paramètres de résistance à la rupture (J_{IC}^* , K_{IC}), pour les matériaux ;
- l'étude métallographique des faciès de rupture de chaque éprouvette rompue préalablement, afin de connaître les grandeurs caractérisant la zone étirée (L_{ZE} , H_{ZE}).

Nous allons décrire le principe de chaque méthode.

III.1/ L'ESSAI DE RUPTURE PAR FLEXION TROIS-POINTS

Nous avons choisi délibérément un essai de rupture simple, économique, et, très souvent utilisé pour rompre des éprouvettes normalisées (NF A-03-180) : l'essai de flexion trois-points en chargement statique et dynamique.

III.1.1 L'ESSAI STATIQUE

L'essai statique s'effectue avec une machine de traction-compression (INSTRON modèle 1195), disponible au Centre de Recherches Matériaux (C.R.M.). Nous installons sur le tablier, deux supports d'éprouvettes cylindriques (L est la longueur entre appuis = 40 mm). La cellule de charge est équipée du troisième cylindre : elle est montée sur la traverse mobile, en son centre. Ce dispositif est conforme à la norme NF A-03-180.

Le montage initial a été légèrement modifié pour pouvoir effectuer deux mesures supplémentaires (sans changer toutefois les recommandations de la norme) :

- l'essai statique N°1 (E.S.1) nous permet de mesurer la flèche prise par l'éprouvette durant l'essai à l'aide d'un capteur de déplacement de type inductif.
- l'essai statique N°2 (E.S.2) consiste à positionner un extensomètre à lames sur le barreau CHARPY. Nous mesurons le baillement des lèvres de l'entaille (fig. 18).

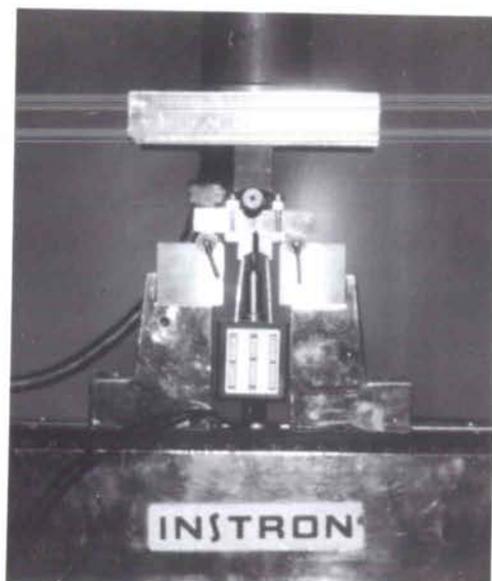


FIGURE 18 : Schéma de l'installation de l'essai de flexion trois-points (configuration E.S.2).

Les essais nous permettent de tracer les courbes suivantes (fig. 19) selon la méthode utilisée :

- force-temps,
 - force-déplacement,
 - force-ouverture,
 - ouverture-déplacement.
- } E.S.1
 } E.S.2

Nous pouvons déterminer les paramètres suivants :

- la force P_Q définie sur la courbe force-déplacement (intersection d'une droite dont la pente diffère de 5 % à la pente initiale de la courbe) ;
- le travail nécessaire à la rupture (aire sous la courbe force-déplacement, jusqu'à la force maximale).

En mesurant la longueur de fissure (a_0 comprenant l'entaille mécanique et la pré-fissure de fatigue), nous obtenons par calcul :

- la ténacité (K_{IC}),
- la valeur du paramètre énergétique (J_{IC}^*),
- la limite d'élasticité (R_e) du matériau grâce à la relation (BOUHELIER [31]) suivante :

$$R_e = P_e \frac{L}{B (W-a_0)^2 1,21} \quad (38)$$

où P_e est la charge élastique (daN),
 W , la largeur de l'éprouvette (m),
 B , l'épaisseur de l'éprouvette (m).

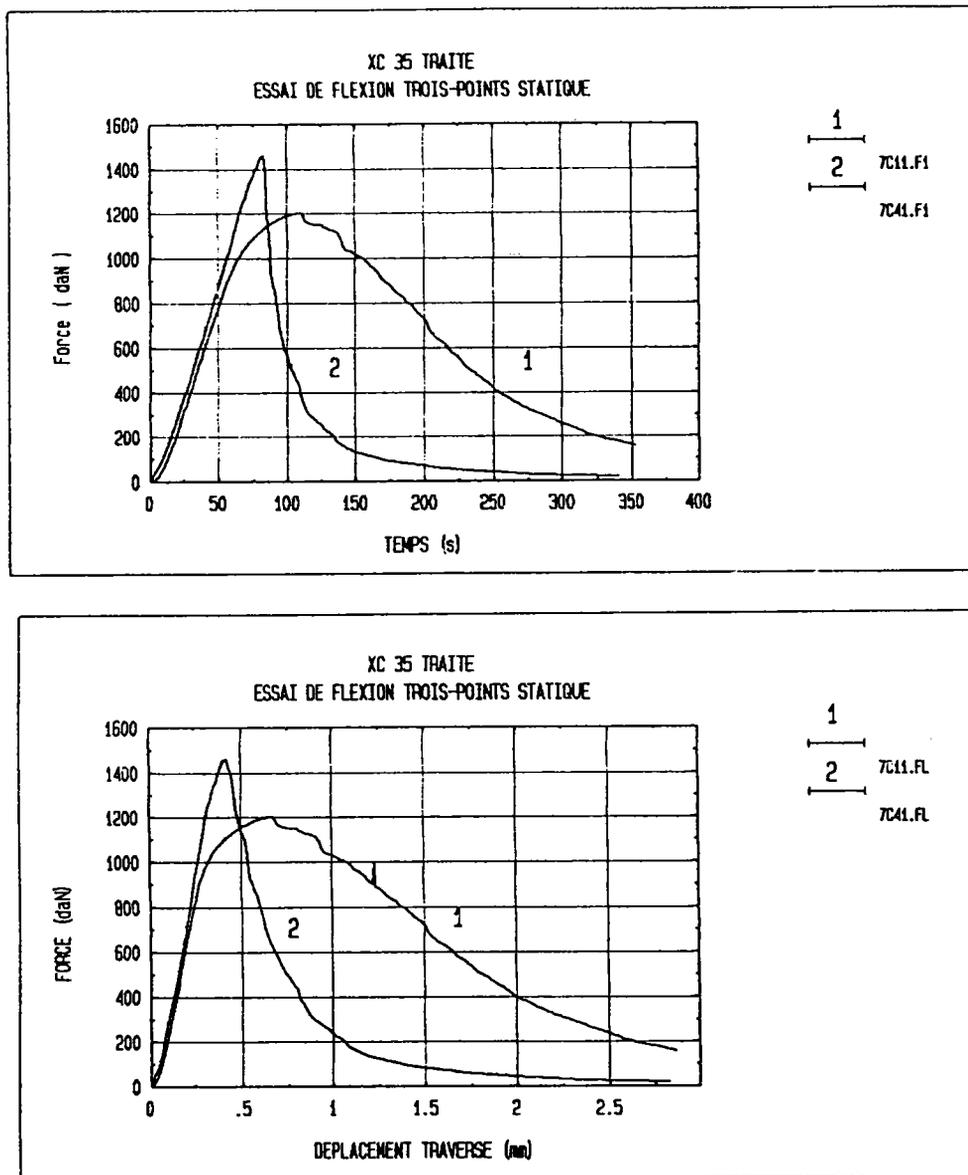


FIGURE 19 : Exemples de courbes obtenues pour deux aciers XC 35 traités (sens travers) rompus à température ambiante : FORCE = f(TEMPS) et FORCE = f(déplacement). La vitesse du déplacement de traverse est fixée à 0,5 mm/mn

III.1.2/ L'ESSAI DYNAMIQUE

L'essai de résilience CHARPY est un essai de rupture mécanique extrêmement répandu. Mais le mouton pendule inversé est beaucoup plus rare d'utilisation. Dans ce cas, l'éprouvette est positionnée devant l'impacteur qui se trouve lié au bâti. La contre-réaction (2 appuis) est montée sur la masse percutante.

Le C.R.M. est en train de développer un autre type de mouton pendule, grâce à une nouvelle génération de bloc d'épreuve (cf ANNEXE I). Cette machine est caractérisée par le fait que :

- l'éprouvette est posée sur des appuis normalisés venant percuter un bloc d'épreuve cylindrique statique ;
- le déplacement de l'éprouvette est suivi par une caméra optronique (ZIMMER : 100D) reliée à un système d'acquisition de données très rapide (fig. 20).

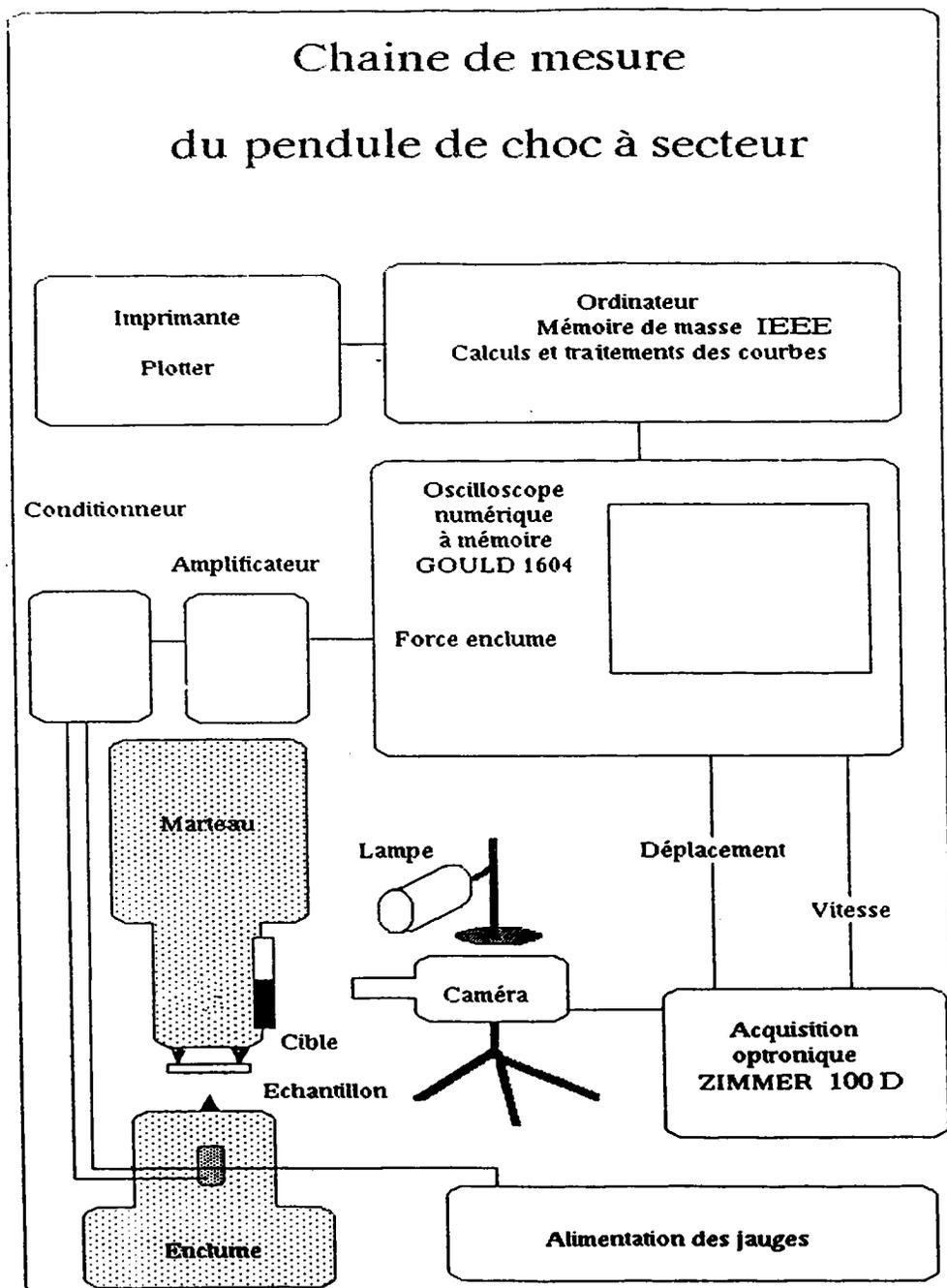


FIGURE 20 : Description de la chaîne d'acquisition mise en place pour le mouton pendule à secteur du C.R.M..

L'intérêt de ce montage est de répondre aux problèmes suivants :

mécanique :

- la force d'inertie se trouve réduite et nous pouvons mesurer la force réelle ;
- la masse d'impact est symétrique, et compacte, introduisant moins de vibrations à la machine ;
- la compatibilité d'alliages entre le corps d'épreuve et les éprouvettes testées ;

énergétique :

- nous pouvons faire varier la vitesse d'impact sans modifier l'énergie, par l'ajout de disques d'inerties supplémentaires (cf ANNEXE I) ;
- nous connaissons précisément l'énergie d'impact par calcul à partir de l'angle de remontée ;

électrique :

- la première étape de traduction entre le choc et la force réelle est assurée par la déformation d'un corps d'épreuve cylindrique ;
- la deuxième étape de traduction consiste à contrôler le déséquilibre d'un pont de WHEASTONE, formé de quatre jauges de déformation, reliées entre elles pour mesurer la traction-compression ;
- l'étalonnage du corps d'épreuve est plus simple à mettre en oeuvre ;
- on se rapproche des conditions de mesure statique, en évitant les ondes de chocs en retour.

Après une étude temporelle et spectrale du signal obtenu avec la même chaîne d'acquisition pour deux types de mouton pendule (inversé ou non), nous avons constaté que si des oscillations apparaissent sur les courbes force-temps ou force-déplacement, elles sont principalement dues, non à la trop grande vitesse d'impact (BOUHELIER [31]), ni à la force d'inertie (SERVER [20]), mais surtout à la configuration même de l'essai de flexion trois-points.

Ce résultat nous a été confirmé par l'analyse de SHARPE [32], qui a utilisé le montage de flexion trois-points, mais en impactant linéairement l'éprouvette, par projection d'un

marteau. Il ressort que son signal est également perturbé par des oscillations de l'ordre de 15 KHz.

De même, la procédure de lissage des courbes nous fait perdre une partie importante des informations, malgré la technique mise au point par KOBAYASHI [33], qui effectue le lissage en fonction de la fréquence (liée à la disposition de l'essai) du signal.

Notre instrumentation de l'essai de flexion trois-points nous permet de connaître à une erreur de conversion près :

- la courbe force-temps,
- la courbe force-flèche de l'éprouvette (directement obtenue par la caméra optronique),
- la courbe déplacement-énergie absorbée (obtenue par intégration de la courbe précédente.
- la force maximale d'impact (P_m) (seule force facilement observable sur les courbes) nécessaire à la détermination de la ténacité dynamique (K_{Icd}).

A partir des courbes expérimentales (fig. 21), nous pouvons donc déterminer :

- l'énergie absorbée, afin de connaître le paramètre énergétique J_{IC}^* ,
- la limite d'élasticité R_e déterminée par la relation (SERVER [34]) suivante :

$$R_e = P_m \frac{2,85 * W}{B (W-a_0)^2} \quad (39)$$

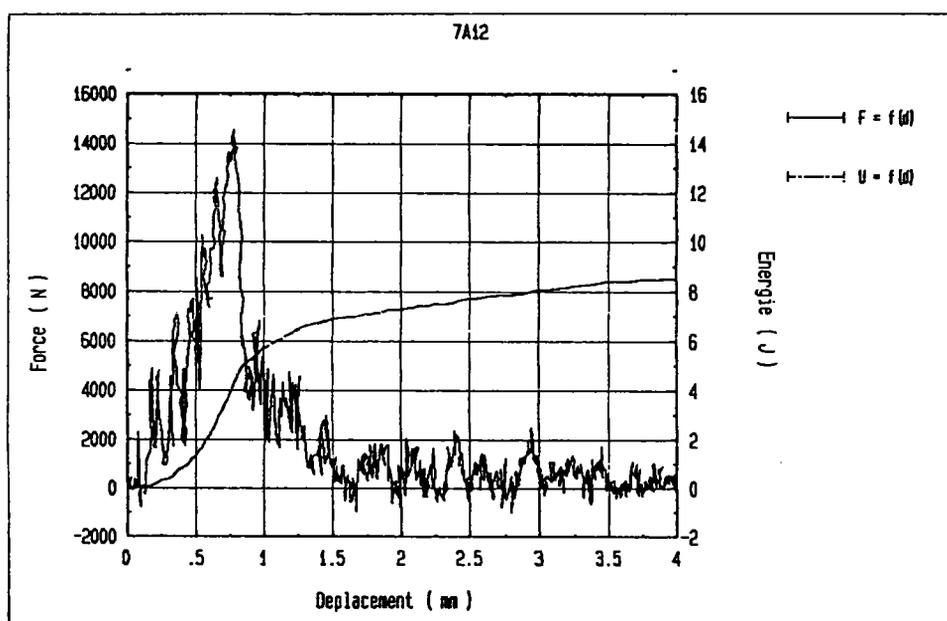
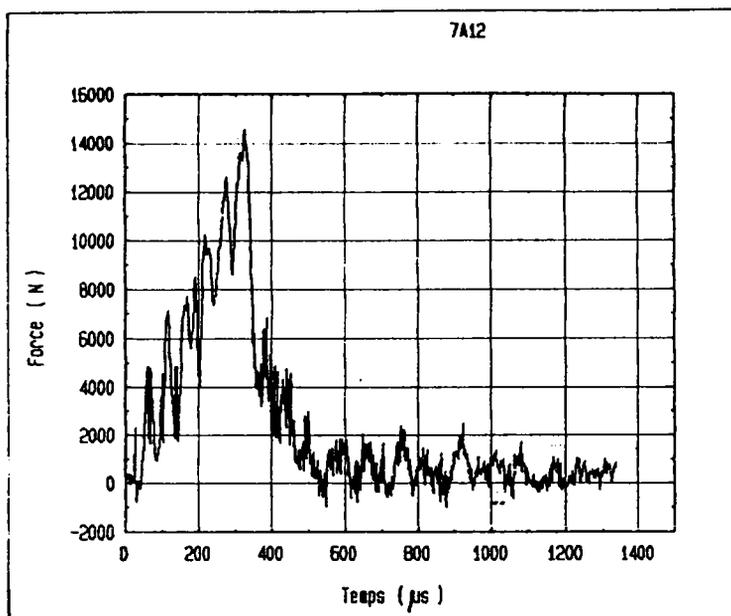


FIGURE 21 : Exemples de courbes obtenues lors d'essai dynamique avec la machine d'impact à secteur du C.R.M.. La vitesse d'impact est de 3 m/s ; l'énergie est de 80 Joules).

III.2/ ANALYSE DE LA ZONE ETIRÉE

Nous allons décrire les méthodes expérimentales d'observation de la zone étirée que nous avons utilisées, et, qui sont les suivantes :

- les coupes nickelées,
- l'observation au microscope électronique,
- la mesure via un rugosimètre,
- l'utilisation des paramètres de rugosité.

III.2.1/ MESURE DU PROFIL PAR OBSERVATION DES COUPES NICKELEES

Les faciès de rupture subissent un dépôt électrolytique en vue de déposer une couche de nickel. Les conditions expérimentales et la composition du bain ont été tirées des Techniques de l'Ingénieur (M 1610) et de HENRY [35].

Ensuite, les faciès (de section 10x10 mm) sont tronçonnés en six morceaux (pour des raisons de sécurité et de rapidité d'usinage) par sciage classique. La position des coupes est repérée à partir de la mesure de l'épaisseur des tranches. La préparation métallographique ne demande pas de précautions particulières.

Nous mesurons très précisément la longueur de la fissure de fatigue à partir d'une photographie du faciès pour chaque tranche repérée. Ainsi, lors de l'observation du profil (fig. 22), nous connaissons avec une bonne précision le début de la zone étirée ($\pm 0,05$ mm d'erreur).

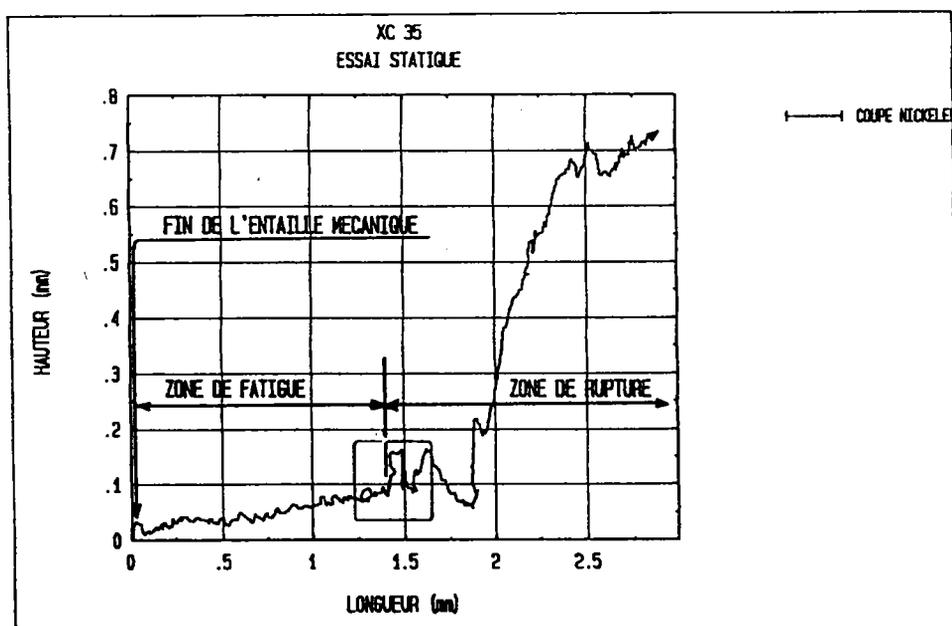


FIGURE 22 : Visualisation de la position de la zone étirée entre la zone de fatigue et la rupture.

Nous avons fixé arbitrairement le grossissement d'observation à 200. L'erreur commise sera alors de l'ordre de ± 10 mm pour définir le début de la zone étirée sur chaque profil. Pour diminuer cette incertitude, nous constatons souvent qu'à proxi-

mité de ce début fictif, il y a une ou plusieurs amorces de rupture. Nous considérons souvent que le début de la zone étirée coïncide avec cette (ou ces) amorces (fig. 23).

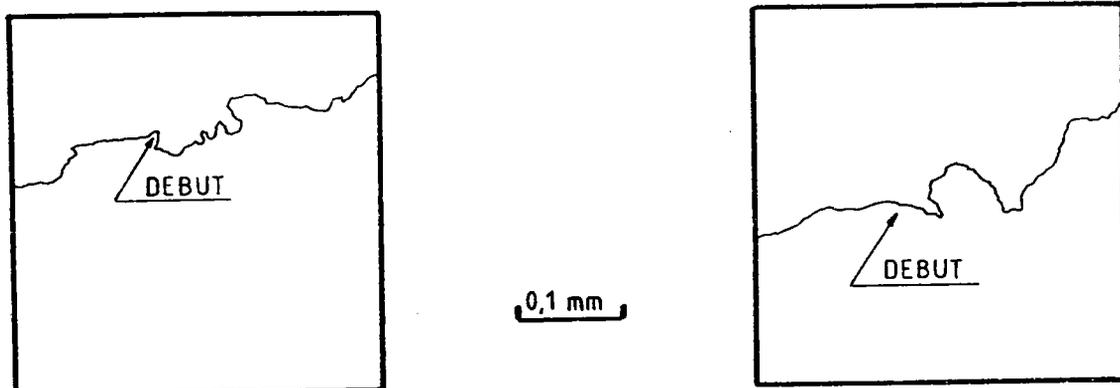


FIGURE 23 : Définition du début de la zone étirée.

La fin de la zone étirée est généralement marquée par un changement de pente brutal du profil (fig. 24).

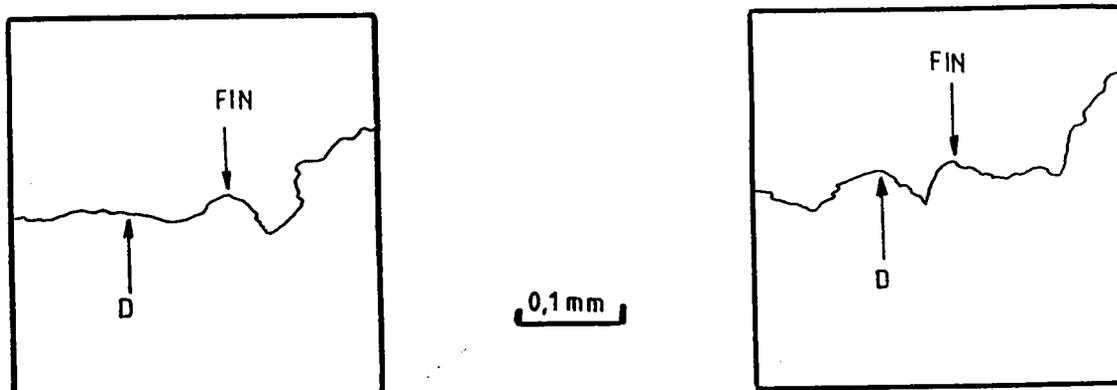


FIGURE 24 : Visualisation du changement de pente pour déterminer la fin de la zone étirée.

Un soin particulier doit être assuré pour faire concorder le tracé du profil selon le parallélisme de la coupe avec la direction de propagation de la fissure (fig. 25).

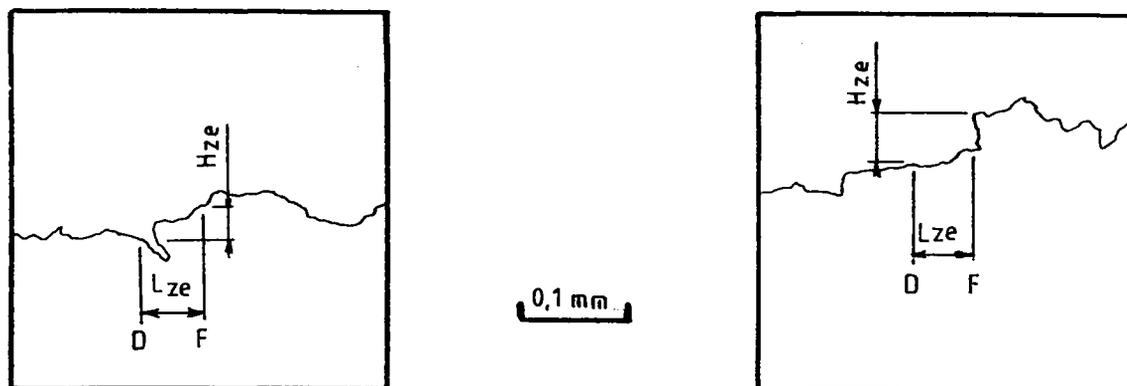


FIGURE 25 : Profils caractérisant la longueur de la zone étirée perpendiculaire à la propagation d'une fissure.

Lorsque la mesure de la zone étirée devient particulièrement délicate à cause d'un relief tourmenté, nous convenons de définir la longueur de la zone étirée L_{ZE} comme étant égale à la longueur moyenne \bar{L}_{ZE} . Cette dernière est en fait une projection sur la direction de propagation à la longueur L_{ZE} (fig. 26).

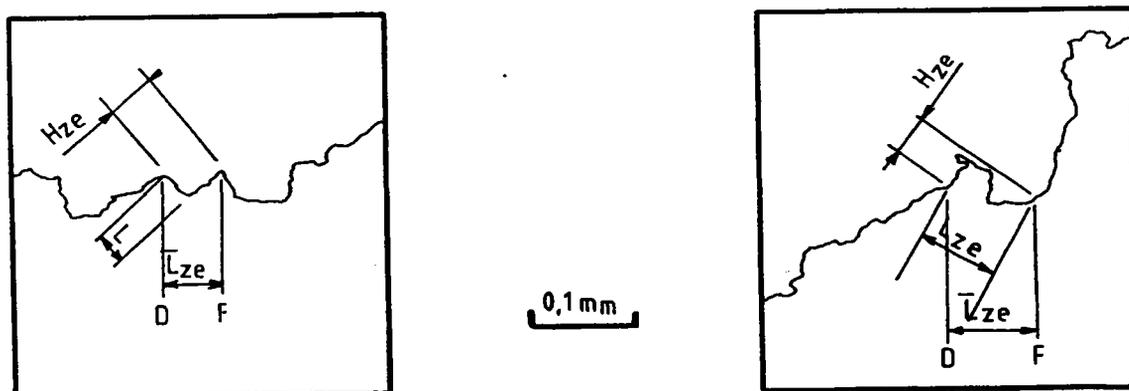


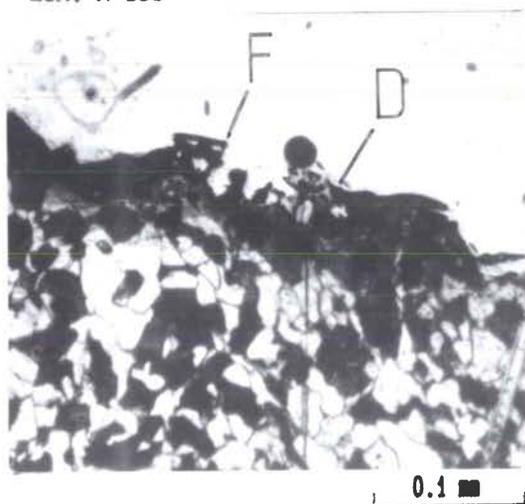
FIGURE 26 : Profils caractérisant la longueur moyenne \bar{L}_{ZE} comme étant la longueur de la zone étirée.

A travers ce descriptif, nous avons mis en place une série de recommandations, certes à caractère aléatoire, pour visualiser et mesurer correctement la zone étirée.

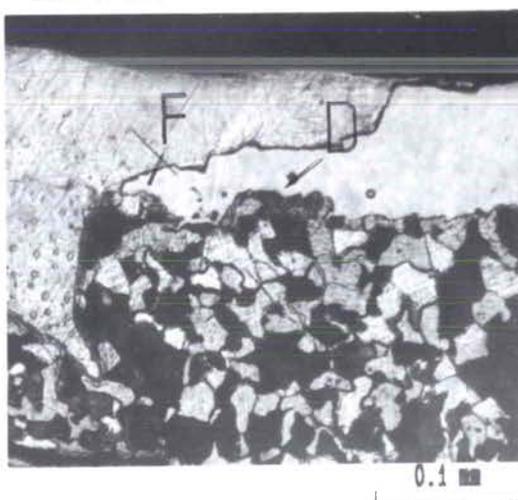
Pour une meilleure visualisation de la zone étirée, nous présentons sur les figures 27 & 29, quelques micrographies en coupe, représentant la zone étirée de nos échantillons.

Nous constatons que nous pouvons positionner le début et la fin de la zone étirée partout sur nos micrographies. Il est donc important de connaître la position spatiale de la zone sur le faciès.

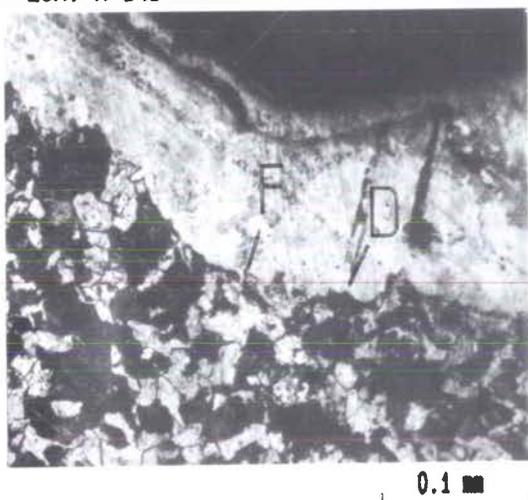
ECH. M 138



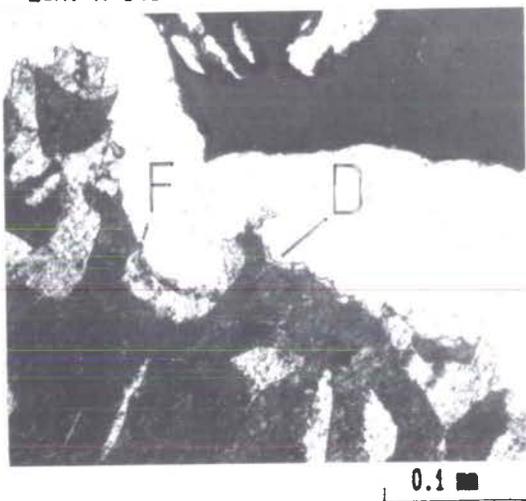
ECH. M 144



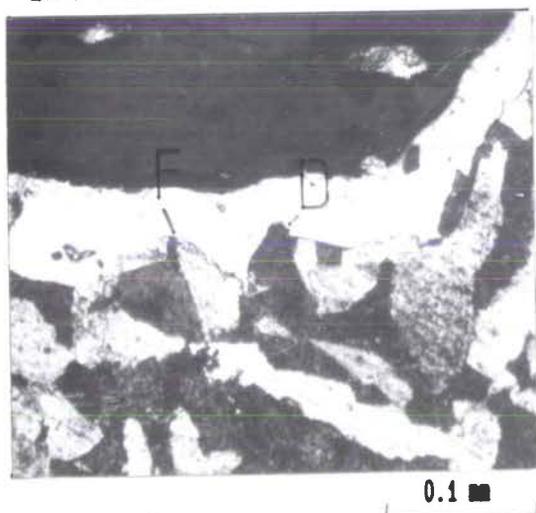
ECH. M 145



ECH. M 146



ECH. M 148



ECH. M 152

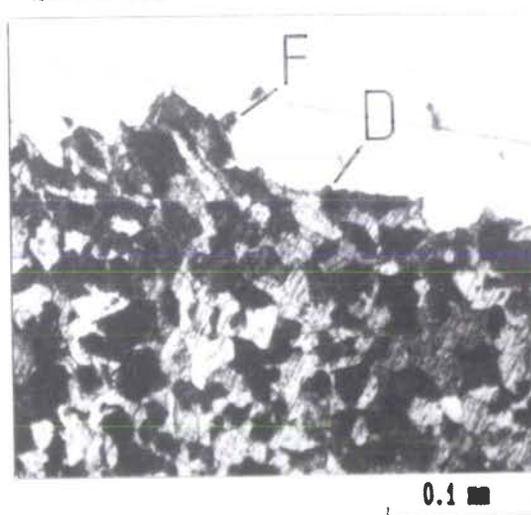
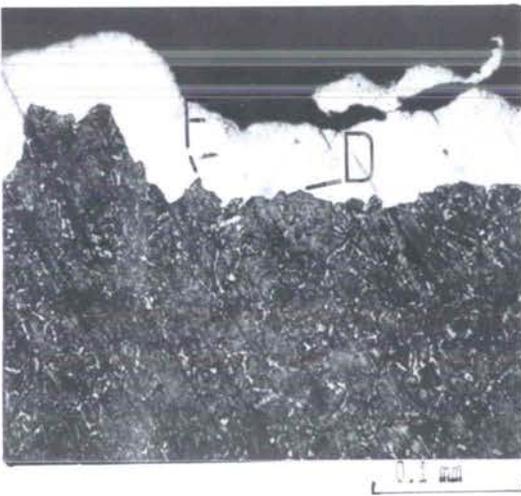
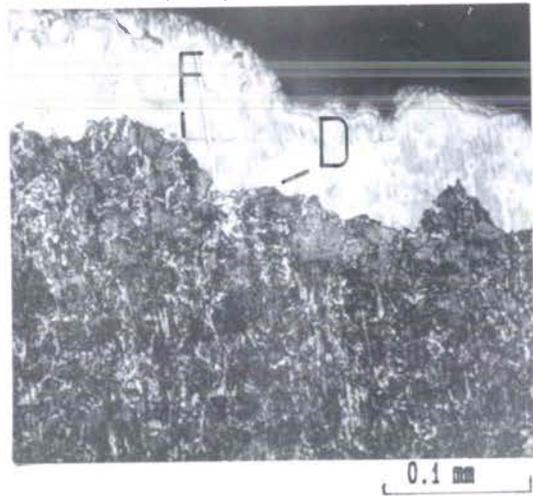


FIGURE 27 : Micrographies de coupes nickelées de l'acier XC 35 recuit (essai statique) ; le début (D) et la fin (F) de la zone étirée sont indiqués sur les figures.

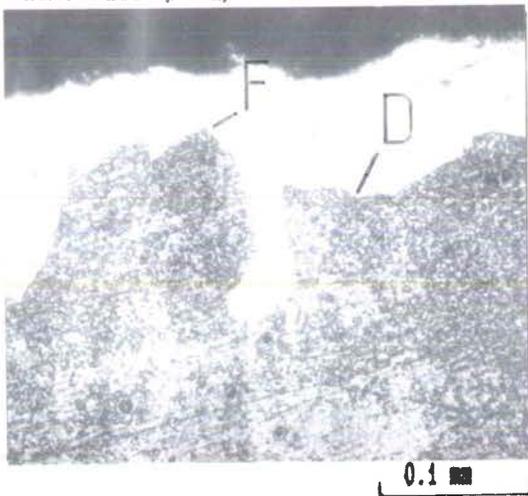
ECH. 7L60 (N° 6)



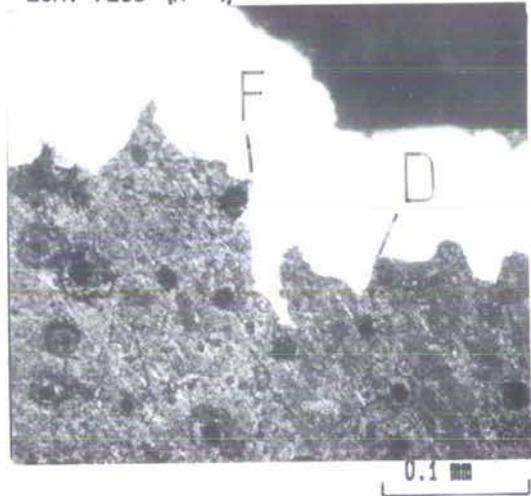
ECH. 7A31 (N° 3)



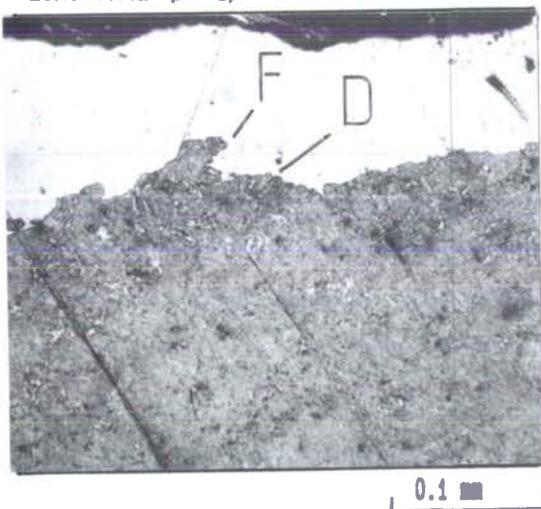
ECH. 7L39 (N° 2)



ECH. 7L39 (N° 4)



ECH. 7A42 (N° 1)



ECH. 7A42 (N° 4)

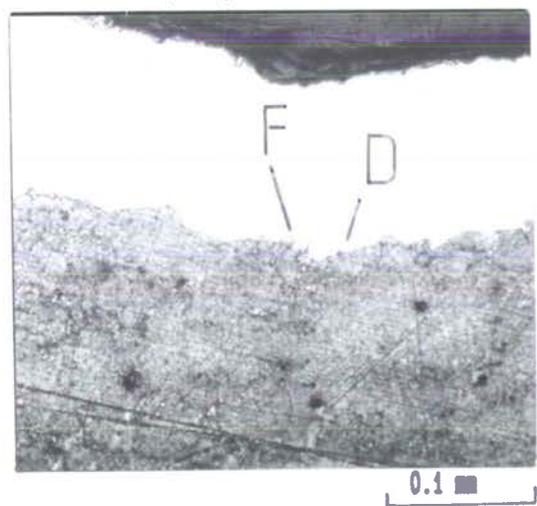
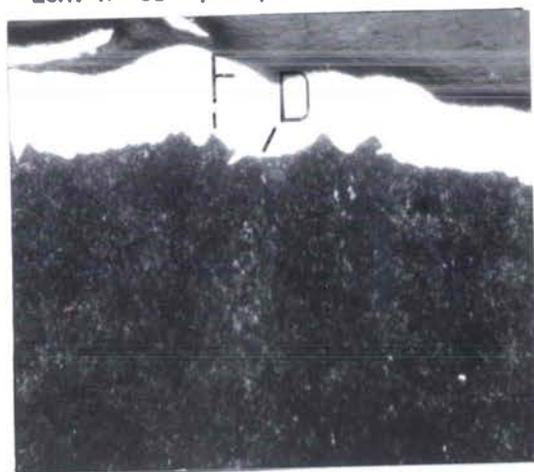
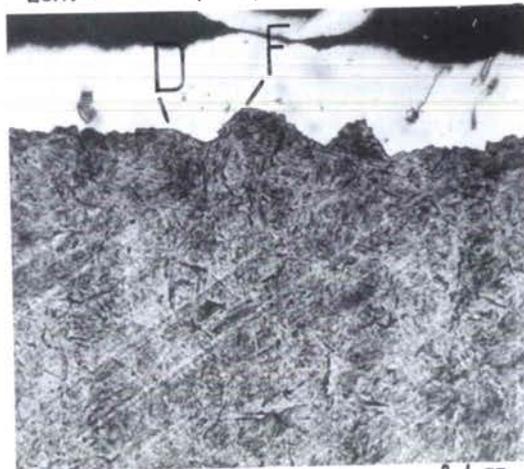


FIGURE 28 : Micrographies de coupes nickelées de l'acier XC 35 traité (essai dynamique) ; le début (D) et la fin (F) de la zone étirée sont indiqués sur les figures.

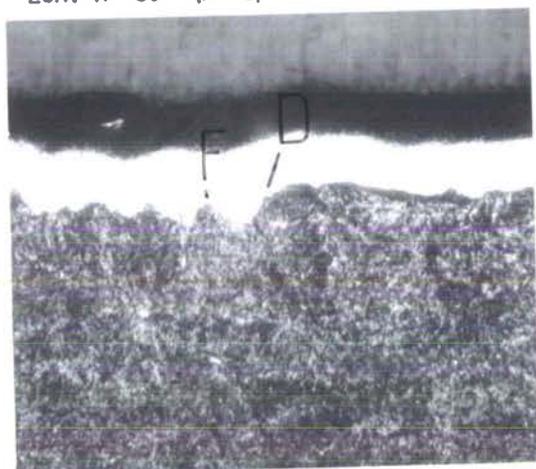
ECH. N 31 (N° 2)



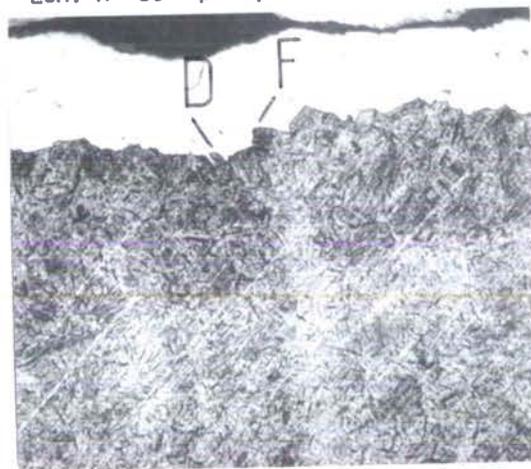
ECH. N 36 (N° 5)



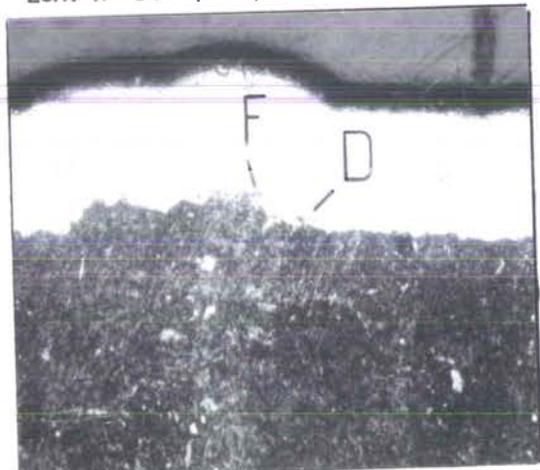
ECH. N 30 (N° 3)



ECH. N 36 (N° 3)



ECH. N 34 (N° 4)



ECH. N 33 (N° 3)

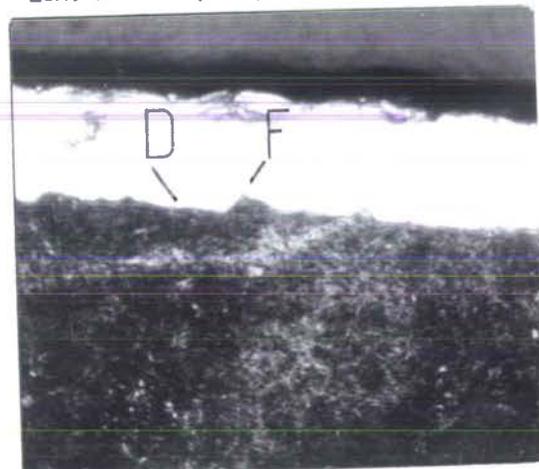


FIGURE 29 : Micrographies de coupes nickelées de l'acier 35 NCD 16 ; le début (D) et la fin (F) de la zone étirée sont indiqués sur les figures.

III.2.2/ OBSERVATION DES FACIES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE

L'utilisation de la microscopie électronique à balayage (M.E.B.) est rendue plus performante si nous la couplons avec l'utilisation des techniques d'analyses par les électrons secondaires ou rétrodiffusés.

Pour l'analyse de nos faciès, nous avons procédé selon le mode opératoire prescrit par SCHWALBE [23]. Toutefois, le sens de prélèvement et les irrégularités du relief ne permettent pas toujours une observation aisée, ni de suivre la prescription, à savoir une mesure moyennée sur trois clichés.

La mesure de la longueur de la zone étirée est rendue possible si nous regardons simultanément le cliché pris en électrons secondaires et celui pris en électrons rétrodiffusés (fig. 30).

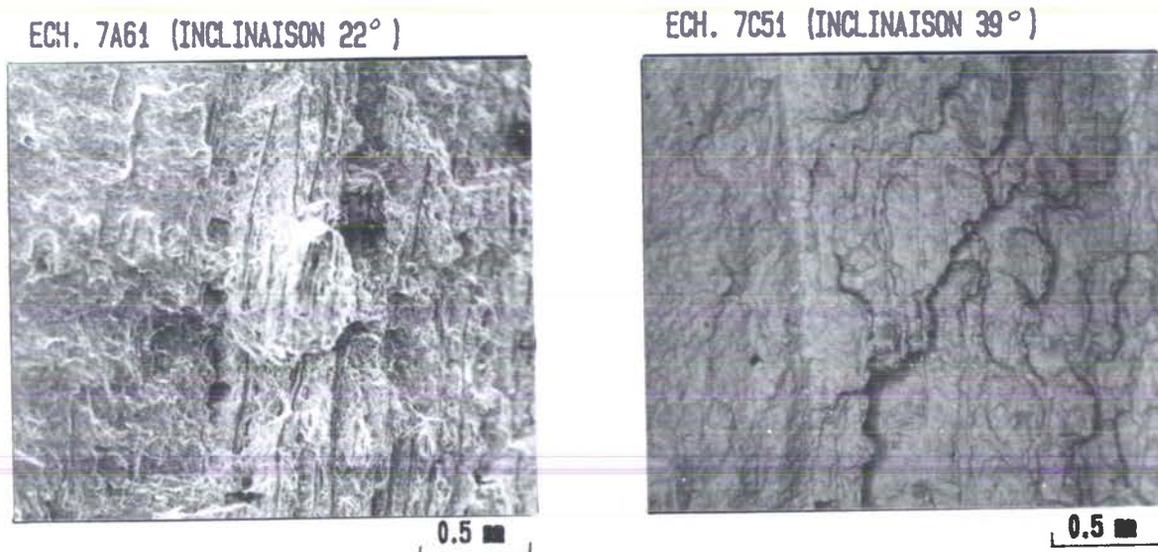


FIGURE 30 : Exemple de photographie de faciès de rupture prises avec le microscope électronique à balayage (à gauche électrons secondaires, et, à droite électrons rétrodiffusés).

Très souvent, cette méthode donne une mesure de la longueur de la zone étirée par excès, car le relief tourmenté est une source importante d'erreur.

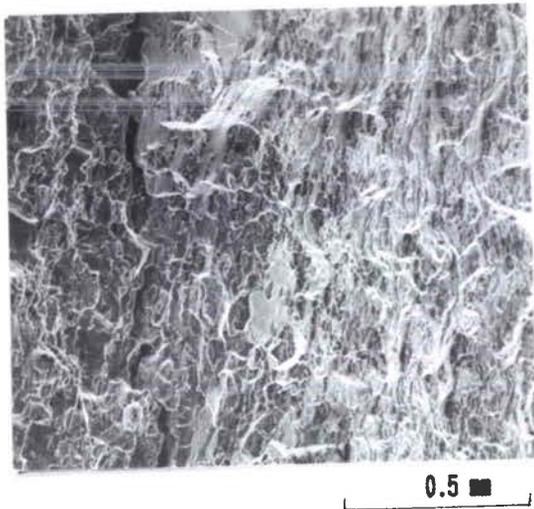
Pour certaines de nos éprouvettes, nous avons numérisé les négatifs pour introduire des données obtenues dans un analyseur d'images au Centre d'Etudes de Photo-Interprétation des Armées de l'Etablissement Technique Central de l'Armement. Ce centre dispose d'un logiciel de traitement permettant de faire correspondre deux images prises à des angles ou déplacements différents, afin d'obtenir une vue stéréoscopique, et, donc de calculer la longueur et la hauteur d'une zone bien définie.

L'observation des faciès est toujours aussi délicate. Non seulement le repérage est difficile, mais le sens de prélèvement provoque des irrégularités de relief, et la présence des précipités crée des rivières sur le faciès. La frontière entre la zone étirée et la zone de fatigue n'est pas franche (figures 31 à 35).

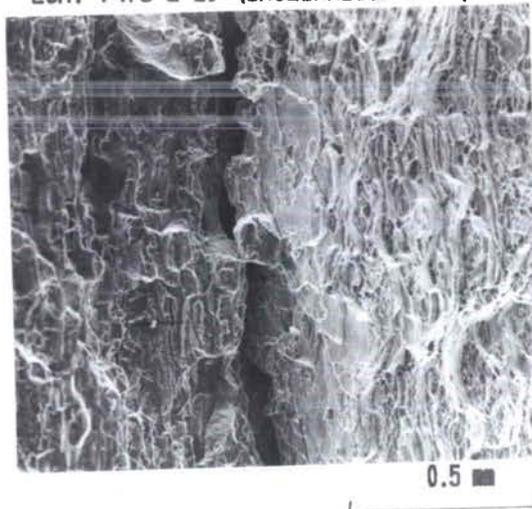
Pour les essais dynamiques, l'analyse est encore plus délicate sur les faciès des éprouvettes (fig. 34) :

- il est tout à fait logique de penser que la zone sera de dimensions plus faibles car le stade correspondant à l'étirement est plus court,
- il y a souvent création de fissures parallèles à la zone (à cause de la présence de précipités) ; le repérage est alors difficile et/ou impossible.

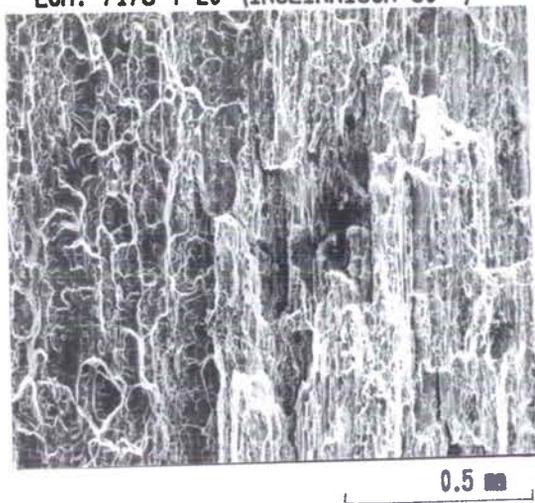
ECH. 7175 L 02 (INCLINAISON 30°)



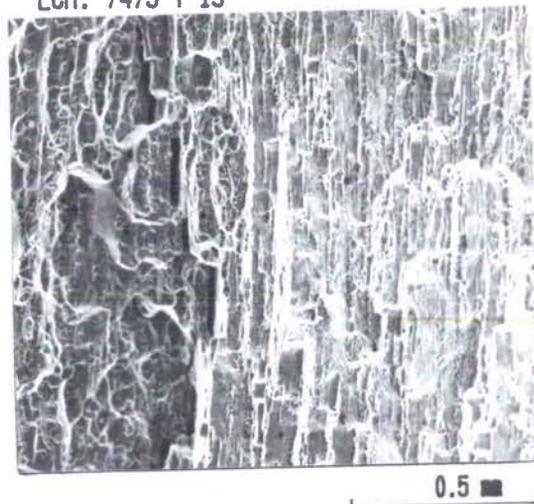
ECH. 7475 L 20 (INCLINAISON 30°)



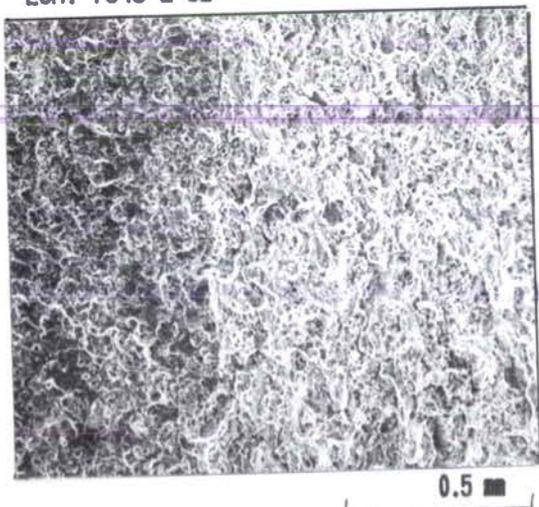
ECH. 7175 T 20 (INCLINAISON 30°)



ECH. 7475 T 13



ECH. 7949 L 32



ECH. 7949 L 33

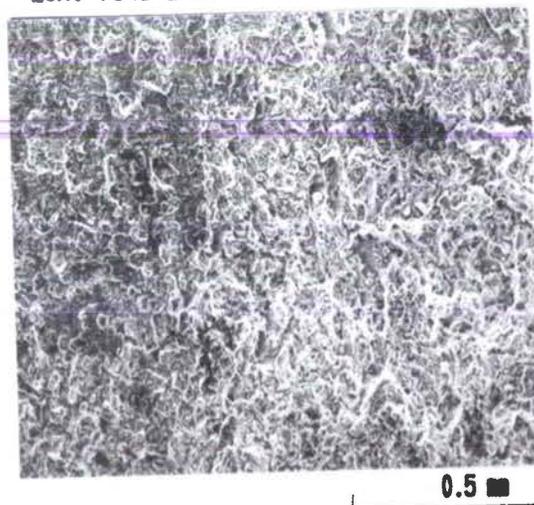
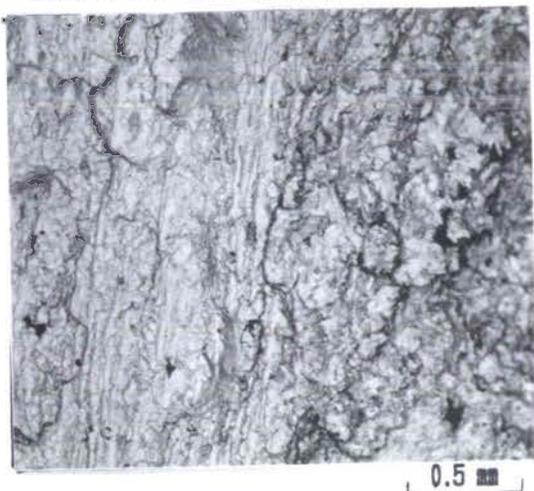


FIGURE 31 : Faciès de rupture des trois alliages d'aluminium (7175, 7475, 7949) observés au microscope électronique à balayage (électrons secondaires).

ECH. M 138 (INCLINAISON 35°)



ECH. M 138 (INCLINAISON 35°)



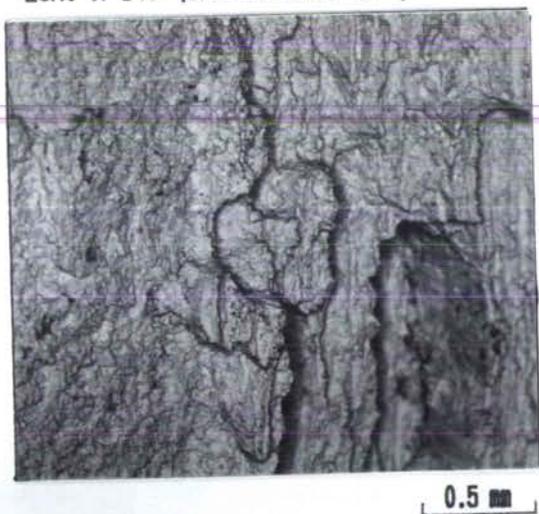
ECH. M 144 (INCLINAISON 30°)



ECH. M 144 (INCLINAISON 30°)



ECH. M 145 (INCLINAISON 40°)



ECH. M 145 (INCLINAISON 40°)

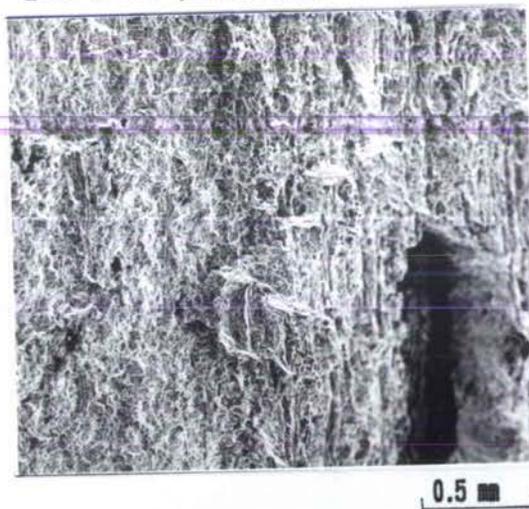
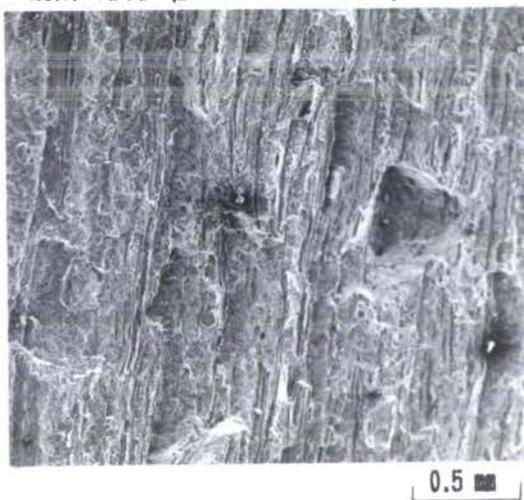


FIGURE 32 : Faciès de rupture de l'acier XC 35 recuit (essai statique) observés au microscope électronique à balayage ; élect. rétrodiffusés (gauche), élect. secondaires (droite).

ECH. 7B61 (INCLINAISON 30°)



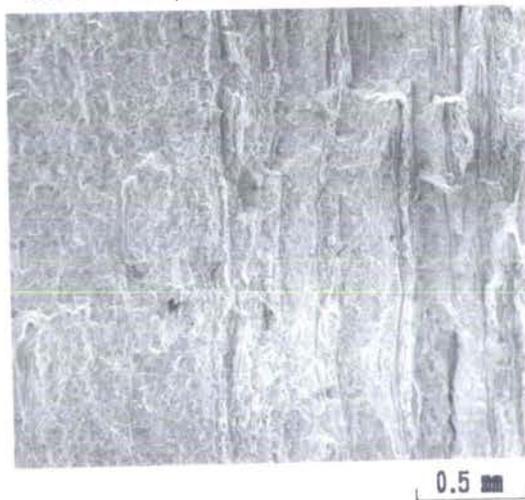
ECH. 7B61 (INCLINAISON 30°)



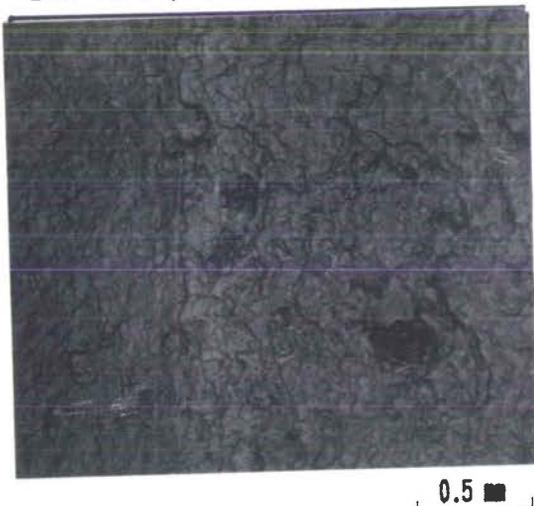
ECH. 7A51 (INCLINAISON 38°)



ECH. 7A51 (INCLINAISON 38°)



ECH. 7L75 (INCLINAISON 30°)



ECH. 7L75 (INCLINAISON 30°)

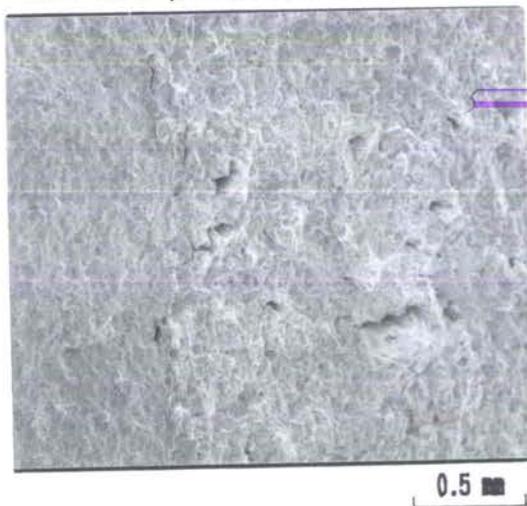
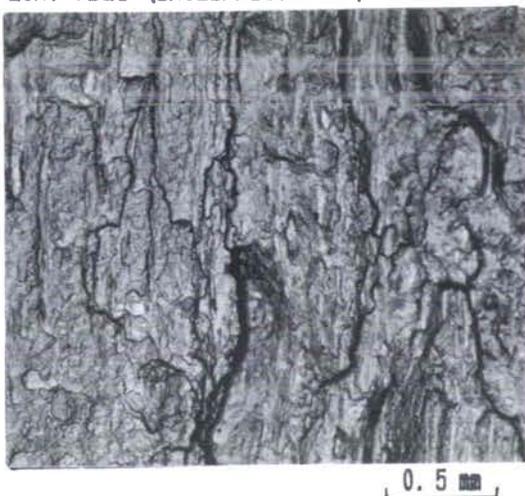
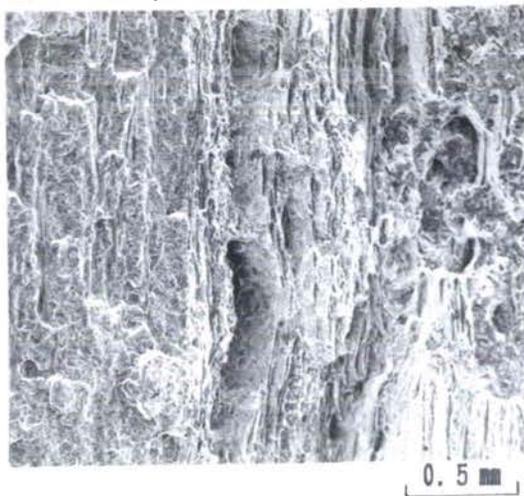


FIGURE 33 : Faciès de rupture de l'acier XC 35 traité (essai statique) observés au microscope électronique à balayage : élect. rétrodiffusés (gauche), élect. secondaires (droite).

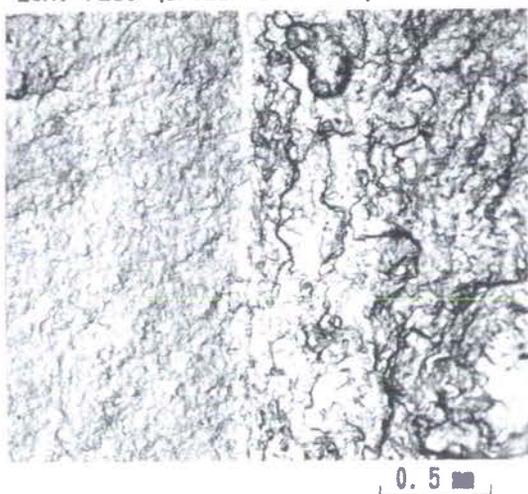
ECH. 7B21 (INCLINAISON 30°)



ECH. 7B21 (INCLINAISON 30°)



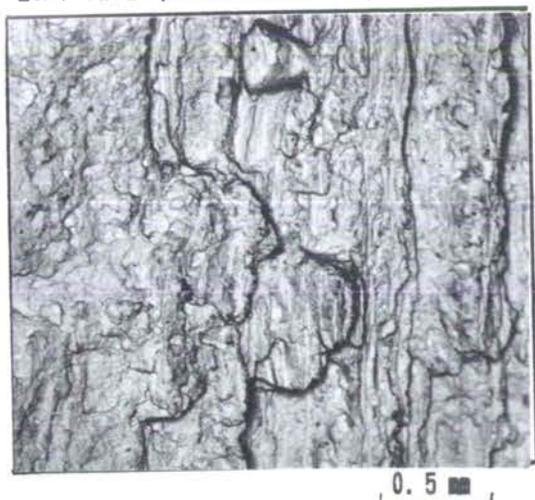
ECH. 7L30 (INCLINAISON 30°)



ECH. 7L30 (INCLINAISON 30°)



ECH. 7B72 (INCLINAISON 30°)



ECH. 7B72 (INCLINAISON 30°)

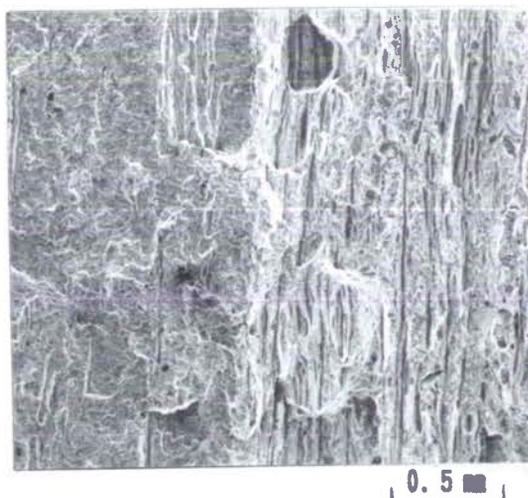
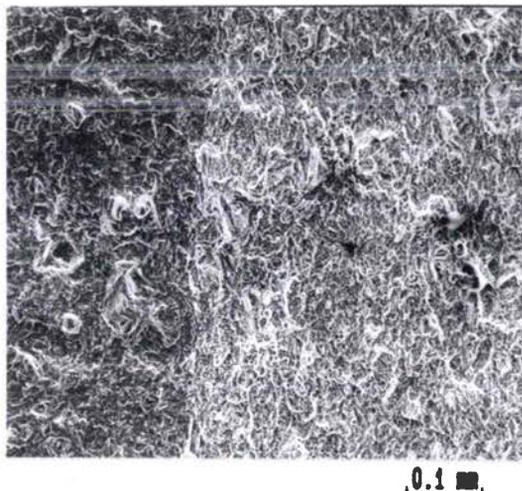


FIGURE 34 : Faciès de rupture de l'acier XC 35 traité (essai dynamique) observés au microscope électronique à balayage ; élect. rétrodiffusés (gauche), élect. secondaires (droite).

ECH. N° 36



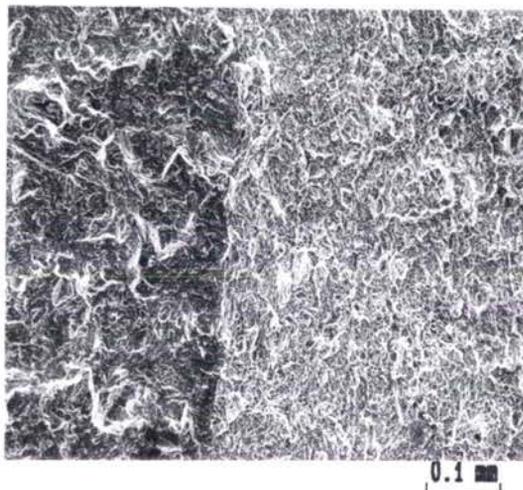
ECH. N° 36



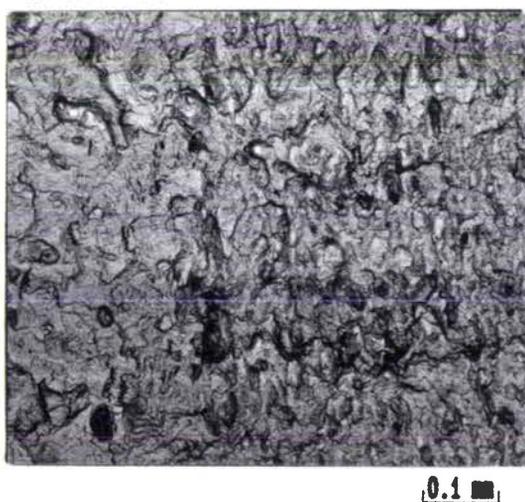
ECH. N° 29



ECH. N° 29



ECH. N° 34



ECH. N° 34

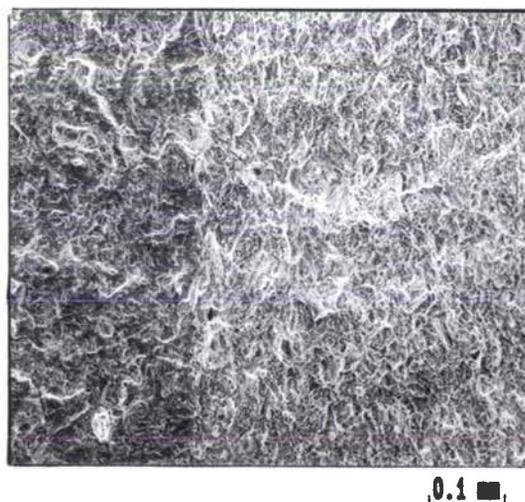


FIGURE 35 : Faciès de rupture de l'acier 35 NCD 16 (essai statique) observés au microscope électronique à balayage : élect. rétrodiffusés (gauche), élect. secondaires (droite).

III.2.3/ UTILISATION DE RUGOSIMETRE

L'analyse d'une surface à l'aide d'un capteur tactile permet de définir les défauts en terme de valeur de rugosité (critère R) et d'ondulation (critère W). L'appareil utilisé a été mis au point par le laboratoire MICRO-SURFACE de l'Ecole Nationale Supérieure de Micro-Mécanique de BESANCON.

En effet, il faut trouver un compromis entre la taille du palpeur et l'avance de celui-ci, selon les reliefs à analyser. Nous avons convenu de prendre un capteur conique d'angle au sommet de 60° et une mesure de $2\mu\text{m}$, entre chaque point de mesure.

Si la préparation des échantillons ne demande pas ou peu de précaution, il faut connaître précisément le début de la pré-fissure de fatigue et donc la position spatiale du palpeur, celle-ci est effectuée à l'aide d'une table de déplacement asservie et un moteur pas à pas. La figure 36 représente un profil effectué selon le mode opératoire convenu.

Cette technique nous permet de mesurer la longueur et la hauteur de la zone étirée, en utilisant le mode opératoire prescrit pour la technique des coupes nickelées, et d'obtenir directement le profil en données numériques.

La zone étirée peut être localisée et mesurée directement sur certains profils, par superposition de deux profils, la fin de la fissure de fatigue devenant visible (fig. 37). De plus, par simple rotation et petit déplacement des deux faciès, des images de l'ouverture peuvent être reconstituées.

Le système d'acquisition du rugosimètre de BESANCON permet d'effectuer une cartographie trois-dimensions de nos faciès de rupture. Il nous permet de voir que les faciès sont constitués d'ondulations de longueurs très voisines (faisant penser à un phénomène périodique).

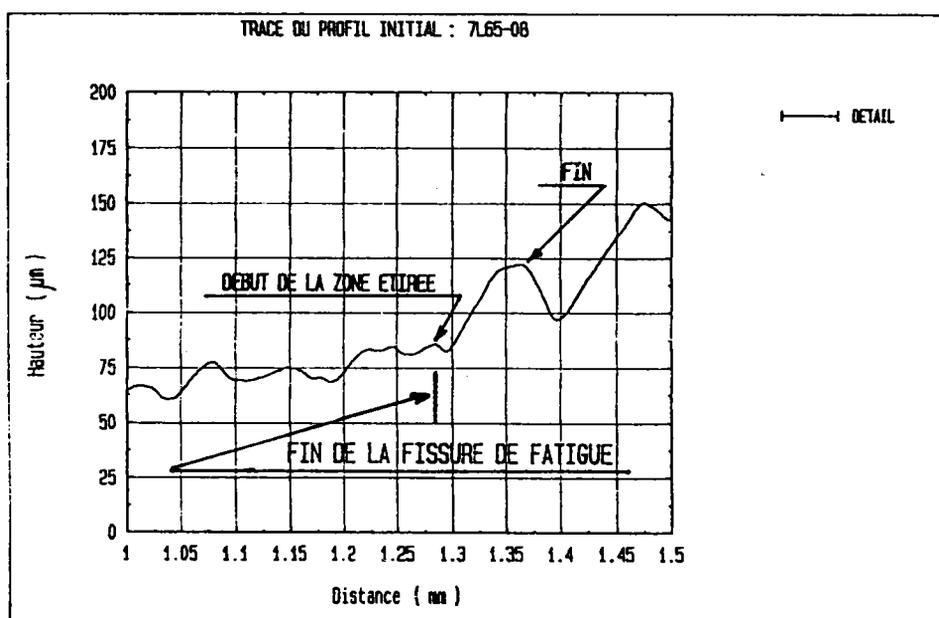
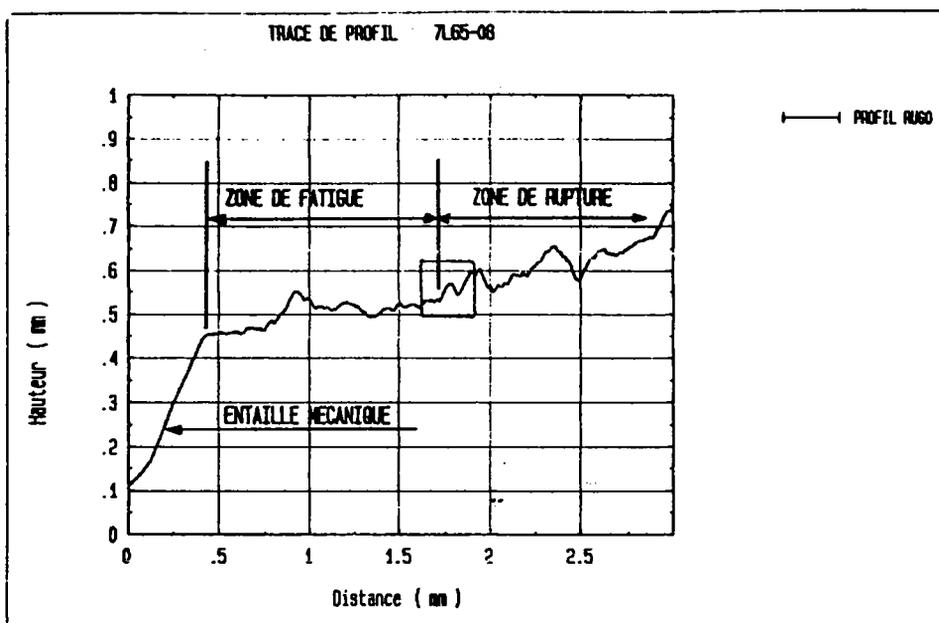


FIGURE 36 : Profil d'un faciès de rupture (3200 points de mesure ; pas : 2 μm) d'un XC 35 traité (sens long ; essai statique).

Nous avons effectué sur quelques échantillons une cartographie 3D :

- aluminium 7949, essai dynamique (fig. 37) ;
- acier XC 35, essai statique, sens long (fig. 38) ;
- acier XC 35, essai statique, sens travers (fig. 39) ;
- acier XC 35, essai dynamique, sens travers (fig. 40).

Le contrôle n'est pas aisé lorsque le faciès est tourmenté, et que les éléments sont de tailles supérieures ou de l'ordre de grandeur de celle du palpeur.

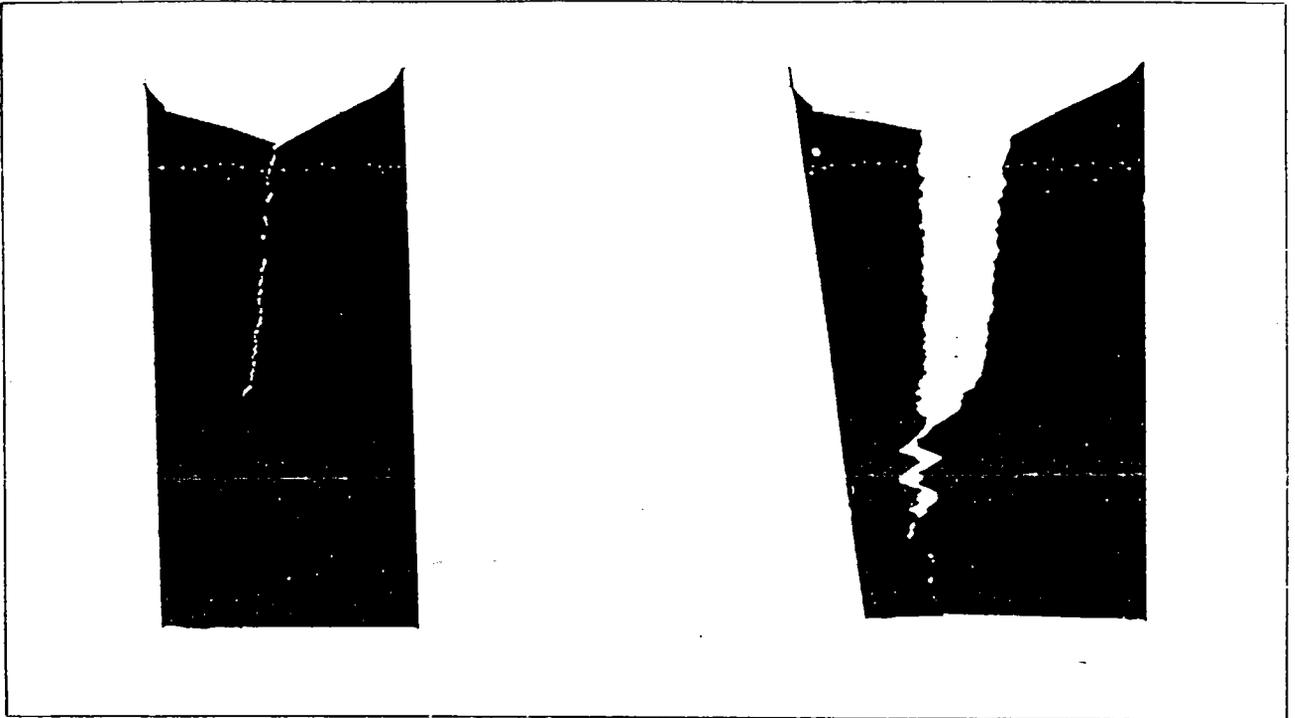


FIGURE 37 : Exemple de reconstitution de l'éprouvette avant et après rupture (7L65-118-07).

En effet, les reliefs très tourmentés ne sont évidemment pas perçus, le volume de l'aiguille ne permet pas un suivi précis du relief. Ceci entraîne des images très lisses, inexploitable lors des mesures, et plus particulièrement sur les cartographies de faciès (fig. 39 à 41).

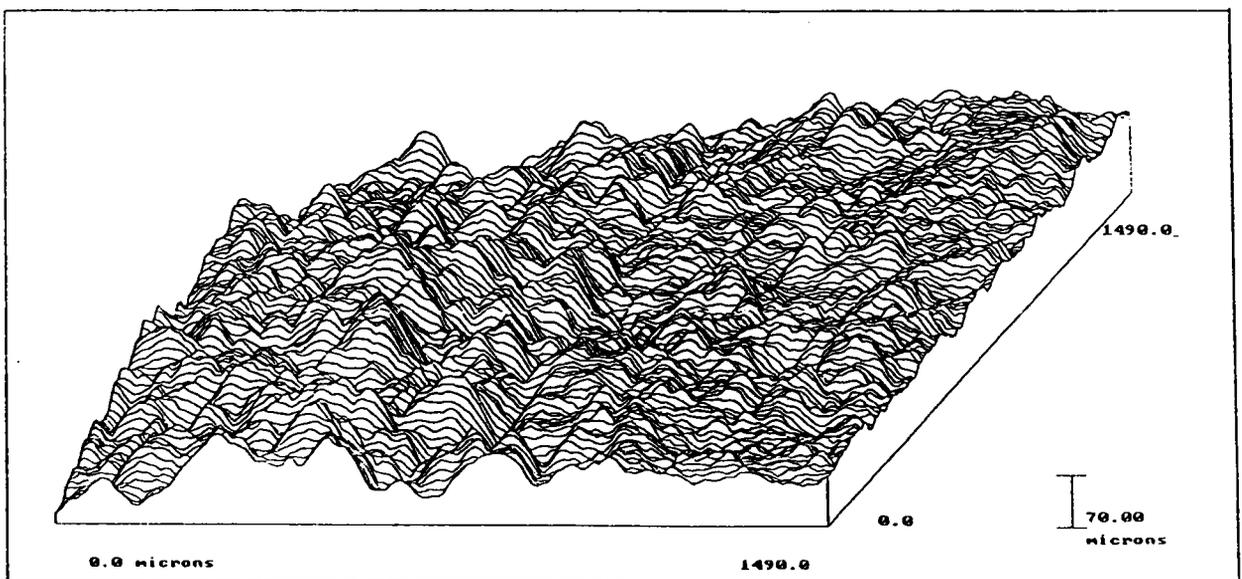


FIGURE 38 : Visualisation 3-D d'un faciès de l'alliage 7949 (N°33) effectué à BESANCON.

FIGURE 39 : Reproduction des deux faciès de rupture par la méthode rugosimétrique pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai statique (7L1).

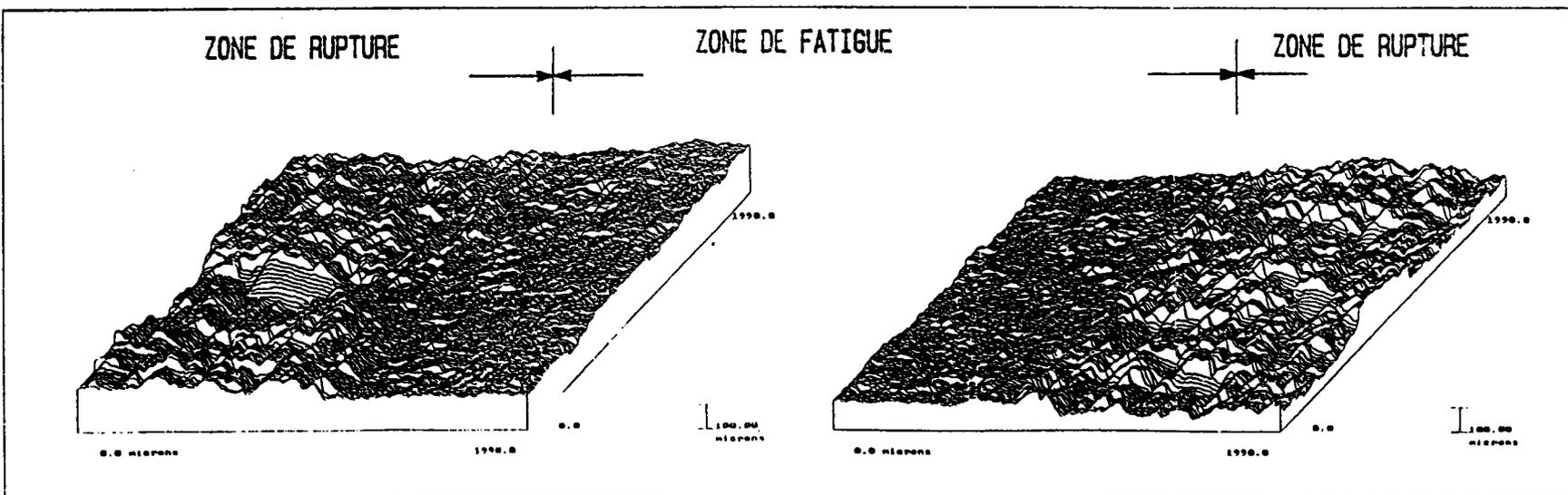


FIGURE 40 : Reproduction des deux faciès de rupture par la méthode rugosimétrique pour l'acier XC 35 traité, sens travers, essai statique (7A52).

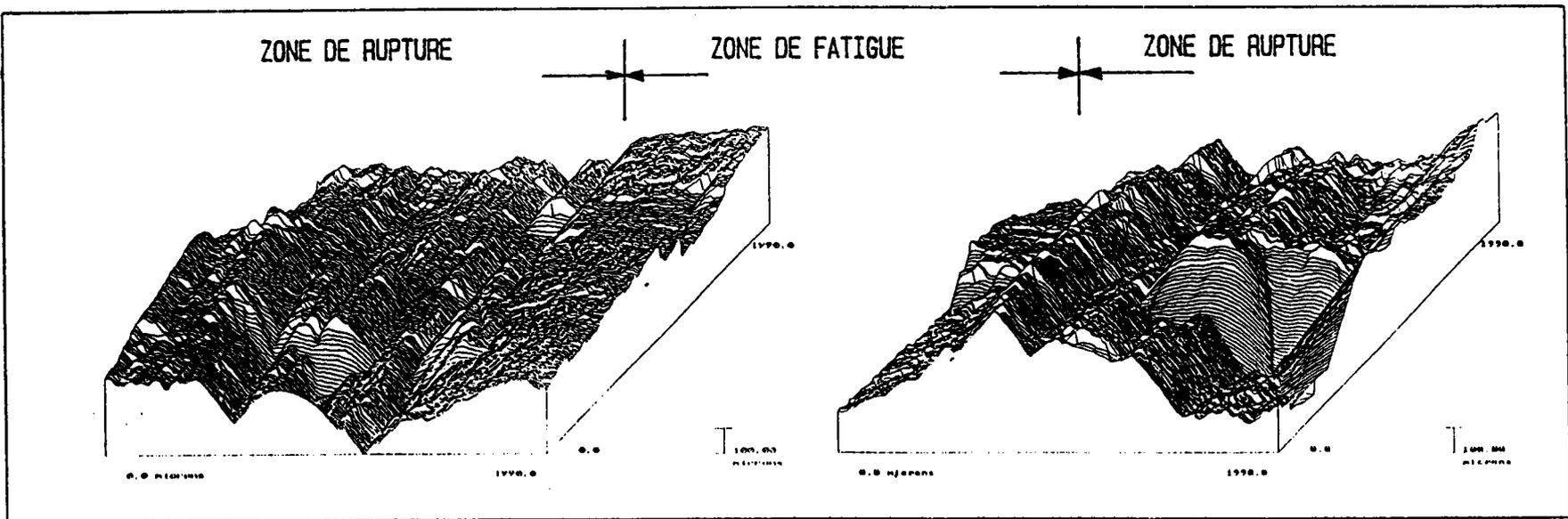
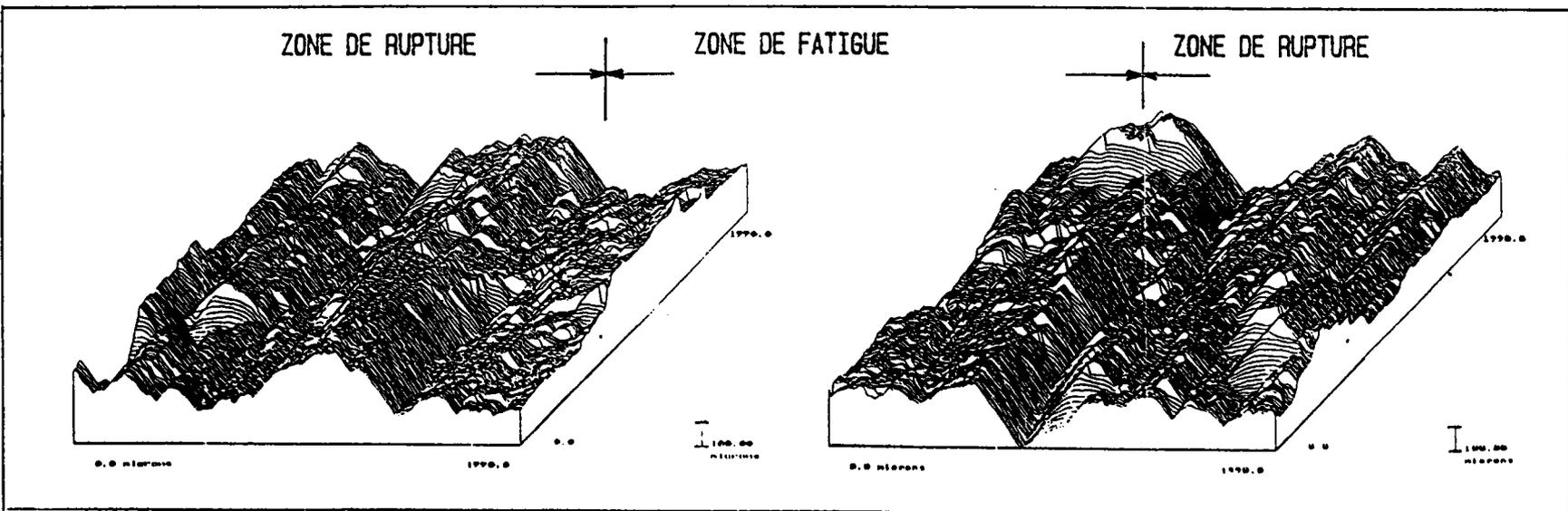


FIGURE 41 : Reproduction des deux faciès de rupture par la méthode rugosimétrique pour l'acier XC 35 traité, sens travers, essai dynamique (7B72).



III.2.4/ UTILISATION DES PARAMETRES DE RUGOSITE

Durant l'observation de nos profils obtenus soit par la technique des coupes nickelées, soit par la méthode rugosimétrique, nous avons constaté que les profils présentent une grande similitude entre eux, comme s'ils possédaient une symétrie ou un motif (de petite taille) reproductible infiniment (notion de fractales).

Dans un premier temps, nous avons décidé de calculer les paramètres de rugosité définis dans le paragraphe II.1.6 (Tab. V) sur nos profil, soient :

- la profondeur moyenne d'ondulation (W) (écart 2^{ème} ordre) ;
- l'amplitude moyenne du profil (R) (écart 3^{ème} ordre).

Toutefois, ces paramètres ne sont complètement définis que si nous associons un pas d'apparition :

- AR : longueur d'onde moyenne de rugosité ;
- AW : longueur d'onde moyenne d'ondulation.

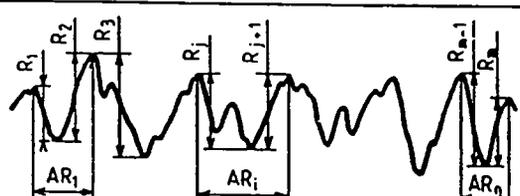
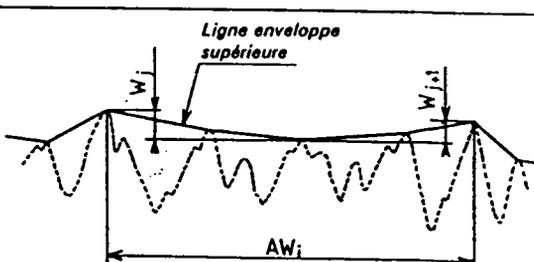
Intitulé	Paramètre de rugosité	Paramètre d'ondulation
	 <p>Note : il y a deux fois plus de R_i (ou W_j) que de AR_i (ou AW_j) : $m = 2n$.</p>	
Profondeur moyenne.	Pour n motifs caractéristiques sur la longueur d'évaluation L : $R = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m R_i$	Pour n motifs caractéristiques sur la longueur d'évaluation L : $W = \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m W_j$
Pas moyen.	Pour n motifs caractéristiques sur la longueur d'évaluation L : $AR = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n AR_i$	Pour n motifs caractéristiques sur la longueur d'évaluation L : $AW = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n AW_j$
Profondeur maximale.	R'_{max} : plus grand des R_j (1)	W'_{max} : plus grand des W_j (1)
Profondeur totale.	-	W_t : distance entre le point le plus haut et le point le plus bas de la ligne enveloppe supérieure (1).

Tableau V : Définition des paramètres de rugosité (NF E-05-015 sept. 1984).

De façon générale, nos profils visualisent la fissure de fatigue suivie par le détail du profil de la rupture. Pour me-

ner le calcul de la rugosité, la longueur de la zone de fatigue est identique à celle de la rupture.

Les motifs locaux, caractéristiques de nos profils, nous permettent par calcul, de déterminer une longueur et une hauteur de la zone étirée par les relations suivantes :

- la longueur de la zone étirée :

$$L_{AR} = A_{R_{RUPTURE}} - A_{R_{FATIGUE}} \quad (40)$$

$$L_{AW} = A_{W_{RUPTURE}} - A_{W_{FATIGUE}} \quad (41)$$

- la hauteur de la zone étirée:

$$H_R = R_{RUPTURE} - R_{FATIGUE} \quad (42)$$

$$H_W = W_{RUPTURE} - W_{FATIGUE} \quad (43)$$

En effet, la différence entre les résultats des calculs de rugosité menés sur le profil de la fissure de fatigue et le profil de rupture permet de définir une longueur et une hauteur de la zone étirée ("hauteur de marche"). De même, l'ondulation nous permet d'estimer plus grossièrement la longueur et la hauteur de la zone étirée.

Pour créer le programme de calculs de rugosité, nous avons suivi les recommandations de la norme NF E-05-052 (fev. 1986), prescrivant un lissage pour supprimer le bruit de fond du signal.

REMARQUE :

Certaines de nos éprouvettes ont été rompues à de faibles températures ; le profil qui en découle se trouve très plat. Le calcul des paramètres de rugosité concernant la fissure de fatigue nous a montré qu'ils étaient souvent plus grands que ceux la rupture. Pour pallier ce phénomène, nous avons pris la valeur absolue de la différence.

Il en est de même pour les profils de rupture de l'acier 35 NCD 16, également très plats.

III.3/ DESCRIPTION DES MATERIAUX ETUDIES

Pour cette étude, nous avons choisi des alliages qui sont couramment utilisés en production au sein du Centre de Tarbes.

III.3.1/ LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Nous avons sélectionné trois alliages Aluminium-Zinc de la famille 7000, soient 7175, 7475, et, 7949. La composition chimique de ces alliages est donnée par la tableau suivant :

ALLIAGES	ELEMENTS (masse %)							
	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn	Ti
7175	5,9	2,54	1,43	0,2	0,19	0,11	0,05	0,023
7475	5,64	2,03	1,29	0,25	0,07	0,04	0,008	0,017
7949	8,05	2,62	1,61	0,22	0,18	0,12	0,29	0,05

Tableau VI : Composition chimique des alliages d'aluminium.

Les éprouvettes de la sous-famille 75 ont été prélevées à partir d'une tôle épaisse selon deux sens (travers et long). Les deux alliages ont été étudiés à l'état de livraison T 73 (mise en solution, trempé et sur-revenu).

Pour la sous-famille, les échantillons ont été usinés à partir d'une barre, en privilégiant le sens long. L'alliage a subi les traitements thermiques (T6) suivants :

- mise en solution : 465°C pendant 30 mn ;
- trempe à l'eau ;
- maturation : 20°C pendant 5 jours ;
- revenu : 135°C pendant 7 heures.

III.3.2/ L'ACIER XC 35

L'acier XC 35 est livré sous forme de lingot de coulée continue (section carrée 140 x 140). Le tableau VII indique la composition chimique de cet acier.

ELEMENTS (masse %)							
C	Mg	Si	Ni	Cu	Cr	S	P
0,34	0,7	0,29	0,28	0,26	0,21	0,018	0,017

Tableau VII : Composition chimique de l'acier XC 35.

III.3.2.1/ ETAT RECUIT

Livré à l'état globulisé, l'acier XC 35 recuit (repéré par la lettre M) a subi un recuit d'homogénéisation à 1200° C à plusieurs durées de maintien pour faire varier la taille des grains.

III.3.2.2/ ETAT TRAITE

Nous avons effectué deux sortes de prélèvement (long et travers). La figure 42 montre les différents repères utilisés pour caractériser le prélèvement.

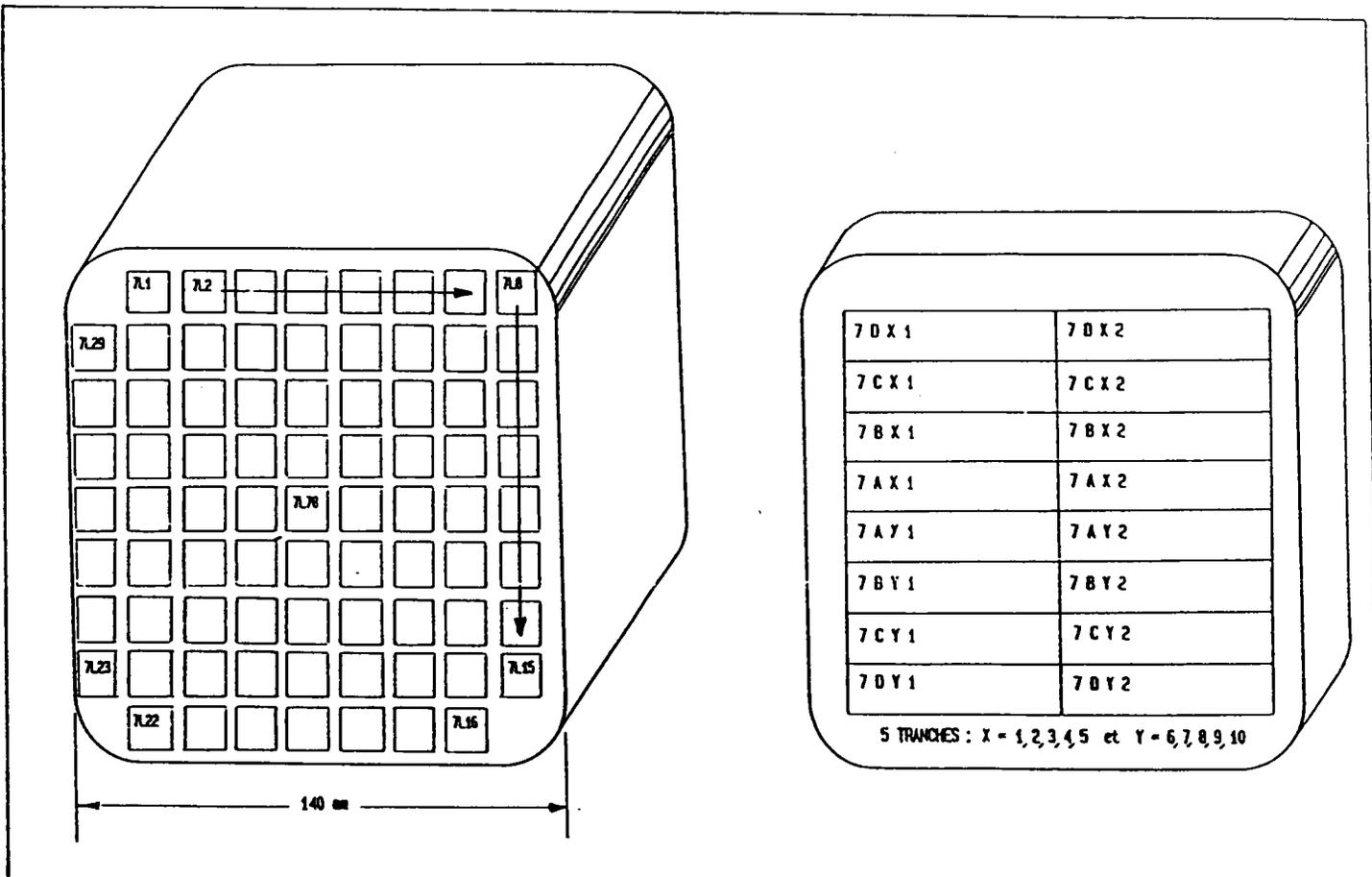


FIGURE 42 : Descriptions des différents repères utilisés pour l'acier XC 35.

L'acier XC 35 a subi des traitements thermiques en vue d'en améliorer ses caractéristiques mécaniques. Ces traitements sont en accord avec l'utilisation de l'acier au sein du GIAT Industries :

- austénisation : 900 °C
- trempe à l'eau
- revenu : 460 °C (2h)

III.3.3/ L'ACIER 35 NCD 16

L'alliage 35 NCD 16 est un acier faiblement allié dont la composition est résumée sur le tableau suivant :

ELEMENTS (masse %)							
C	Ni	Cr	Mo	Si	Mn	Pb	S
0,18	4,13	1,94	0,55	0,31	0,15	0,013	0,004

Tableau VIII : Composition chimique du 35 NCD 16.

Les éprouvettes ont été tirées d'une barre ; le prélèvement a été fait dans le sens long. Après usinage, les éprouvettes ont subi les traitements thermiques suivants :

- austénisation à 850°C pendant 30 mn ;
- refroidissement sous argon ;
- revenu à 200°C pendant 2 h ;
- refroidissement sous argon.

La micro-structure de l'alliage est constituée par une martensite très fine.

CHAPITRE IV :

LES MESURES

EXPERIMENTALES

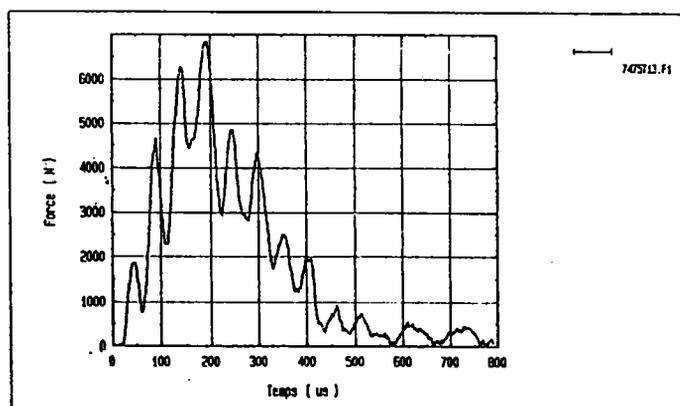
IV/ RESULTATS EXPERIMENTAUX

IV.1/ CARACTERISATION MECANIQUE DES ALLIAGES

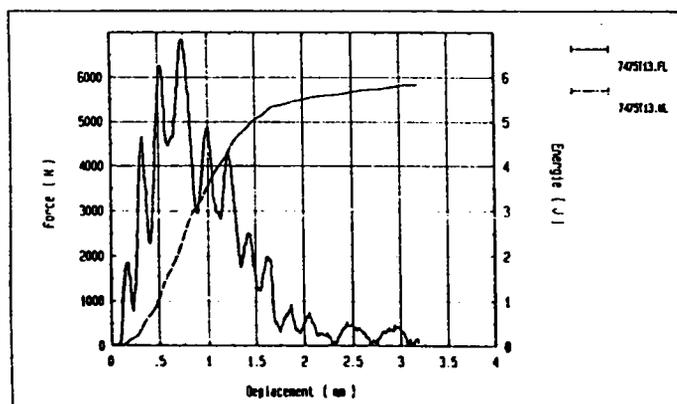
IV.1.1/ LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Nous avons rompu ces alliages avec notre mouton d'impact à secteur. L'énergie initiale a été réglée à 120 Joules pour deux vitesses d'impact (3,68 et 4,38 m/s). Les essais de rupture ont tous été effectués à la température ambiante car ces alliages ne sont pas sensibles à la rupture fragile [36, 37].

Pendant les essais, nous avons utilisé un corps d'épreuve en aluminium pour accorder l'impédance acoustique [36] entre celui-ci et les éprouvettes durant le choc (pour limiter au mieux les ondes réfléchies). Nous indiquons sur la figure 43 des exemples d'enregistrements obtenus.



a)



b)

FIGURE 43 : Alliage d'aluminium 7475 sens travers (vitesse d'impact : 4,38 m/s) :
a) courbe force-temps
b) courbes force-déplacement et énergie-déplacement.

Les caractéristiques mécaniques (ténacité, limite d'élasticité, résistance ultime et le paramètre énergétique) déterminées à partir des courbes sont classées en annexe III. Le tableau IX résume le dépouillement de nos essais (nous avons calculé la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ selon les recommandations de l'annexe II).

MATERIAUX CHOISIS	VITESSE DE DEFORMATION $\dot{\epsilon}$ 10^{+2} s^{-1}	TENACITE K _{IC} (MPa/m)	LIMITE D' ELASTICITE R _e (MPa)	RESISTANCE ULTIME R _m (MPa)	PARAMETRE ENERGETIQUE J _{IC} (kJ/m ²)
7949 L *	3,11	33 ± 1	356 ± 18	393 ± 17	26 ± 4
7949 L	3,65	35	369	408	11
7175 T	4,56	38 ± 2	411 ± 30	455 ± 33	36 ± 2
7175 L *	3,75	42 ± 2	445 ± 29	492 ± 32	47 ± 17
7175 L	4,24	47 ± 2	498 ± 22	551 ± 25	34 ± 5
7475 T *	3,31	44 ± 0,5	466 ± 1	515 ± 2	59 ± 1
7475 T	3,73	49 ± 3	514 ± 45	569 ± 50	69 ± 16
7475 L	3,69	49 ± 2	514 ± 23	569 ± 26	50 ± 18

Tableau IX : Caractéristique mécanique de nos alliages d'aluminium lors des essais dynamiques (énergie initiale 120 Joules (4,38 m/s); le repère * indique les essais effectués à 3,68 m/s (cf. annexe III)).

Lorsque la variation de la vitesse d'impact augmente de 20%, les caractéristiques mécaniques augmentent sensiblement (\approx 5 à 10 %)

IV.1.2/ L'ACIER XC 35

IV.1.2.1/ XC 35 ; ETAT RECUIT

Nos éprouvettes entaillées et préfiissurées (NF A-03-180) ont été rompues en flexion trois points sur la machine de traction-compression INSTRON avec le montage E.S.1. (cf. III.1.1). Les courbes force-déplacement nous ont permis de déterminer la ténacité statique K_{IC} (pente de la droite : 5%) ainsi que le paramètre énergétique J_{IC}^* (aire jusqu'à la force maximale) du matériau (tab. X).

MATERIAU	VITESSE DE DEFORMATION $\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	TENACITE K _{Ic} (MPa√m)	LIMITE D' ELASTICITE R _e (MPa)	RESISTANCE ULTIME R _m (MPa)	PARAMETRE ENERGETIQUE J _{IC} (kJ/m ²)
XC 35					
RECUIT	$\approx 10^{-4}$	45 ± 3	530 ± 38	728 ± 39	96 ± 25

Tableau X : Caractéristiques mécaniques de l'acier XC 35 recuit, essai statique mené à la température ambiante (cf. annexe III).

IV.1.2.2/ ETAT TRAITÉ

L'acier XC 35 traité a été rompu en flexion trois points avec les conditions expérimentales suivantes :

- sollicitation statique et dynamique,
- variation de la température des éprouvettes.

IV.1.2.2.1/ INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION

Pour caractériser l'influence de la vitesse de déformation, nous avons mené les essais de flexion à la température ambiante pour deux vitesses de sollicitations :

- statique : $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$
- dynamique : $\dot{\epsilon} = 10^{+2} s^{-1}$.

Nos résultats sont consignés dans le tableau XI .

MATERIAU	VITESSE DE DEFORMATION $\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	TENACITE K _{Ic} (MPa√m)	LIMITE D' ELASTICITE R _e (MPa)	RESISTANCE ULTIME R _m (MPa)	PARAMETRE ENERGETIQUE J _{IC} (kJ/m ²)
XC 35					
LONG STAT	$\approx 10^{-4}$	85 ± 8	797 ± 110	1128 ± 95	121 ± 23
LONG DYN	$\approx 10^{+2}$	100 ± 21	923 ± 220	1140 ± 255	158 ± 60
TRAV STAT	$\approx 10^{-4}$	70 ± 10	664 ± 75	894 ± 71	106 ± 30
TRAV DYN	$\approx 10^{+2}$	89 ± 15	872 ± 156	1012 ± 181	106 ± 29

Tableau XI : Caractérisation mécanique de l'acier XC 35 traité, température ambiante (cf. annexe III).

Nous constatons que les caractéristiques mécaniques augmentent sensiblement (≈ 13 à 21 %) entre une sollicitation statique et dynamique. Le sens de prélèvement travers est très défavorable entraînant une diminution des caractéristiques méca-

niques de l'ordre de 20% quelque soit la vitesse de déformation.

IV.1.2.2.2/ INFLUENCE DE LA TEMPERATURE

Nous avons effectué des essais de flexion trois points (statique et dynamique) à diverses températures (fig. 44 et 45) pour estimer :

- l'évolution des caractéristiques mécaniques,
- une température de transition à partir de laquelle la rupture fragile devient ductile (ou inversement).

Pour connaître cette température, nous pouvons déterminer la variation de la ténacité K_{IC} en fonction de la température par une loi du type suivant :

$$K_{IC} = K_{IC}^0 \exp (C T) \quad (44)$$

K_{IC}^0 : ténacité minimale (MPa/m) à 0 KELVIN ;

C : constante ;

T : température (KELVIN).

Avec les valeurs de la ténacité obtenues durant les essais dynamiques en fonction de la température, nous avons calculé les différents paramètres de la relation (44) soit :

- la température de transition : lorsque la ténacité atteint la valeur normalisée de 70 MPa/m,
- la ténacité minimale à la température 0 KELVIN ;

Les résultats sont consignés dans le tableau XII.

Ne disposant pas d'enceinte climatique, les calculs n'ont pas été effectués avec les résultats obtenus durant les essais statiques car la mesure de température est trop incertaines pour faire foi (≈ 5 à 10° C entre la surface et le coeur).

SENS DE PRELEVEMENT	TENACITE MINIMALE K_{IC}^0 (MPa/m)	COEFFICIENT C	TEMPERATURE DE TRANSITION (KELVIN)
[CRM]LONG	24,04	1,004	200
....TRAVERS	41,74	1,002	222

Tableau XII : Valeurs de la ténacité minimale et de la température de transition obtenues avec le modèle (44) pour l'acier XC 35.

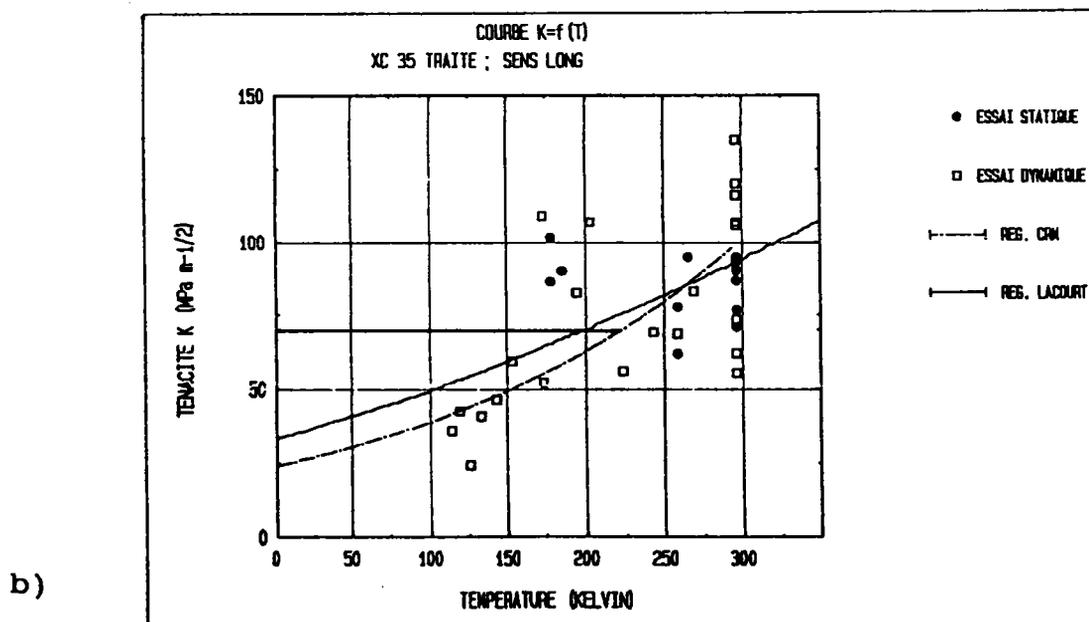
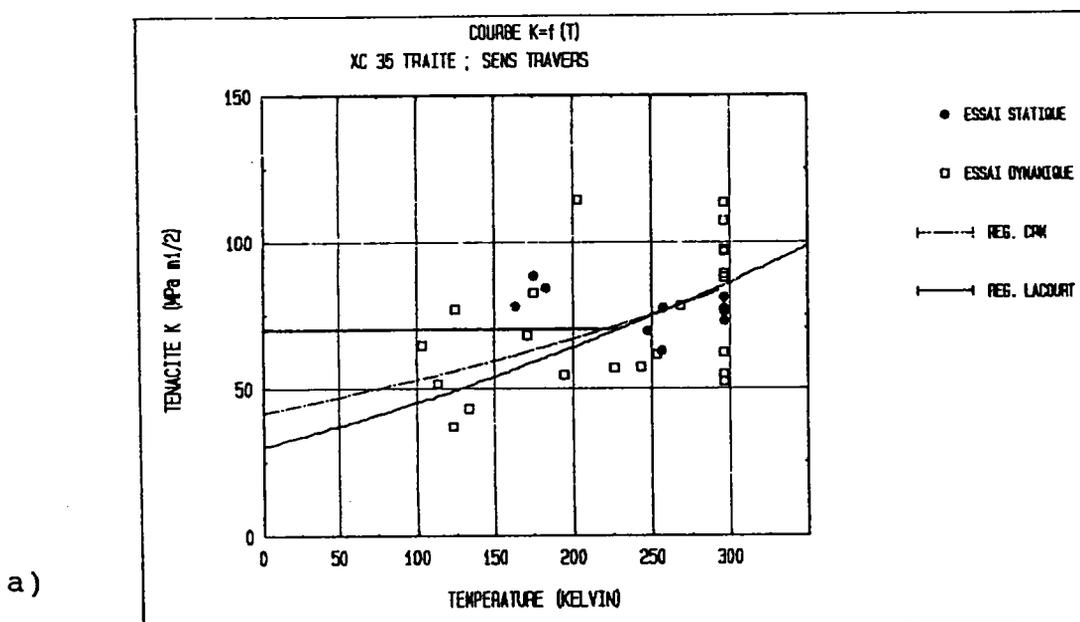


FIGURE 44 : Variation de la ténacité K_{IC} en fonction de la température (essais statique et dynamique)

a) l'acier XC 35 traite sens long

b) l'acier XC 35 traite sens travers.

Nous pouvons comparer le modèle (44) avec celui proposé par LACOURT [39] caractérisant la variation de la ténacité en fonction de la limite d'élasticité (fig. 44) pour le même acier. Les valeurs caractéristiques déterminées par ce modèle sont les suivantes :

SENS DE PRELEVEMENT	TENACITE MINIMALE K_{IC}^0 (MPa/m)	TEMPERATURE DE TRANSITION (KELVIN)
[LACOURT]LONG	33,3	222
....TRAVERS	30,4	227

Tableau XIII : Valeurs de la ténacité minimale et la température de transition obtenues avec le modèle de LACOURT [39] pour l'acier XC 35.

Nous pouvons calculer également une variation du paramètre énergétique J_{IC}^* (selon une loi identique à la relation (44)) en fonction de la température avec nos valeurs obtenues durant les essais dynamiques (fig. 45). Actuellement, il n'existe pas de définition de la température de transition à partir du paramètre énergétique J_{IC}^* .

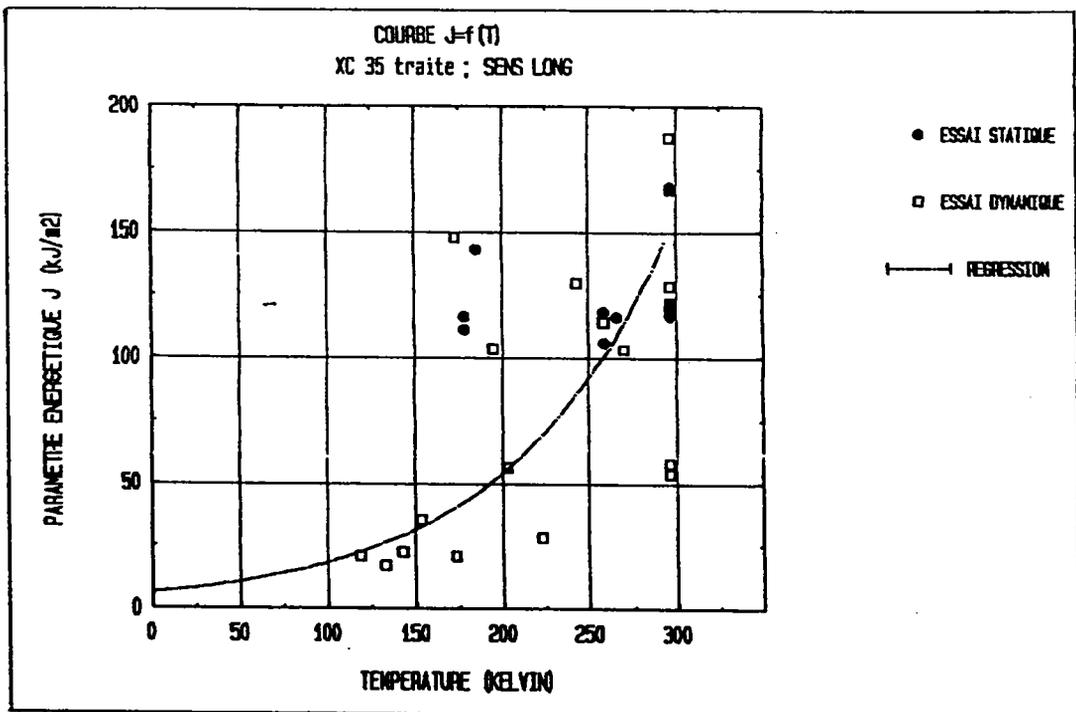


FIGURE 45 a) : Variation du paramètre énergétique J_{IC}^* en fonction de la température (essai statique et dynamique) pour l'acier XC 35 traite sens long .

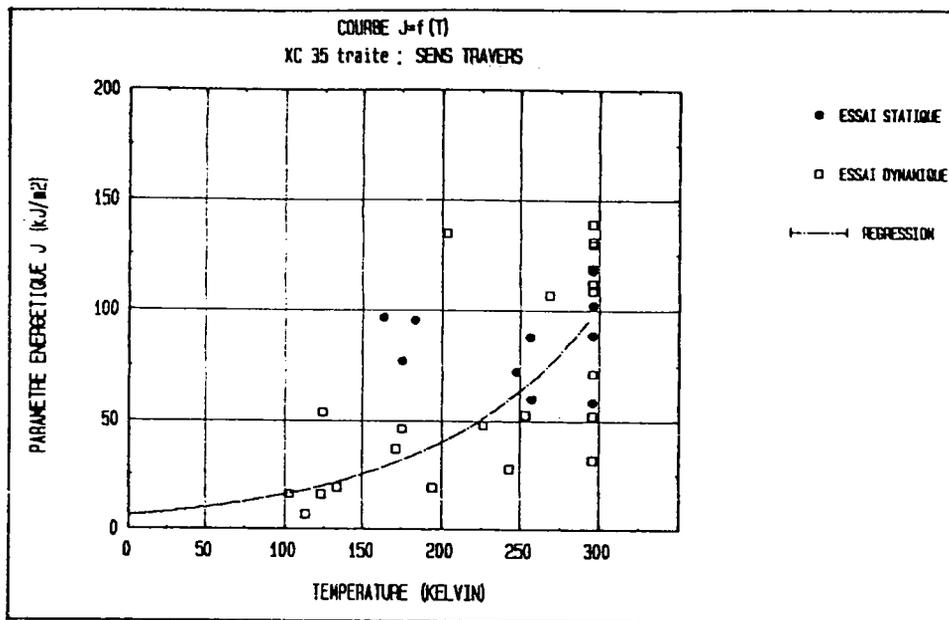


FIGURE 45 b) : Variation du paramètre énergétique J_{IC}^* en fonction de la température pour nos essais (statiques et dynamiques) pour l'acier XC 35 traité sens travers.

IV.1.2.2.3/ COURBE $J_{IC}^* - \Delta a_c$

Pour bien cerner le mécanisme de rupture, nous avons effectué une série d'essais afin de déterminer un diagramme entre la résistance à la rupture J_{IC}^* , l'accroissement de fissure $\Delta a_{critique}$, la déformée de l'éprouvette, et les différentes hypothèses géométriques pour mesurer la zone étirée.

ETUDE DE L'ACCROISSEMENT DE FISSURE

Les essais de flexion statique ont été effectués avec notre montage E.S.2. (permettant de connaître l'ouverture) selon les conditions opératoires précédemment définies. L'essai est interrompu à un certain niveau de contrainte (juste avant et après la charge maximale) : l'éprouvette est ensuite cassée à basse température à l'aide d'un mouton pendule.

L'accroissement critique (Δa_c) est alors très visible, et donc mesurable directement sur le faciès de rupture. Les résultats sont indiqués sur la figure 46 (Le détail de nos mesures est reporté en annexe III).

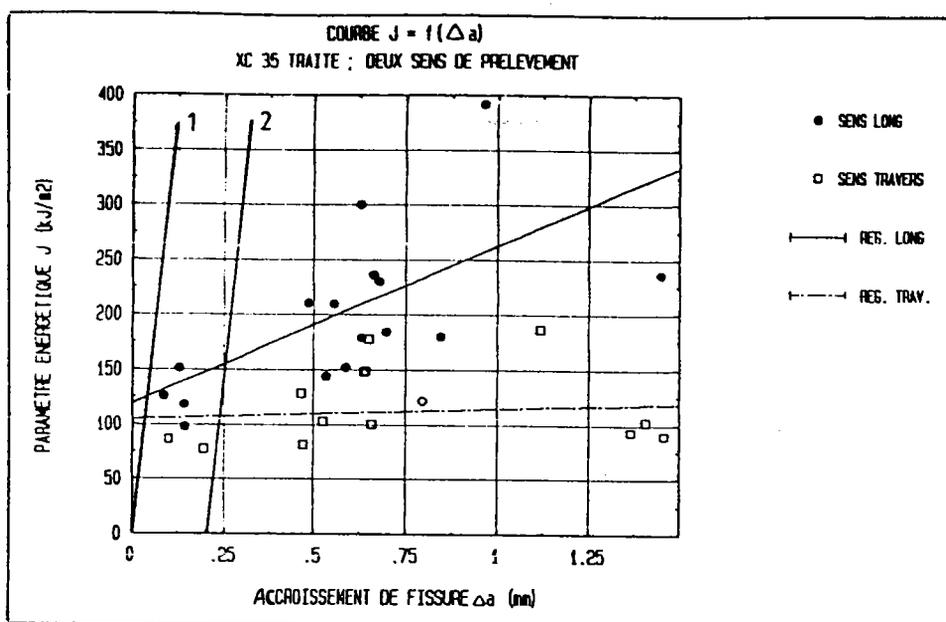


FIGURE 46 : Diagramme J en fonction de l'accroissement de fissure $\Delta a_{\text{critique}}$.

Le diagramme $J_{IC} - \Delta a_c$ ressemble beaucoup à la courbe $R - \Delta a$ décrit sur la figure 1. Nous avons tracé sur la figure 46, les droites suivantes :

- les droites de régression linéaire des résultats pour le sens long et travers dont les coefficients de corrélation sont respectivement 0,5 et 0,7 ;
- les droites $J=4 R_c \Delta a_c$ (repère 1) et $J=4 R_c \Delta a_c 0,2\%$ (repère 2) commune le sens long et travers (la limite d'élasticité étant très voisine, nous n'en avons tracé qu'une pour simplifier la lecture de la figure).

Nous pouvons constater que l'accroissement de fissure due à l'érouissage est très faible par rapport à celle du régime d'étirement (fig. 46) : l'expertise de nos faciès de rupture montre que la zone étirée est déjà créée.

ETUDE DE LA FLECHE

En interrompant nos essais à un certain stade de contrainte (donc de déformation), il nous a semblé intéressant de connaître la correspondance entre la flèche (Y) théorique et le déplacement de l'éprouvette mesuré en continu durant l'essai (DT) avec l'accroissement critique du fond fissure.

Dans le cas d'une force exercée au milieu d'une poutre

posée sur deux appuis, la déformée prise par l'éprouvette est extrapolée (dans le domaine élastique) par l'équation :

$$y(x) = \frac{P L^3}{48 E I} \quad (45)$$

avec P , la charge appliquée (daN) ;

I : moment quadratique (m^4).

Sur nos essais, nous avons calculé la flèche à la charge P_Q (obtenue par une pente à 5% inclinée par rapport à la pente élastique du matériau) et avec la charge P_{max} (fig. 47).

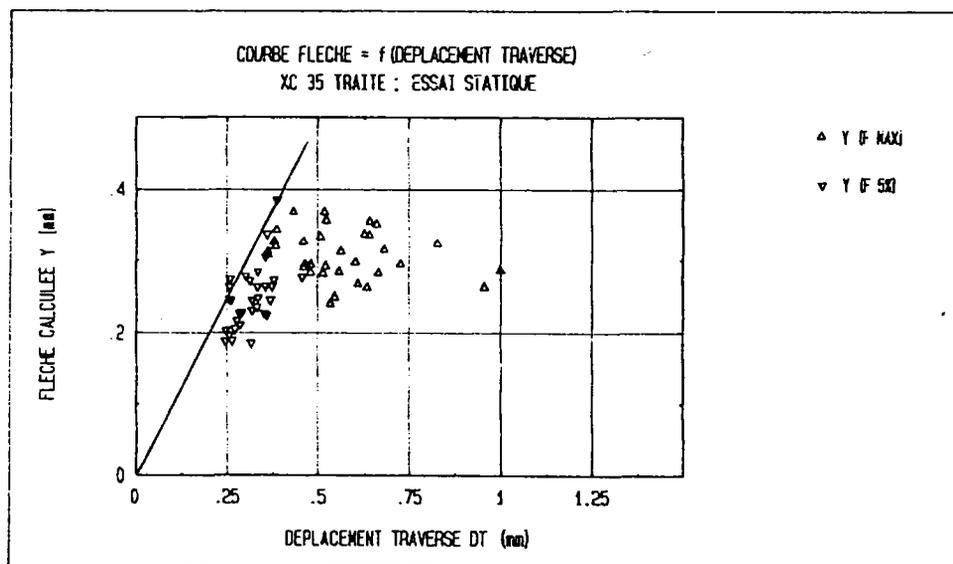


FIGURE 47 : Courbe flèche de l'éprouvette en fonction du déplacement traverse mesuré au cours de l'essai (▼ : flèche calculée avec P_Q ; ▲ : flèche calculée avec P_{max}).

L'observation de la figure 47 nous montre la difficulté de connaître précisément la flèche prise par l'éprouvette au cours d'essai de rupture lorsque la charge P dépasse la charge maximale.

Pendant, nous constatons que la flèche théorique est égale au déplacement de l'éprouvette durant le stade d'étirement des éprouvettes. Dans ce domaine, le déplacement traverse est également assimilable à l'accroissement de fissure

$\Delta a_{critique}$ (fig. 48).

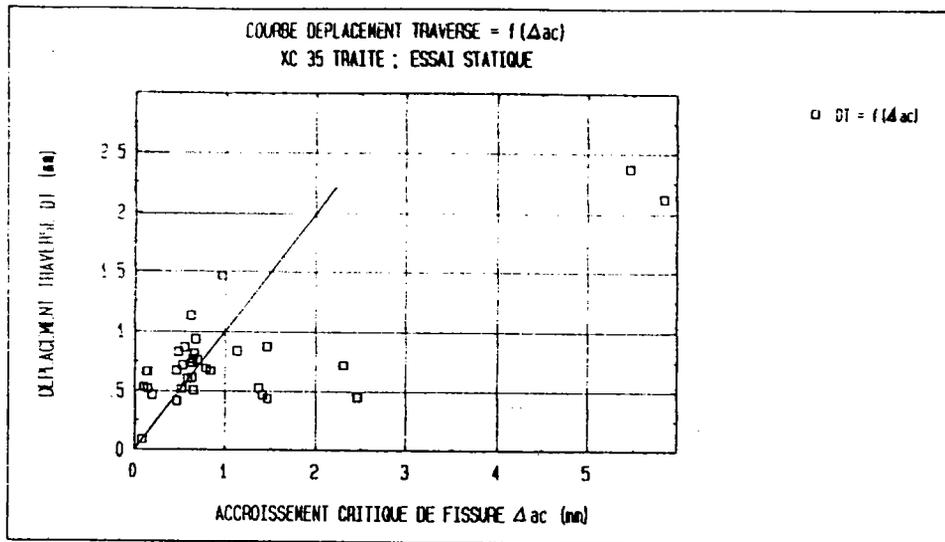


FIGURE 48 : Courbe du déplacement traverse mesuré pour plusieurs essais de rupture en fonction de l'accroissement critique de fissure Δ_{ac} sur l'acier XC 35 traité.

ETUDE DE L'OUVERTURE

Pour deux essais (7L1 et 7A52 ; fig. 49), nous avons calculé les différentes variations de l'écartement de fissure (δ) en fonction du déplacement de l'éprouvette (DT). Les relations utilisées sont prescrites par :

- la norme NF A-03-182,
- une recommandation établie par l'Institut de Soudure.

Cependant, avec chaque relation, nous avons calculé deux comportements d'éprouvettes en considérant qu'elle contient une fissure de longueur :

- constante : soit a_0 ;
- variable, en tenant compte d'un accroissement de fissure au cours de l'essai égale au déplacement pris par l'éprouvette : soit $(DT + a_0)$.

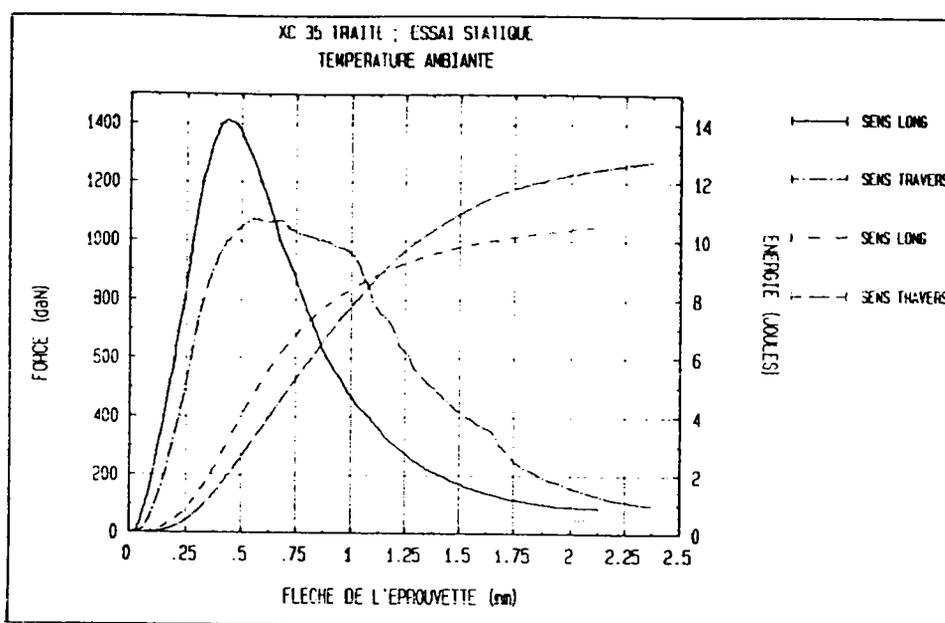


FIGURE 49 : Courbe force-flèche de l'éprouvette pour deux matériaux 7L1 (long) et 7A52 (transvers).

A) CALCUL DE L'OUVERTURE AVEC LA NORME

A partir des données numériques acquises à l'aide d'un extensomètre, nous calculons l'ouverture en fond de fissure définie par la norme NF A-03-182 (JUIN 1987) à l'aide d'une relation géométrique simple, en supposant l'existence d'un centre instantané de rotation :

$$\delta = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2 R_{P0,2} E} + \frac{0,4 (W - a_0)}{(0,4W + 0,6a_0 + Z)} V_P \quad (46)$$

où V_P est l'indication de l'écartement de l'extensomètre ;
 Z , la distance entre l'extensomètre et l'éprouvette.

La ténacité K_{IC} pour l'essai de flexion trois points est calculée par la formule suivante :

$$K_{IC} = \frac{P \cdot Y(a_0/W)}{B \cdot W^{\frac{3}{2}}} \quad (47)$$

- P : effort (NEWTON) ;
- K_{IC} : ténacité statique (MPa/m) ;
- a_0 : longueur de la fissure (mètre) ;
- W : largeur de l'éprouvette (mètre) ;
- B : épaisseur de l'éprouvette (mètre) ;
- Y : fonction de calibration de l'éprouvette (sans unité).

Le résultat du calcul avec l'équation 46 est visualisé sur la figure 50 (a).

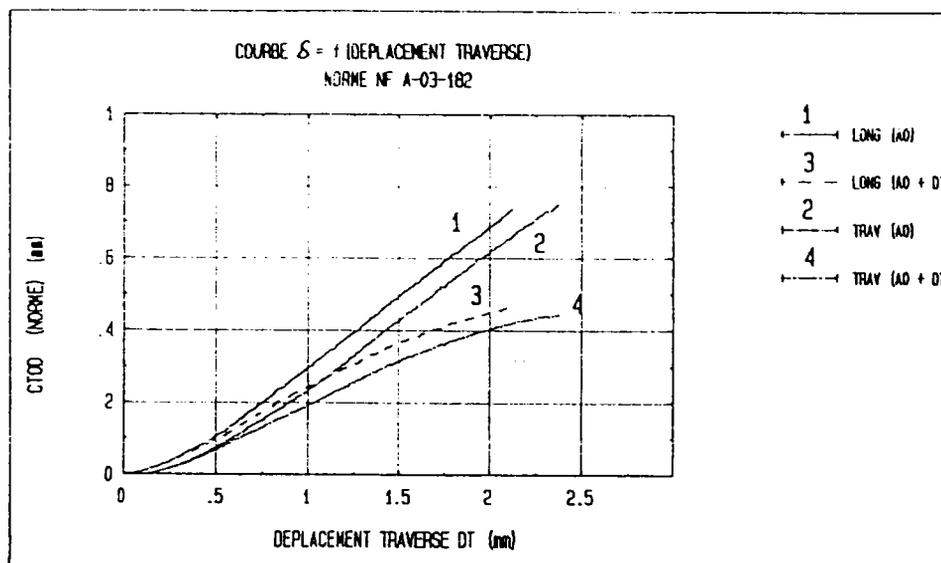


FIGURE 50 a) : Variation de l'écartement de fissure (NF A-03-182) en fonction de la flèche prise par l'éprouvette durant l'effort.

B) **CALCUL DE L'OUVERTURE PAR UNE RELATION EXPERIMENTALE (INSTITUT DE SOUDURE)**

Pour mener cette investigation, nous avons utilisé la relation (mise au point par un groupe de chercheurs au profit de l'Institut de Soudure [40]) identique à celle prescrite par les Techniques de l'Ingénieur (M-123), qui tient également compte de la présence d'un centre de rotation.

$$\delta = V_P \frac{1}{1 + 3 \frac{a + Z}{W - a}} \quad (48)$$

Le résultat de cette équation est visualisé sur la figure 50 (b).

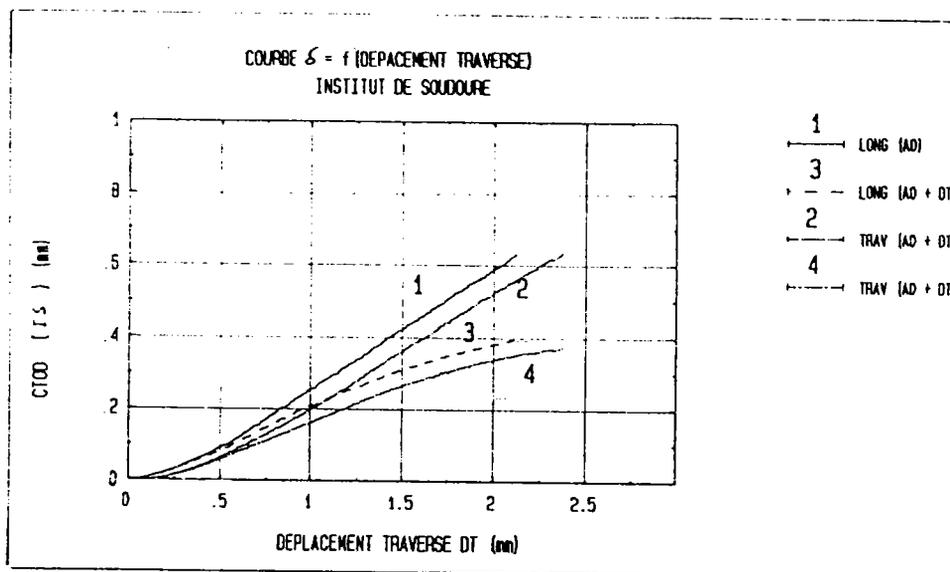


FIGURE 50 b) : Variation de l'écartement de fissure (Institut de Soudure) en fonction de la flèche prise par l'éprouvette durant l'effort.

C) CONCLUSIONS

L'observation simultanée des différentes courbes (3 et 4 des figures 50 a et b) montre que :

- les deux relations utilisées ne tiennent pas compte d'une éventuelle déformée de l'éprouvette pendant l'ouverture,
- l'écartement de fissure (δ) est relié à un déplacement de l'éprouvette (DT) par une relation linéaire du type :

$$3 \delta = DT \tag{ 49 }$$

qui avec nos hypothèses reliant H_{ZE} et L_{ZE} donne une relation de la forme suivante :

$$6 H_{ZE} = L_{ZE} \tag{ 50 }$$

En effet, durant le chargement de l'éprouvette, la présence d'un centre instantané de rotation vient créer des forces supplémentaires [41] au niveau du fond d'entaille et perturber le processus d'étirement.

IV.1.3/ L'ACIER 35 NCD 16

Durant les essais, nous avons remarqué que cet acier possède une limite d'élasticité voisine de la résistance ultime

sans pour autant être très fragile. Le tableau suivant résume nos résultats. Nos mesures sont explicitées en annexe III.

MATERIAU	VITESSE DE DEFORMATION $\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	TENACITE K _{IC} (MPa/m)	LIMITE D'ELASTICITE R _e (MPa)	RESISTANCE ULTIME R _m (MPa)	PARAMETRE ENERGETIQUE J _{IC} (kJ/m ²)
35 NCD 16	$\approx 10^{-4}$	80 ± 10	1024 ± 124	1052 ± 129	68 ± 12

Tableau XIV : Résultats des essais de rupture statique de l'acier 35 NCD 16.

Avec un matériau présentant de grandes caractéristiques mécaniques, il est intéressant d'effectuer une confrontation entre la ténacité et le critère ECO (énergie de rupture sur crique nulle) mesuré selon la norme NF A-04-181 (Juin 87) (fig. 51). Nous rappelons que la mesure de l'énergie ECO est un essai plus simple à réaliser que la mesure de la ténacité K_{IC}.

Grâce aux investigations de RAVEZ [42], une corrélation entre ECO et la ténacité K_{IC} est possible. Elle est définie par la norme NF A-03-184 (déc. 87), soit :

$$ECO = K_{IC}^2 / 1000 \quad (51)$$

Les valeurs obtenues sont les suivantes :

MATERIAU	ECO (J) (avec corrélation)	ECO (J) (fig. 51)
35 NCD 16	6,4	5,85

Tableau XV : Résultats des mesures du critère ECO pour l'acier 35 NCD 16.

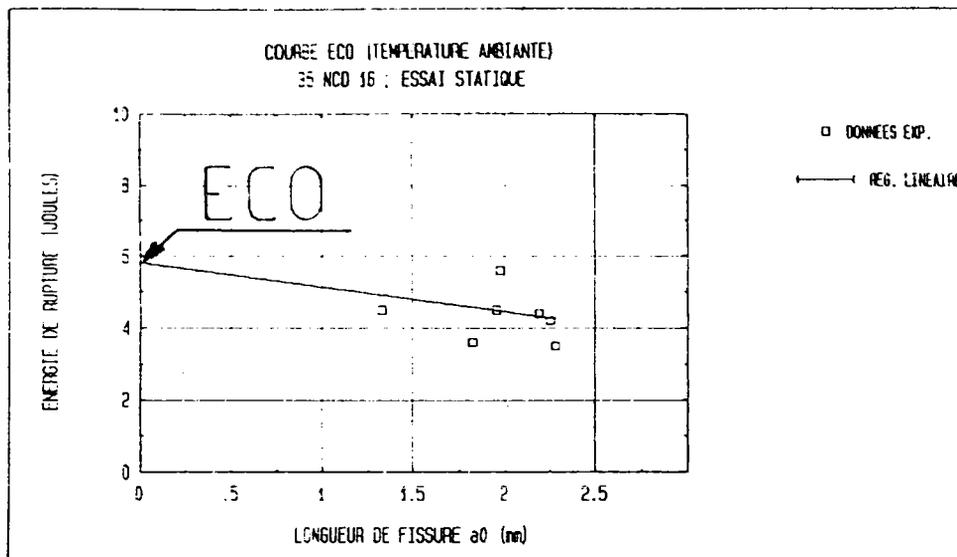


FIGURE 51 : Estimation du critère ECO pour l'acier 35 NCD 16 traité.

IV.2/ MESURE DE LA ZONE ETIREE

La procédure de mesure de la zone étirée, précédemment décrite, a été appliquée sur tous les faciès de rupture des matériaux testés.

IV.2.1/ MESURE DE LA ZONE ETIREE SUR LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

D'après les mesures effectuées par DI RUSSO [19] et HEE-RENS [25], la zone étirée de ces alliages d'aluminium est de faible dimension. Cela entraîne lors des mesures, des difficultés qu'il a fallu résoudre.

IV.2.1.1/ ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NICKELEES

Les profils de rupture ont été étudiés uniquement par la méthode de rugosimétrie, les données numériques acquises ont été utilisées pour calculer les paramètres de rugosité. Les résultats de nos mesures sont rassemblés dans le tableau XVI.

Pour nos alliages, nous pouvons déterminer les relations entre la longueur et la hauteur :

$$L_{ZE} = 1,833 H_{ZE} \text{ par rugosimétrie ; } \quad (52)$$

$$L_{ZE} = 2,906 H_{ZE} \text{ par rugosité ;} \quad (53)$$

$$L_{ZE} = 2,157 H_{ZE} \text{ par ondulation.} \quad (54)$$

IV.2.1.2/ ANALYSE DES FACIES AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE

De manière générale, les faciès présentent une fissure parallèle au fond d'entaille et perpendiculaire aux lèvres de la fissure (fig. 31 page 67). Dans certain cas, nous avons considéré que la fissure représente une longueur minimale de la zone étirée. Les mesures sont relevées dans le tableau XVI.

MATERIAU	MESURE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE Lze (µm)			
	Lze (M.E.B.) (elec. secon.)	ROGOSIMETRE Lze	ROGOSITE Lar	ONDULATION Lau
7949 * L	96 ± 32	57 ± 9	20 ± 6	55 ± 20
7949 L	40	67	11	24
7175 * L	50 ± 16	53 ± 9	108 ± 79	251 ± 20
7175 L	62 ± 16	57	87	206 ±
7175 T	87 ± 20	50 ± 6	25 ± 9	149 ± 66
7475 L	92 ± 24	47	99 ± 30	239
7475 * T	62 ± 3	63 ± 3	41 ± 28	128 ± 7
7475 T	66 ± 33	56 ± 3	40 ± 20	236 ± 89
MOYENNE ± ERREUR	69,27 23,34	56,17	53,92 4,007	160,9 186,6

MATERIAU	MESURE DE LA HAUTEUR Hze (µm)		
	ROGOSIMETRE Hze	ROGOSITE Hr	ONDULATION Hw
7949 * L	29 ± 1	11 ± 6	55 ± 20
7949 L	33	5	7
7175 * L	32 ± 1	37 ± 22	76 ± 11
7175 L	27	57	31
7175 T	30 ± 8	11 ± 4	32 ± 18
7475 L	26	49 ± 31	177
7475 * T	36 ± 2	13 ± 7	11 ± 6
7475 T	32 ± 4	16 ± 9	53 ± 38
MOYENNE ± ERREUR	30,64	24,99 18,43	55,39 80,8

Tableau XVI : Synthèse des mesures de la zone étirée effectuées sur nos trois alliages d'aluminium rompus à la température ambiante (repère * : essai mené à la vitesse de 3,68 m/s) ; (sans indication : essai mené à la vitesse de 4,38 m/s)

IV.2.1.3/ INFLUENCE DE LA VITESSE D'IMPACT SUR LA MESURE DE LA ZONE ETIREE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

L'analyse des résultats de la mesure de la zone étirée montre que la longueur et la hauteur de cette zone serait sensible à l'augmentation de la vitesse d'impact quand on passe de 3,68 à 4,38 m/s) avec une variation de l'ordre de 20 %.

Toutefois, les faibles dimensions de ces mesures ne nous permettent pas d'établir une corrélation précise.

IV.2.2/ MESURE DE LA ZONE ETIREE SUR L'ACIER XC 35

IV.2.2.1/ XC 35 ; ETAT RECUIT

Avec ce matériau, nous avons voulu mesurer la zone étirée en fonction de la taille de grains ($10 < d < 120 \mu\text{m}$).

IV.2.2.1.1/ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NICKELEES

Durant l'essai de flexion trois-points statique, ce matériau engendre une zone étirée de grande dimension (fig. 52). Le tableau XVII résume les différentes mesures effectuées sur les coupes nickelées et les calculs de rugosité qui s'y rapportent.

MESURE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU XC 35	COUPES NICKELEES $L_{ZE} (\mu\text{m})$	RUGOSITE $L_{AR} (\mu\text{m})$	ONDULATION $L_{AW} (\mu\text{m})$
RECUIT	111 ± 45	32 ± 17	94 ± 78

MESURE DE LA HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU XC 35	COUPES NICKELEES $H_{ZE} (\mu\text{m})$	RUGOSITE $L_R (\mu\text{m})$	ONDULATION $L_W (\mu\text{m})$
RECUIT	78 ± 32	14 ± 5	31 ± 24

Tableau XVII : Mesures de la longueur et de la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 recuit par grandeurs caractéristiques.

Nous pouvons observer sur la figure 53, l'écart de nos mesures par rapport à l'hypothèse $L_{ZE} = 2 H_{ZE}$. Les lois empiriques suivantes ont été tirées des résultats expérimentaux :

$$L_{ZE} = 1,42 H_{ZE} \text{ (coupes nickelées)} \quad (55)$$

$$L_{ZE} = 2,20 H_{ZE} \text{ après calcul de la rugosité} \quad (56)$$

$$L_{ZE} = 3,02 H_{ZE} \text{ après calcul de l'ondulation} \quad (57)$$

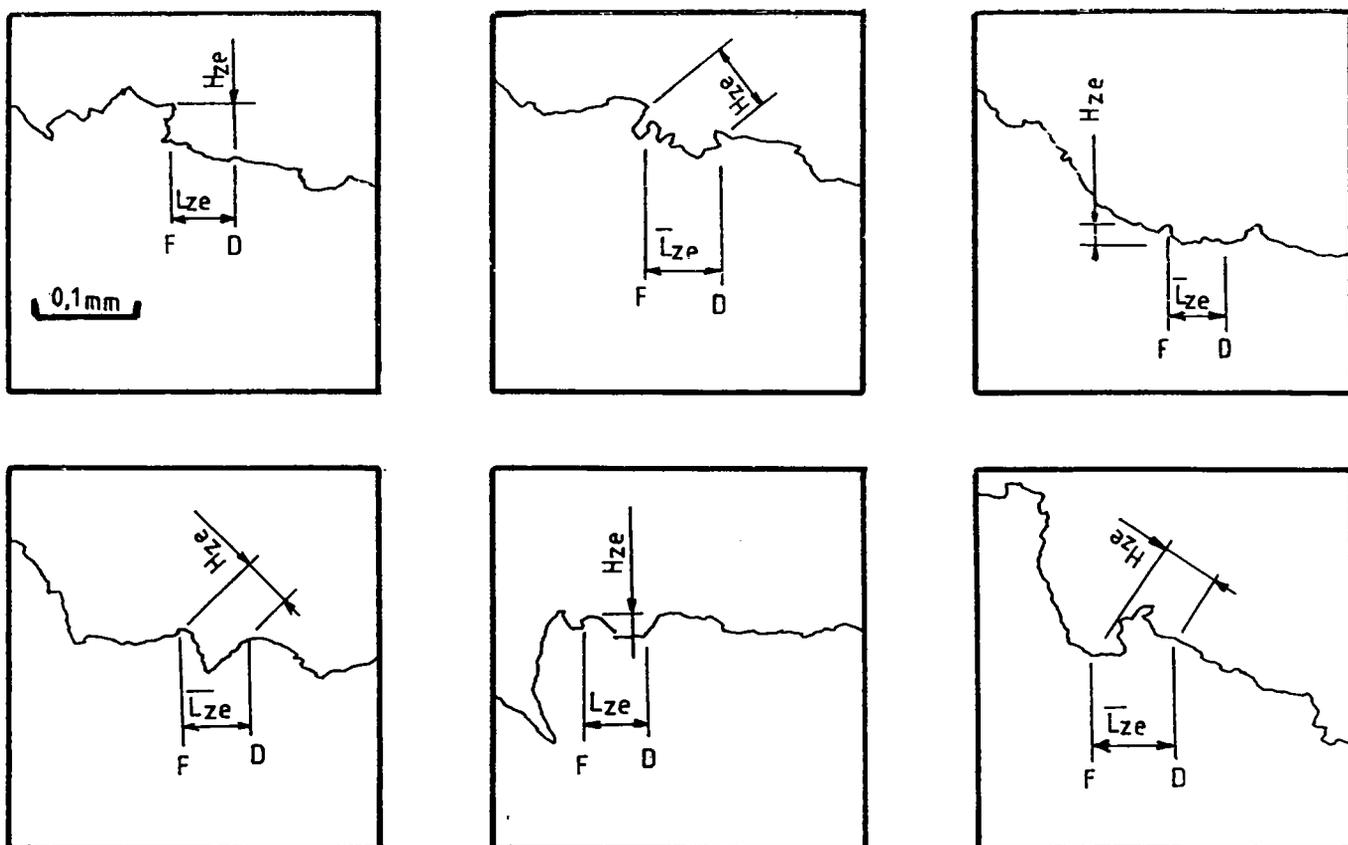


FIGURE 52 : Visualisation de différentes zones étirées pour nos échantillons en XC 35 recuit.

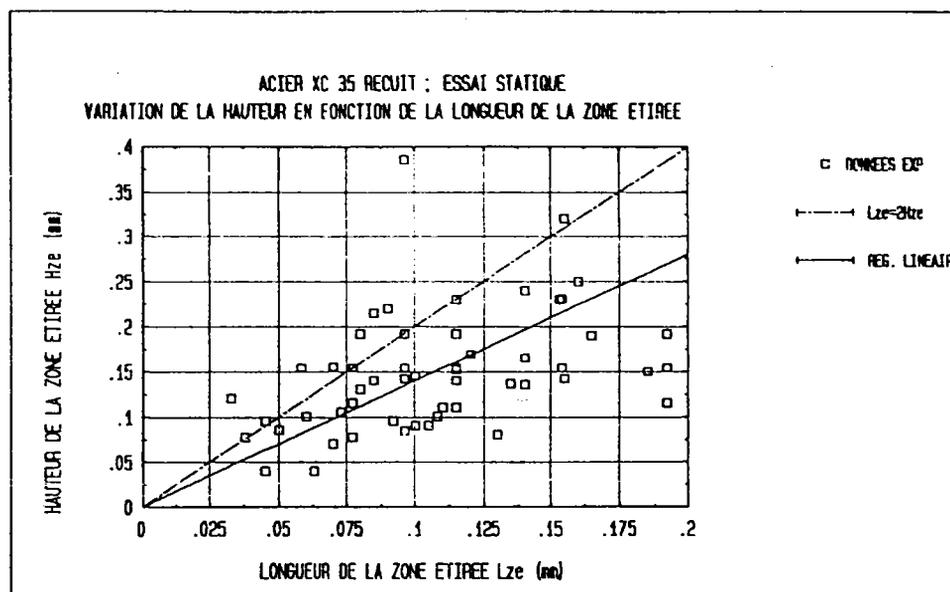


FIGURE 53 : Variation entre la longueur et la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 recuit, le coefficient de corrélation est de 0,35.

IV.2.2.1.2/ ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE DE L'ACIER XC 35 RECUIT

Les irrégularités du relief ne permettent pas toujours une observation, ni une mesure. Lorsque le repérage était possible (fig. 32), nous avons effectué la mesure (tab. XVIII) de la longueur de la zone étirée selon les prescriptions de la norme expérimentale allemande [23].

MATERIAU	Mesure de la longueur de la zone étirée L_{ZE}		
	électrons secondaires L_{ZE} (μm)	électrons rétrodiffusés L_{ZE} (μm)	coupes nickelées L_{ZE} (μm)
XC 35			
RECUIT	96 \pm 28	77 \pm 10	111 \pm 42

Tableau XVIII : Résultats des mesures effectuées sur les clichés obtenus au microscope électronique à balayage, et, comparaison des longueurs selon la technique des coupes nickelées (tab. XVII).

A plus fort grossissement, nous constatons que la zone étirée se présente comme une zone de rupture ductile fortement prononcée (fig. 54) par une forte concentration de "fil d'ange", caractéristique d'un déchirement par cupules.

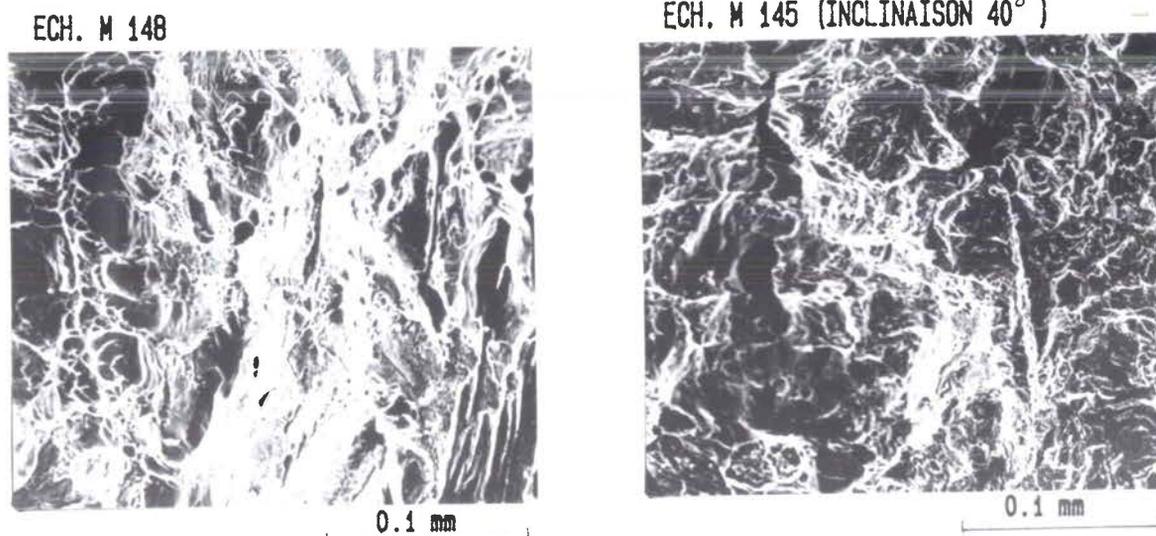


FIGURE 54 : Aspect de la zone étirée à plus fort grossissement.

IV.2.2.1.3/ INFLUENCE DE LA TAILLE DE GRAINS

Avec des aciers recuits, il est facile de déterminer une grosseur de grains (NF A 04-102). Le tableau XIX résume les résultats obtenus.

Echan. N°	INDICE G	DIAMETRE DES GRAINS d (μm)	COUPES NICKELEES	
			L _{ZE} (μm) moyenne	H _{ZE} (μm) moyenne
M 152	9	19,35	96	67
M 138	8	24,5	138	82
M 144	8	25,5	121	84
M 145	8	26,2	126	95
M 148	5	60,9	94	75
M 146	3	125,4	93	66

Tableau XIX : Résultats des mesures de la zone étirée avec les diamètres des grains.

Par analogie avec les travaux de PRAMA RAO [22] sur le fer ARMC0, nous avons représenté la variation de la taille de la zone étirée avec le diamètre moyen des grains à la puissance $-1/2$; les résultats sont portés sur la figure 55.

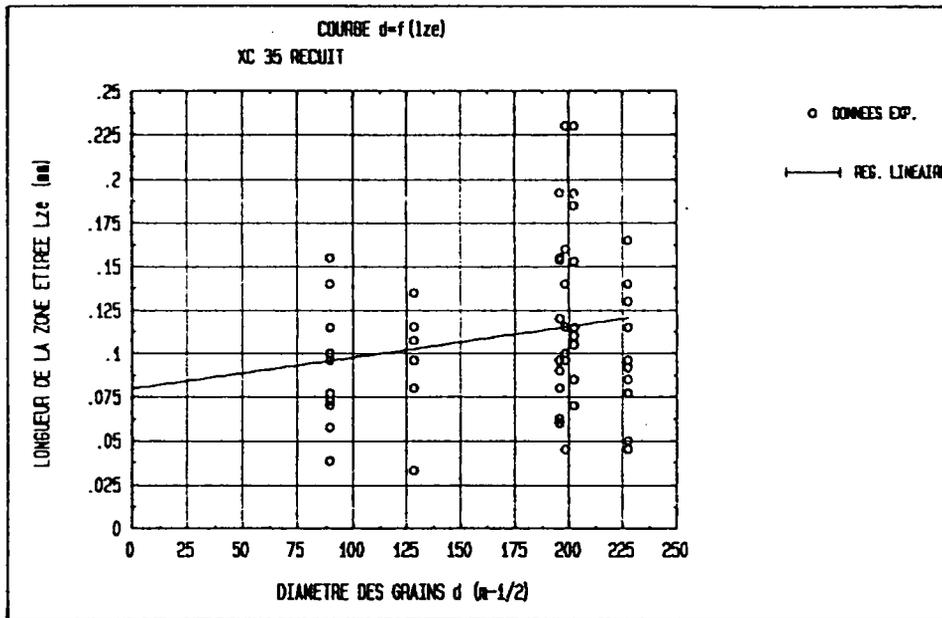


FIGURE 55 a) : Corrélation entre la longueur de la zone étirée et la racine carrée de la taille des grains.

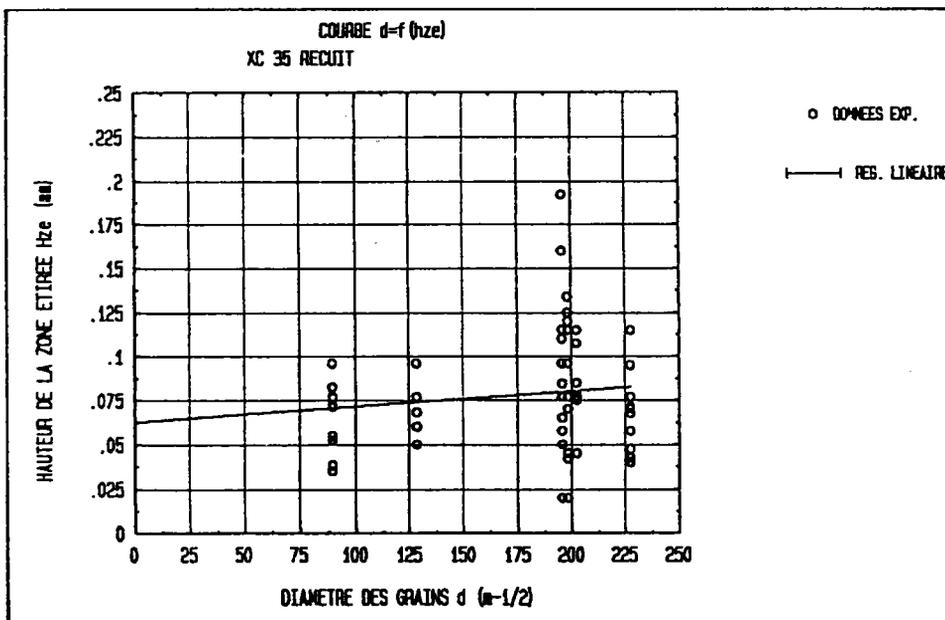


FIGURE 55 b) : Corrélation entre la hauteur de la zone étirée et la racine carrée de la taille des grains.

IV.2.2.2/ XC 35 ; ETAT TRAITÉ

Pour l'acier XC 35 traité, nous avons mesuré la zone étirée sur des éprouvettes rompues sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques en flexion trois-points pour deux sens de prélèvements.

IV.2.2.2.1/ ESSAI DE RUPTURE STATIQUE

ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NICKELÉES

Nous proposons sur la figure 56, quelques coupes de nos échantillons. La mesure de la zone étirée (tab. XX) nous a permis de déterminer, dans le cas de cet acier, les corrélations suivantes (fig. 57) :

$$\text{sens long : } L_{ZE} = 1,67 H_{ZE} \text{ (coupes nickelées)} \quad (58)$$

$$L_{ZE} = 1,59 H_{ZE} \text{ après calcul de la rugosité} \quad (59)$$

$$L_{ZE} = 4,47 H_{ZE} \text{ après calcul de l'ondulation} \quad (60)$$

$$\text{sens travers : } L_{ZE} = 1,59 H_{ZE} \text{ (coupes nickelées)} \quad (61)$$

$$L_{ZE} = 1,02 H_{ZE} \text{ après calcul de la rugosité} \quad (62)$$

$$L_{ZE} = 2,4 H_{ZE} \text{ après calcul de l'ondulation} \quad (63)$$

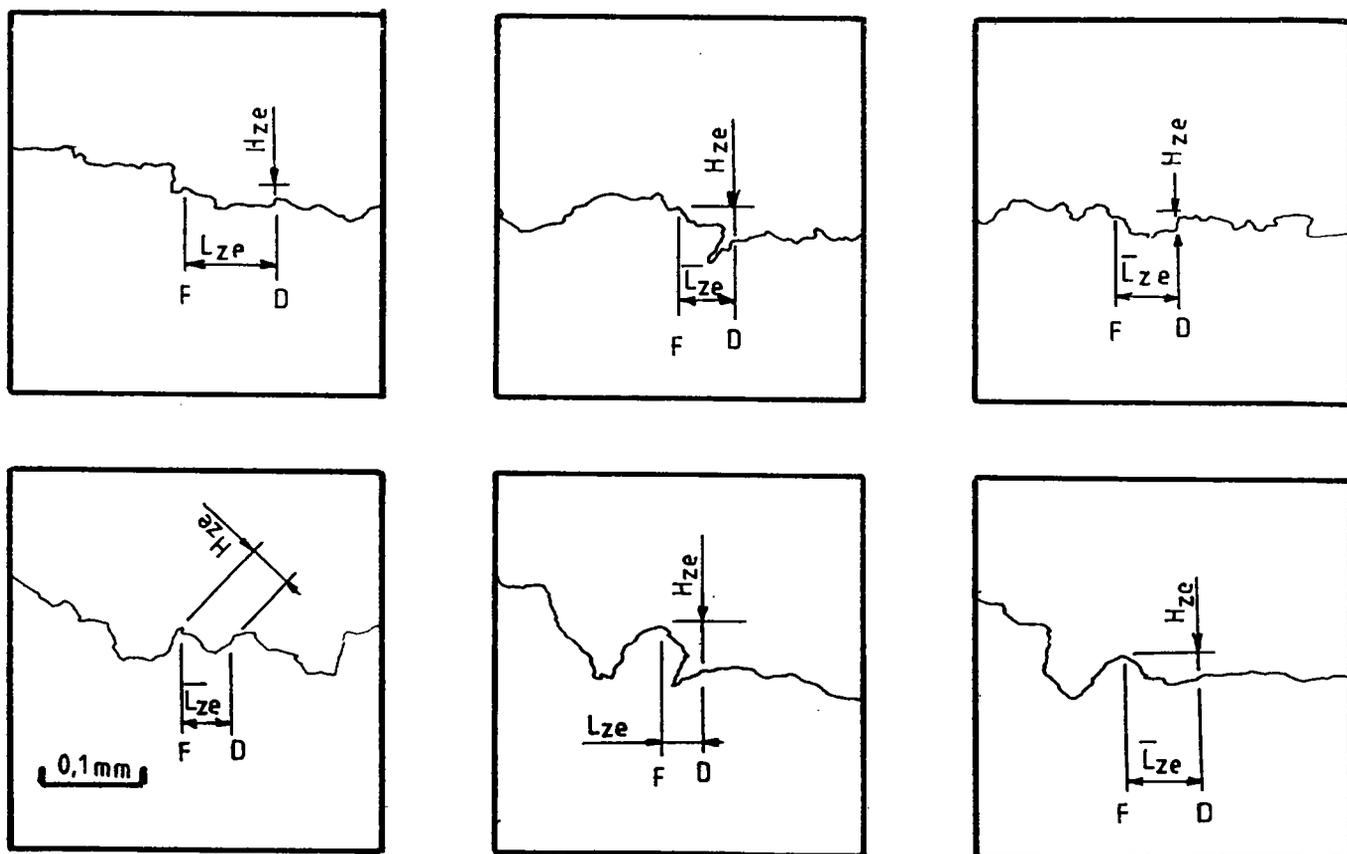


FIGURE 56 : Analyse des coupes des faciès de rupture de l'acier XC 35 traité, sens long.

MESURE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU XC 35 TRAITE	COUPES NICKELEES L_{ZE} (μm)	RUGOSITE L_{AR} (μm)	ONDULATION L_{AW} (μm)
SENS LONG toutes temp. ambiante....	69 ± 19	19 ± 18	101 ± 107
	69 ± 21	16 ± 19	120 ± 116
SENS TRAVERS toutes temp. ambiante....	73 ± 23	25 ± 24	144 ± 119
	71 ± 21	27 ± 22	101 ± 69

MESURE DE LA HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU XC 35 TRAITE	COUPES NICKELEES H_{ZE} (μm)	RUGOSITE H_R (μm)	ONDULATION H_W (μm)
SENS LONG toutes temp. ambiante....	41 ± 14	11 ± 4	22 ± 16
	44 ± 16	11 ± 4	18 ± 12
SENS TRAVERS toutes temp. ambiante....	45 ± 18	25 ± 7	60 ± 35
	45 ± 18	24 ± 7	50 ± 28

Tableau XX : Tableau synthétique de nos mesures de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai statique).

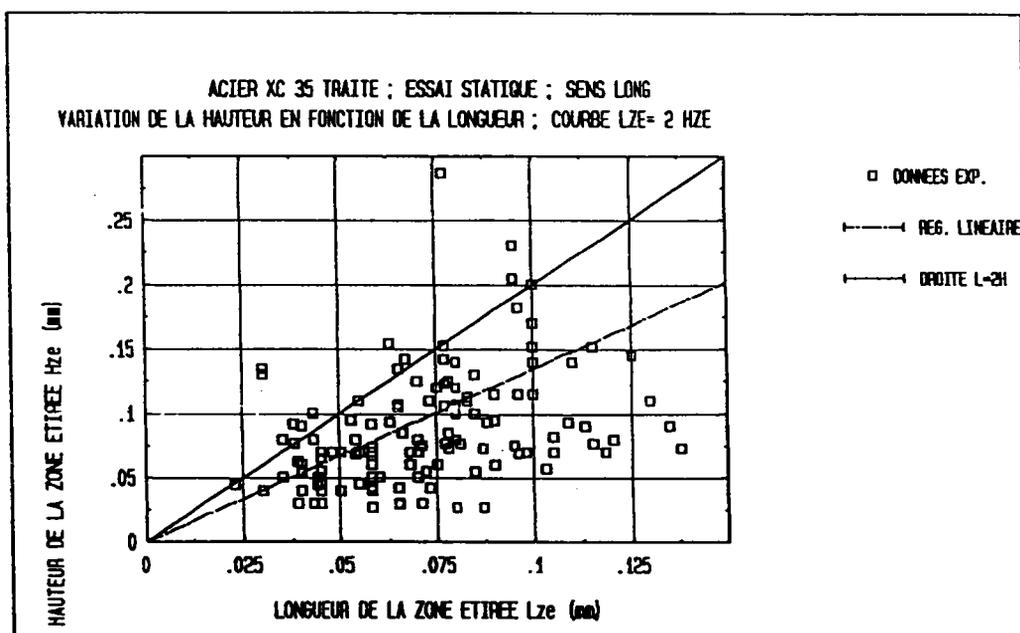


FIGURE 57 a) : Relation entre la longueur et la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (sens long), le coefficient de corrélation est de 0,4.

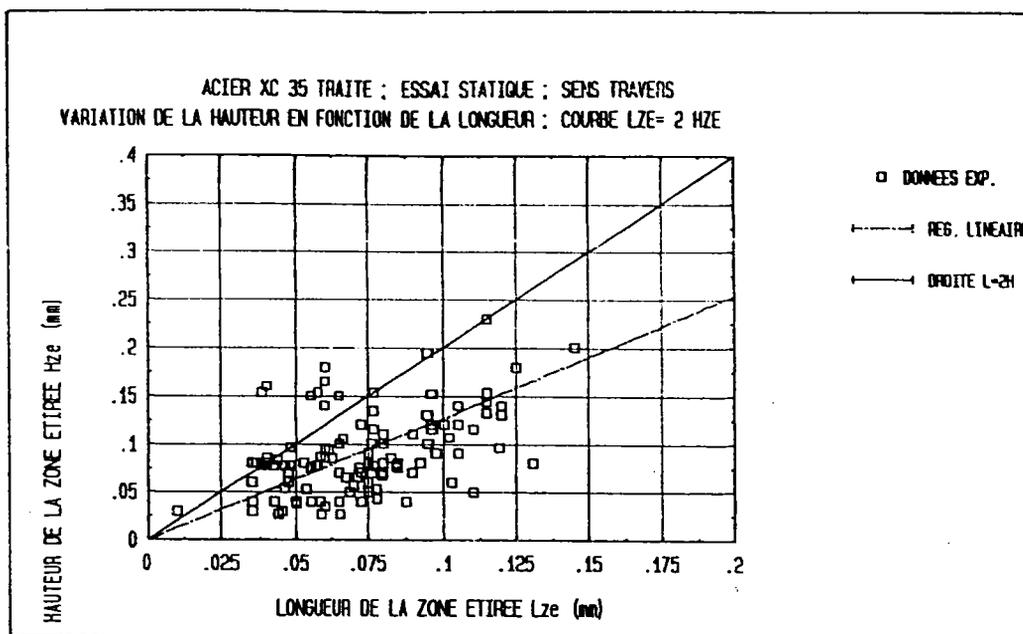


FIGURE 57 b) : Relation entre la longueur et la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens travers, le coefficient de corrélation est de 0,4.

ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE

Les résultats obtenus avec les clichés du microscope électronique à balayage sont consignés dans le tableau XXI, et sont identiques à ceux obtenus par la méthode des coupes.

MATERIAU XC 35 TRAITE	COUPES NICKELEES L_{ZE} (μm)	OBSERVATION AU M.E.B. L_{ZE} (μm)
SENS LONG	69 ± 19	51 ± 11
SENS TRAVERS	73 ± 23	66 ± 28

Tableau XXI : Synthèse de nos mesures de la longueur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai statique) obtenues par la microscopie électronique.

IV.2.2.2.2/ ESSAI DE RUPTURE DYNAMIQUE

ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NICKELEES

Nous indiquons sur la figure 58, quelques zones étirées caractérisant l'acier XC 35 en sollicitation dynamique.

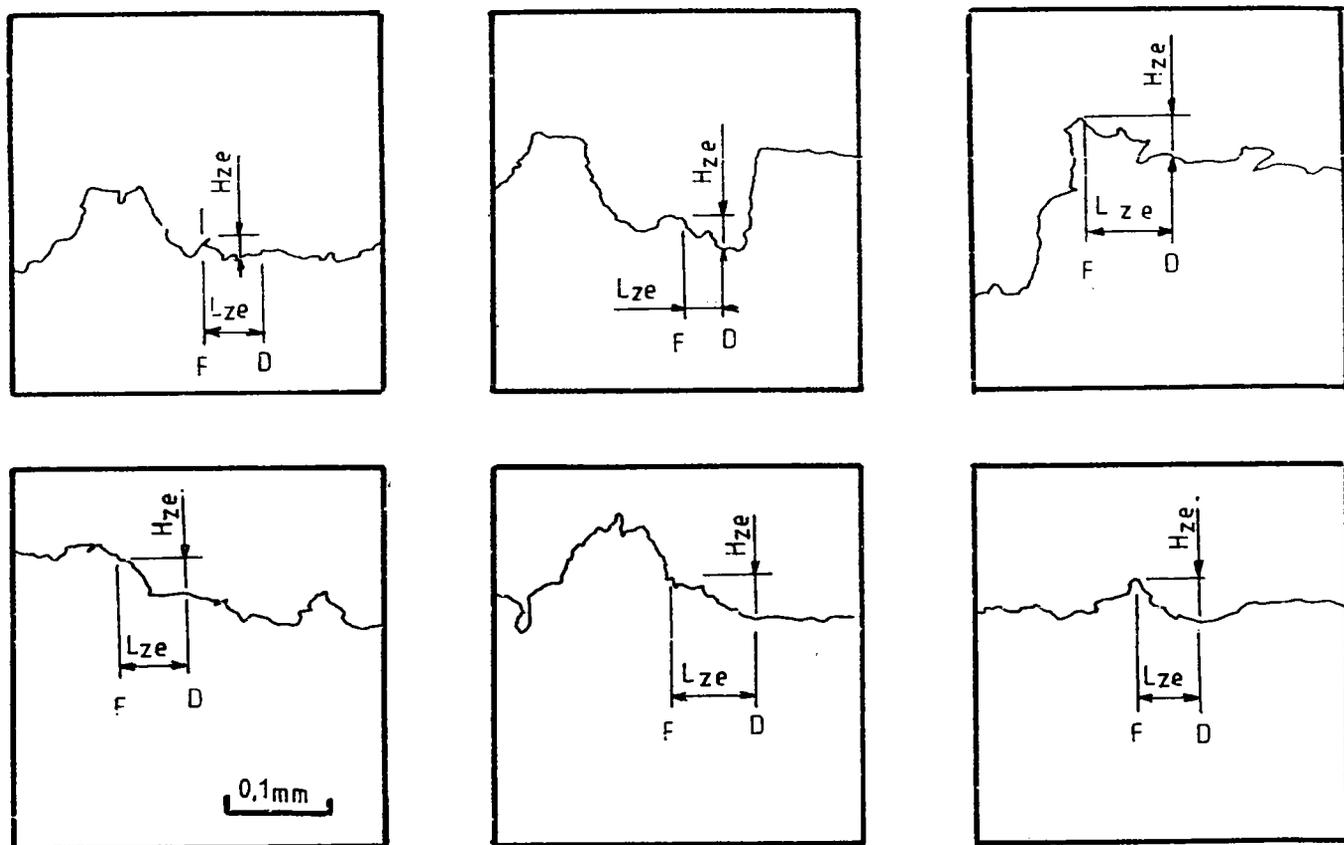


FIGURE 58 : Analyse des coupes des faciès de rupture de l'acier XC 35 traité, essai dynamique.

Le tableau XXII regroupe les résultats acquis selon les deux méthodes d'observation (coupes nickelées et méthode rugosimétrique) et le calcul des paramètres de rugosité.

MESURE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU XC 35 TRAITE	COUPES NICKELEES L_{ZE} (μm)	RUGOSITE L_{AR} (μm)	ONDULATION L_{AW} (μm)
SENS LONG...	Toutes Temp.	54 \pm 13	26 \pm 30
	Ambiante....	67 \pm 17	33 \pm 37
SENS TRAVERS	Toutes Temp.	54 \pm 15	22 \pm 19
	Ambiante....	64 \pm 18	28 \pm 20

Tableau XXII a) : Résultats de la mesure de la longueur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique).

MESURE DE LA HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE				
MATERIAU XC 35 TRAITE	COUPES NICKELEES H_{ZE} (μm)	RUGOSITE H_R (μm)	ONDULATION H_W (μm)	
SENS LONG.....	Toutes Temp.	28 ± 11	15 ± 7	34 ± 20
	Temp. Ambiante	34 ± 13	19 ± 8	42 ± 25
SENS TRAVERS..	Toutes Temp.	28 ± 13	15 ± 10	29 ± 24
	Temp. Ambiante	34 ± 19	23 ± 8	43 ± 29

Tableau XXII b) : Résultats de la mesure de la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique).

Les résultats concernant la mesure de la zone étirée sont visualisés sur la figure 59, pour les deux sens de prélèvement. Le calcul des pentes des droites donnent les corrélations suivantes :

$$\text{sens long : } L_{ZE} = 1,9 H_{ZE} \text{ (coupes nickelées)} \quad (64)$$

$$L_{ZE} = 1,68 H_{ZE} \text{ après calcul de la rugosité} \quad (65)$$

$$L_{ZE} = 3,6 H_{ZE} \text{ après calcul de l'ondulation} \quad (66)$$

$$\text{sens travers : } L_{ZE} = 1,92 H_{ZE} \text{ (coupes nickelées)} \quad (67)$$

$$L_{ZE} = 1,51 H_{ZE} \text{ après calcul de la rugosité} \quad (68)$$

$$L_{ZE} = 3,98 H_{ZE} \text{ après calcul de l'ondulation} \quad (69)$$

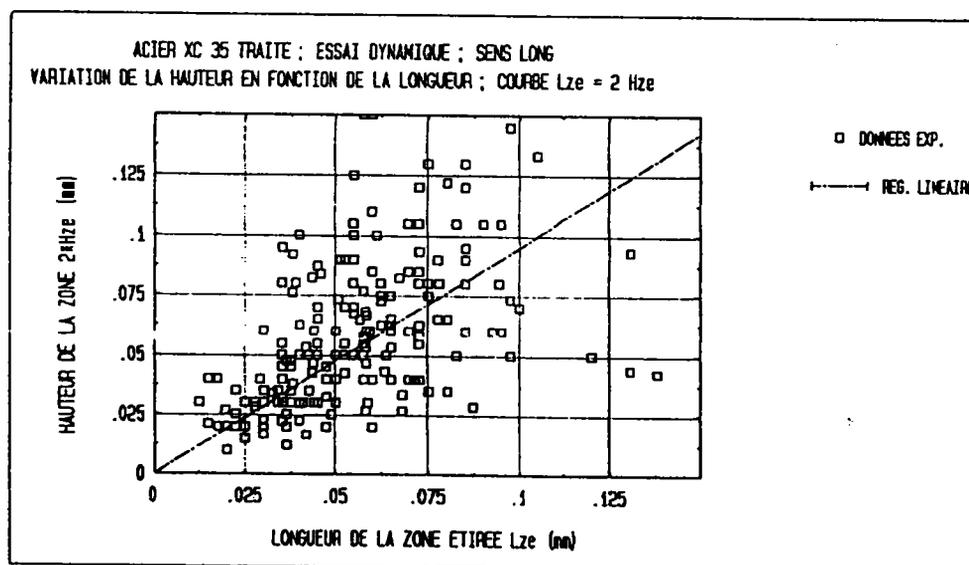


FIGURE 59 a) : Relation entre la longueur et la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens long, le coefficient de corrélation est de 0,49.

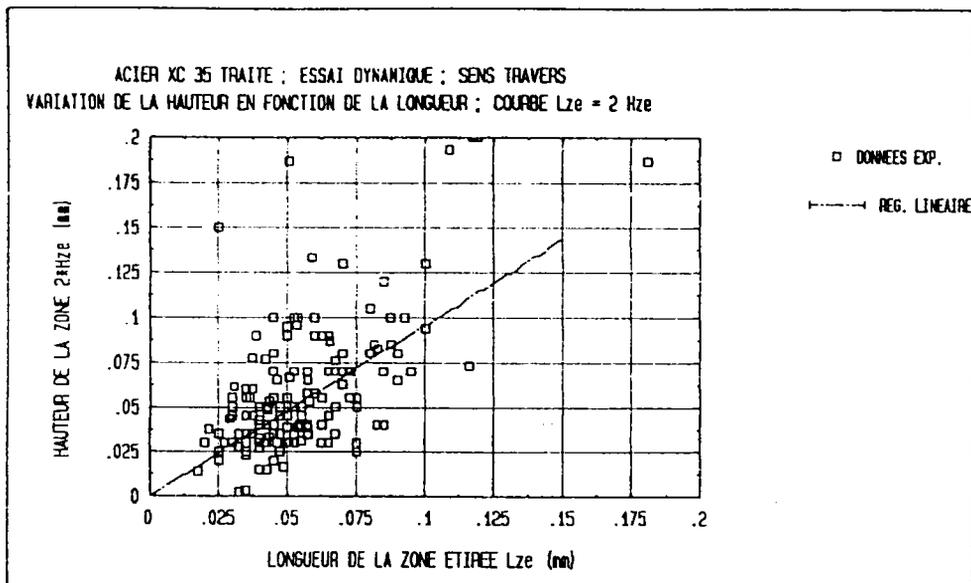


FIGURE 59 b) : Relation entre la longueur et la hauteur de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, sens travers, le coefficient de corrélation est de 0,13.

ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE

Nous présentons les mesures de la zone étirée obtenues avec le microscope électronique à balayage (tab. XXIII).

MATERIAU XC 35 TRAITE	COUPES NICKELEES LZE (μm)	OBSERVATION AU M.E.B. LZE (μm)
SENS LONG...		
Toutes Temp.	54 \pm 13	33 \pm 27
Temp. Ambiante	67 \pm 17	45 \pm 32
SENS TRAVERS..		
Toutes Temp.	54 \pm 15	42 \pm 24
Temp. Ambiante	64 \pm 18	65 \pm 15

Tableau XXIII : Résultats de la mesure au microscope à balayage de la zone étirée pour l'acier XC 35 traité, essai dynamique, sens long et travers.

INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA MESURE DE LA ZONE ETIREE

Avec nos essais effectués à toutes températures, nous avons classé nos mesures de la zone étirée en fonction de la température.

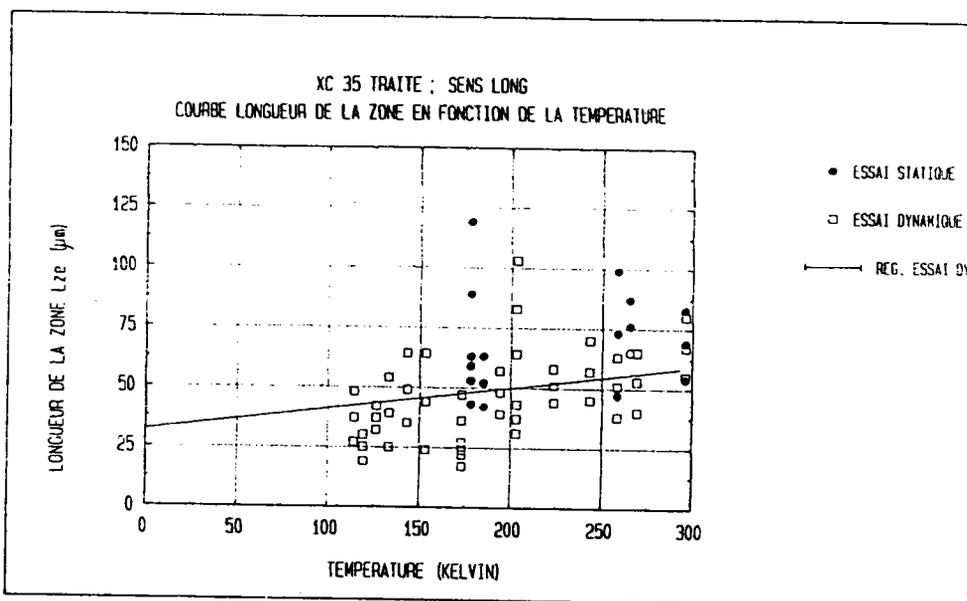


FIGURE 60 a) : Variation de la longueur de la zone étirée en fonction de la température pour l'acier XC 35, traité, sens long, le coefficient de corrélation est de 0,59.

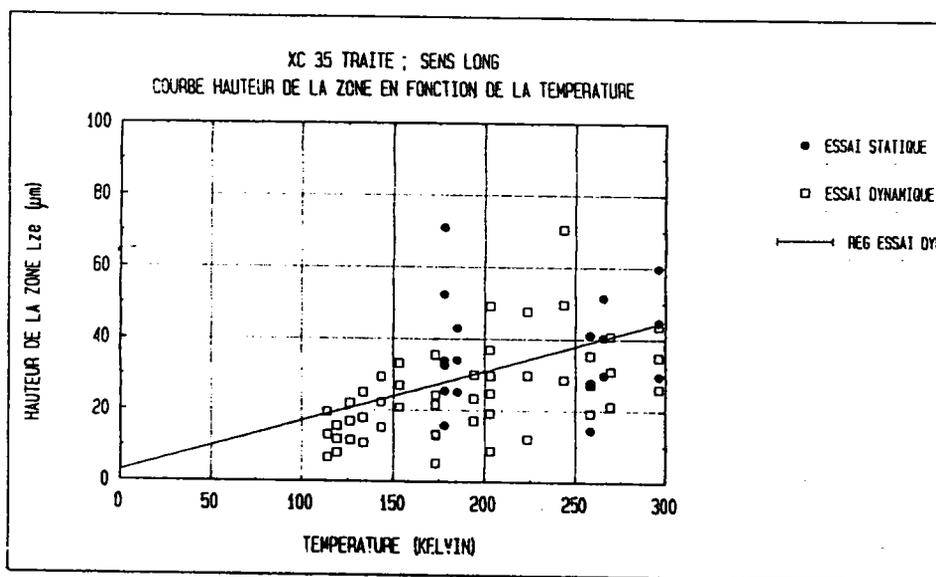


FIGURE 60 b) : Variation de la hauteur de la zone étirée en fonction de la température pour l'acier XC 35, traité, sens long, le coefficient de corrélation est de 0,5.

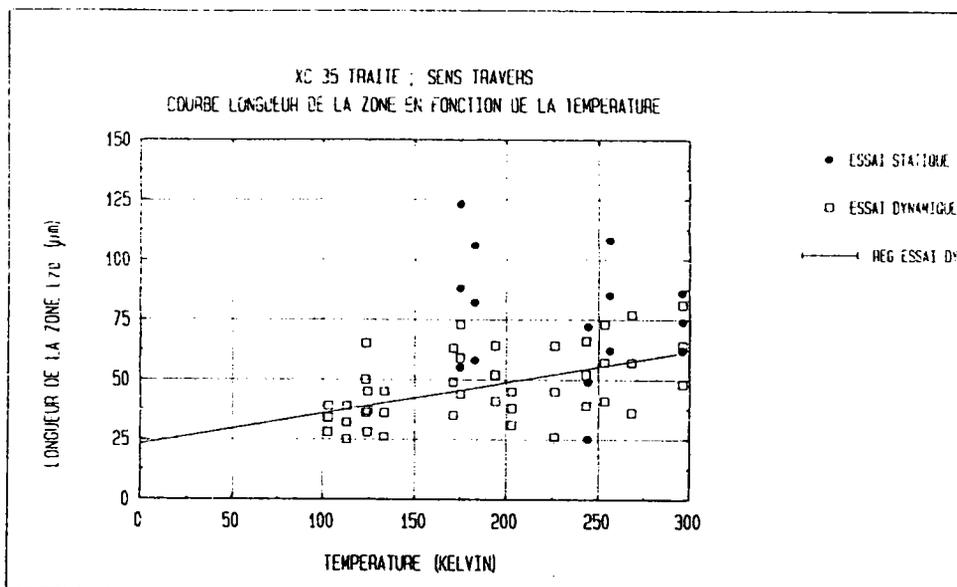


FIGURE 60 c) : Variation de la longueur de la zone étirée en fonction de la température pour l'acier XC 35 traité, sens travers, le coefficient de corrélation est de 0,25.

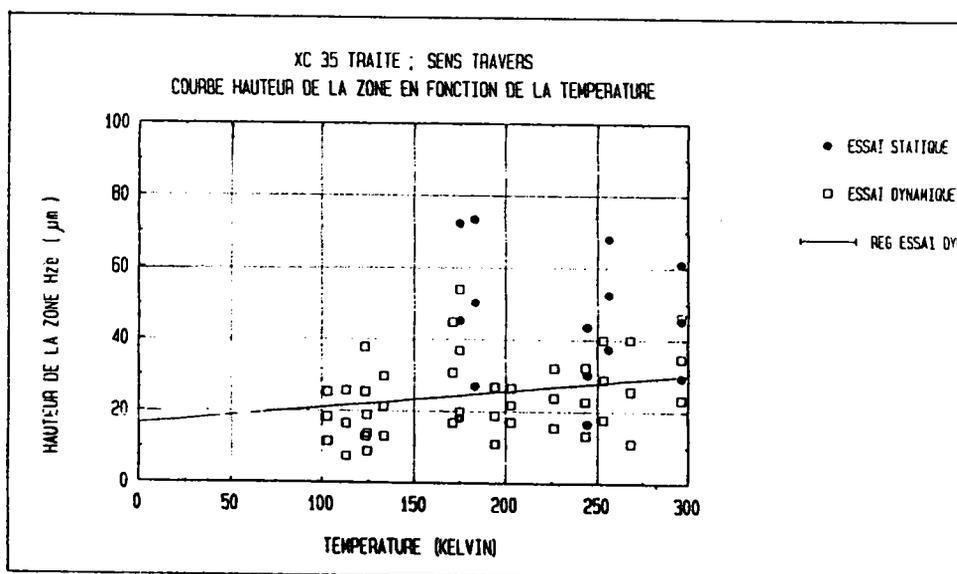


FIGURE 60 d) : Variation de la hauteur de la zone étirée en fonction de la température pour l'acier XC 35 traité, sens travers, le coefficient de corrélation est de 0,35.

L'intersection des droites de régression avec la droite représentant la température 0 KELVIN nous permet de déterminer une longueur et une hauteur de la zone étirée à 0 KELVIN (tab XXIV).

MESURE DE LA ZONE ETIREE A 0 KELVIN		
MATERIAUX	L_{ZE} (μm)	H_{ZE} (μm)
XC 35 DYN. LONG.	31,88	2,82
XC 35 DYN. TRAV.	22,91	16,32

Tableau XXIV : Valeur de la zone étirée à 0 KELVIN par corrélation pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique).

IV.2.3/ L'ACIER 35 NCD 16

IV.2.3.1/ ANALYSE DES PROFILS DE RUPTURE OBTENUS PAR LES COUPES NICKELEES

La structure étant très fine, et la limite d'élasticité élevée, il est normal que le déchirement à fond de fissure soit faible. Les différentes coupes effectuées sur nos échantillons le prouvent (fig. 61).

Avec ces profils, nous pouvons mesurer la zone étirée. Le tableau XXV en rassemble les résultats.

MESURE DE LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU	COUPES NICKELEES L_{ZE} (μm)	RUGOSITE L_{AR} (μm)	ONDULATION L_{AW} (μm)
35 NCD 16	37 ± 12	20 ± 12	92 ± 54

MESURE DE LA HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE			
MATERIAU	COUPES NICKELEES H_{ZE} (μm)	RUGOSITE H_R (μm)	ONDULATION H_W (μm)
35 NCD 16	14 ± 7	$1,3 \pm 0,9$	$3,2 \pm 2,7$

Tableau XXV : Résultats des mesures sur les éprouvettes de l'acier 35 NCD 16.

Avec nos divers résultats, nous obtenons les corrélations linéaires suivantes :

$$L_{ZE} = 2,058 H_{ZE} \text{ (coupes nickelées)} \quad (70)$$

$$L_{ZE} = 1,68 H_{ZE} \text{ après calcul de la rugosité} \quad (71)$$

$$L_{ZE} = 3,6 H_{ZE} \text{ après calcul de l'ondulation} \quad (72)$$

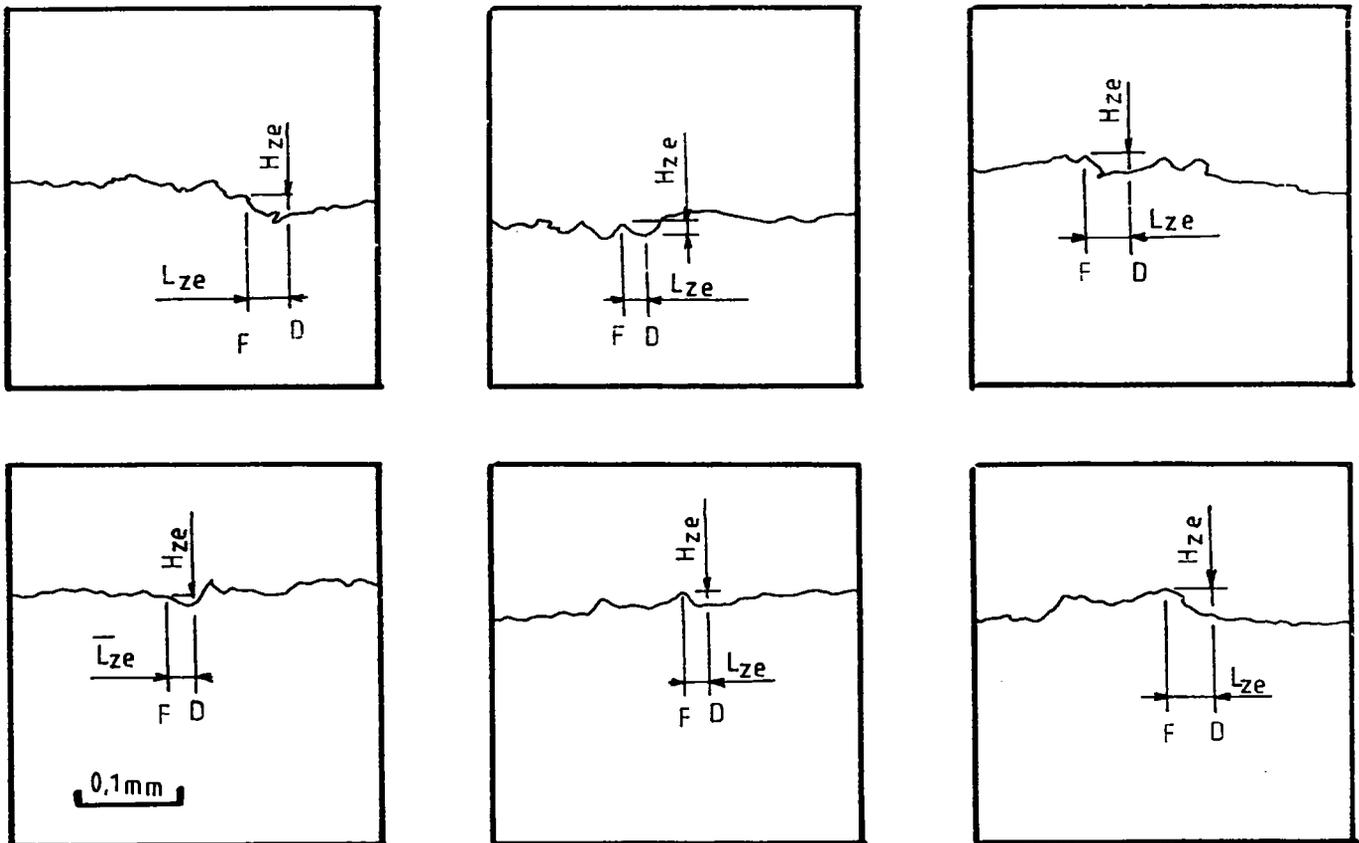


FIGURE 61: Analyse des coupes des faciès de rupture de l'acier 35 NCD 16 traité, essai statique.

IV.2.3.2/ ANALYSE DES FACIÈS DE RUPTURE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE

La visualisation de la zone étirée du 35 NCD 16 est très délicate car sa taille est petite, et, le relief inexistant : l'observation est donc assez délicate (fig. 35). Toutefois, le tableau XXVI rassemble nos mesures.

MATERIAU	COUPES NICKELEES L_{ZE} (μm)	OBSERVATION AU M.E.B. L_{ZE} (μm)
35 NCD 16	38 ± 12	40 ± 6

Tableau XXVI : Résultats de la mesure de la longueur de la zone étirée au microscope à balayage pour l'acier 35 NCD 16.

IV.3/ RELATION ENTRE LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE ET LA ZONE ETIREE

Pour nos matériaux, nous allons maintenant établir un lien entre les paramètres de la mécanique de la rupture (calculés à partir des enregistrés durant les essais de flexion trois-points), et la mesure de la zone étirée (résultant des observations des profils obtenus par la technique des coupes nickelées et par l'utilisation du rugosimètre).

IV.3.1/ INFLUENCE DE LA LIMITE ELASTIQUE

Nous avons rassemblé pour chaque résultat de la zone étirée (la longueur L_{ZE} (μm), la hauteur H_{ZE} (μm)) et la limite d'élasticité R_e (MPa) associée (fig. 62). Nous obtenons les corrélations suivantes (essai de flexion trois-points) :

Les corrélations pour les aciers (tous résultats confondus, éprouvettes rompues à la température ambiante) sont :

$$L_{ZE} = - 1,05 \cdot 10^{-1} R_e + 154,4 \quad (73)$$

$$H_{ZE} = - 9,61 \cdot 10^{-2} R_e + 123,3 \quad (74)$$

Les corrélations linéaires obtenues pour les alliages d'aluminium donnent les résultats suivants :

$$L_{ZE} = - 1,03 \cdot 10^{-2} R_e + 60,6 \quad (75)$$

$$H_{ZE} = 5,96 \cdot 10^{-5} R_e + 30,3 \quad (76)$$

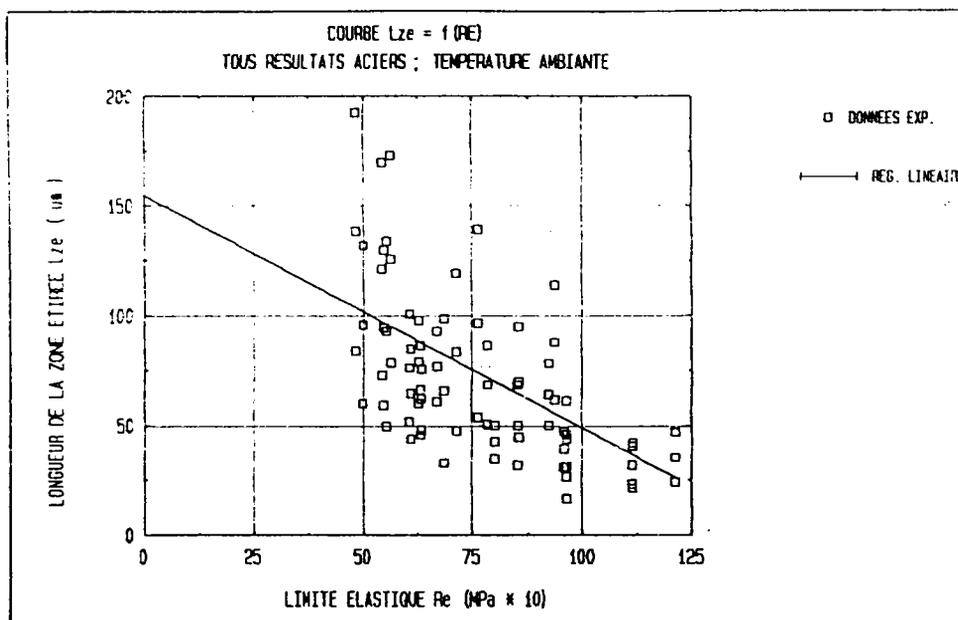


FIGURE 62 a) : Variation de la limite d'élasticité R_e en fonction de la longueur de la zone étirée L_{ze} pour tous les aciers à la température ambiante (le coefficient de corrélation est de 0,48).

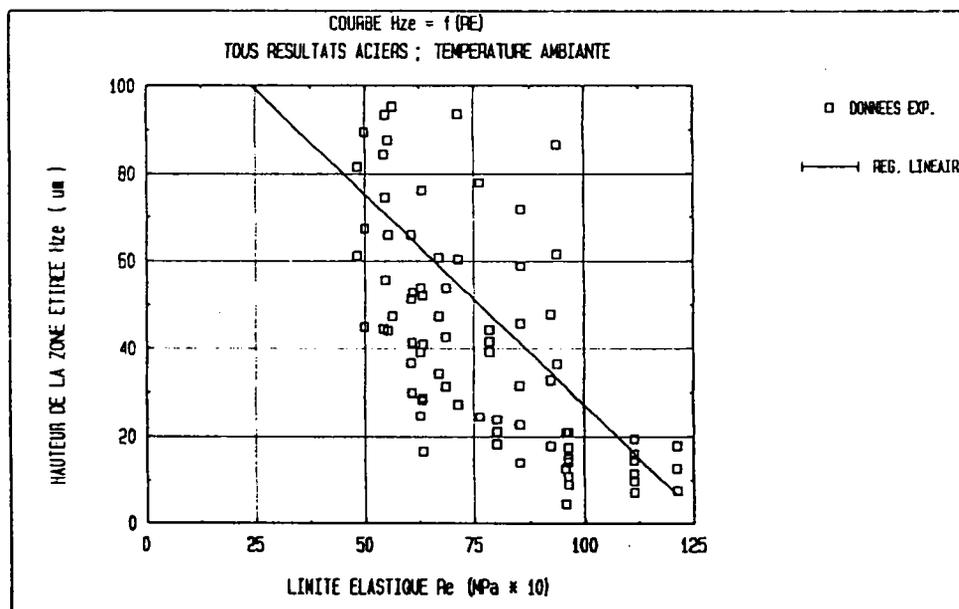
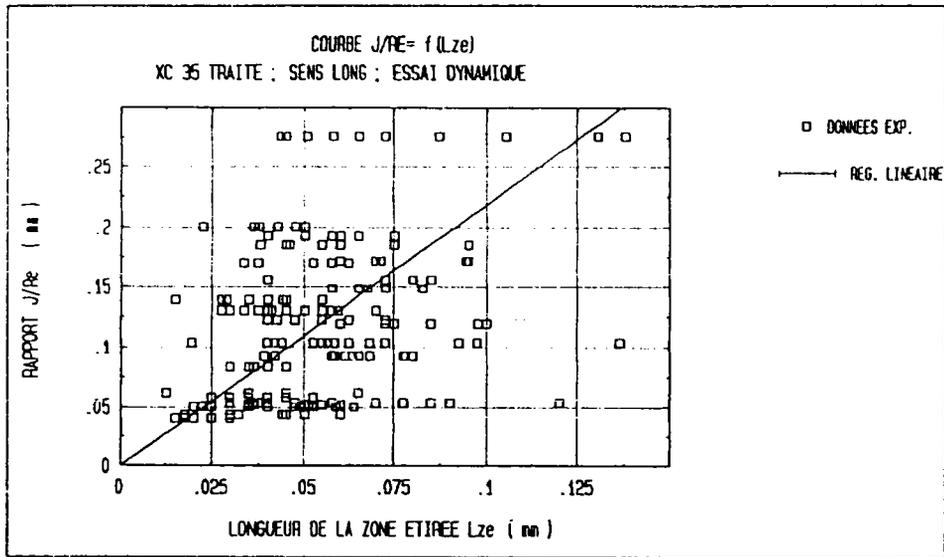


FIGURE 62 b) : Variation de la limite d'élasticité R_e en fonction de la hauteur la zone étirée H_{ze} pour tous les aciers à la température ambiante (le coefficient de corrélation est de 0,28).

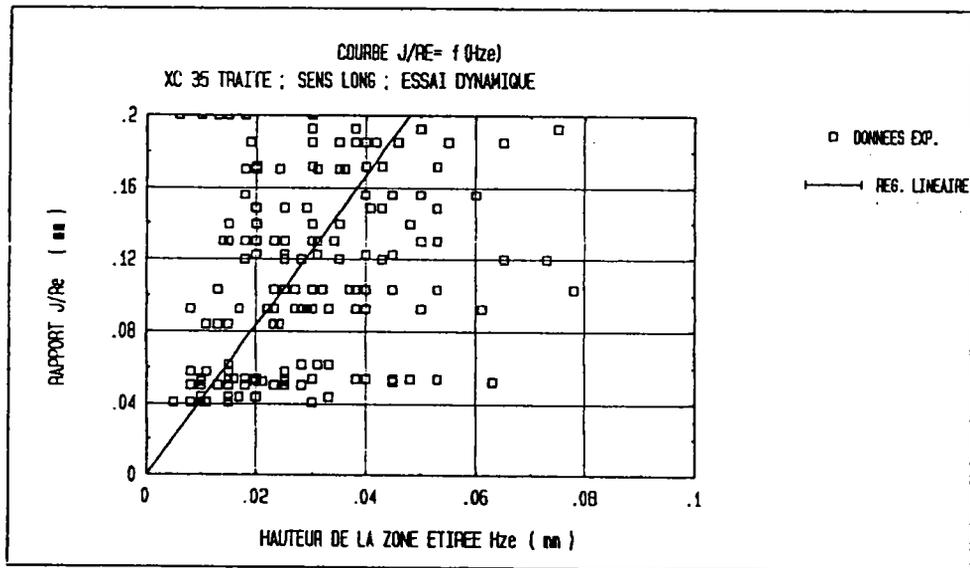
IV.3.2/ VARIATION DU PARAMETRE ENERGETIQUE J_{IC}^\ddagger

Avec nos résultats, nous avons effectué le rapport (paramètre énergétique J_{IC}^\ddagger / limite d'élasticité R_e) en fonc-

tion des paramètres de la zone étirée (L_{ZE} et H_{ZE}) (fig. 63).



a)



b)

FIGURE 63 : Variation du rapport paramètre énergétique J_{IC} /limite d'élasticité R_e pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai dynamique en fonction

- a) la longueur
- b) la hauteur de la zone étirée.

Les corrélations linéaires obtenues avec les résultats expérimentaux sont les suivantes (les coefficients de corrélation sont compris entre 0,1 et 0,4) :

$$J_{IC} = Y R_e L_{ZE} \quad (77)$$

$$J_{IC} = Z R_e H_{ZE} \quad (78)$$

et les valeurs de Y & Z sont indiquées sur la figure 64.

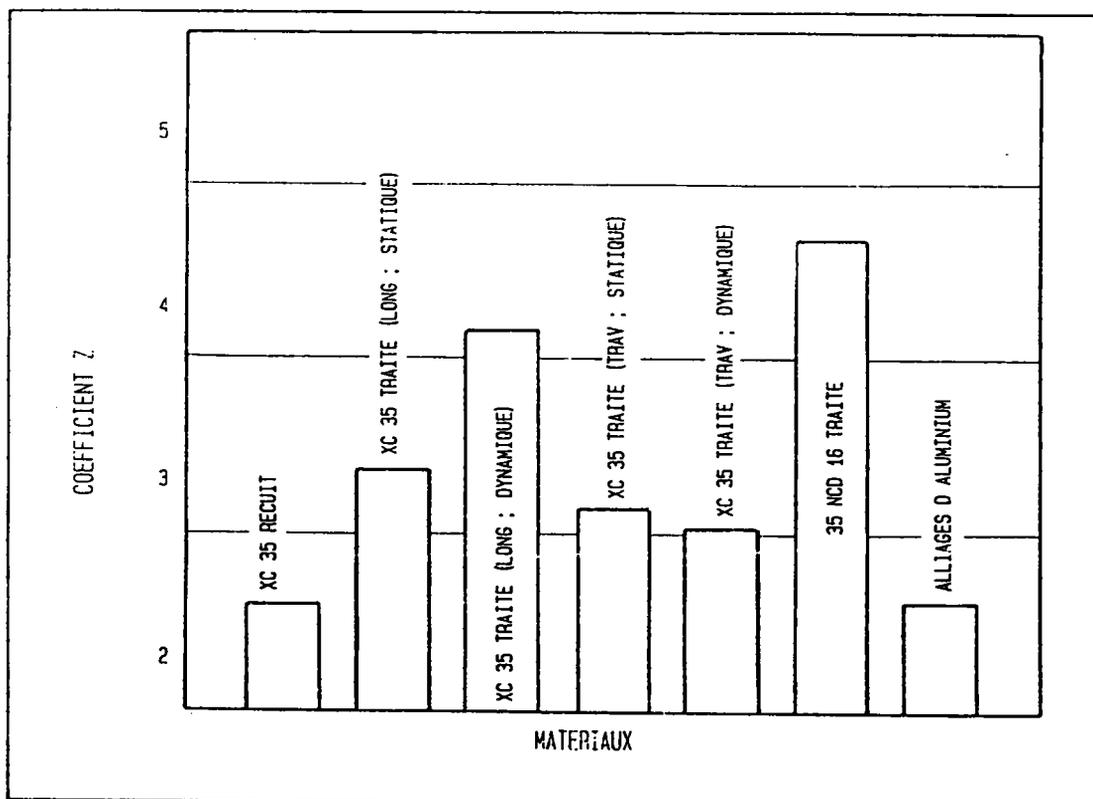
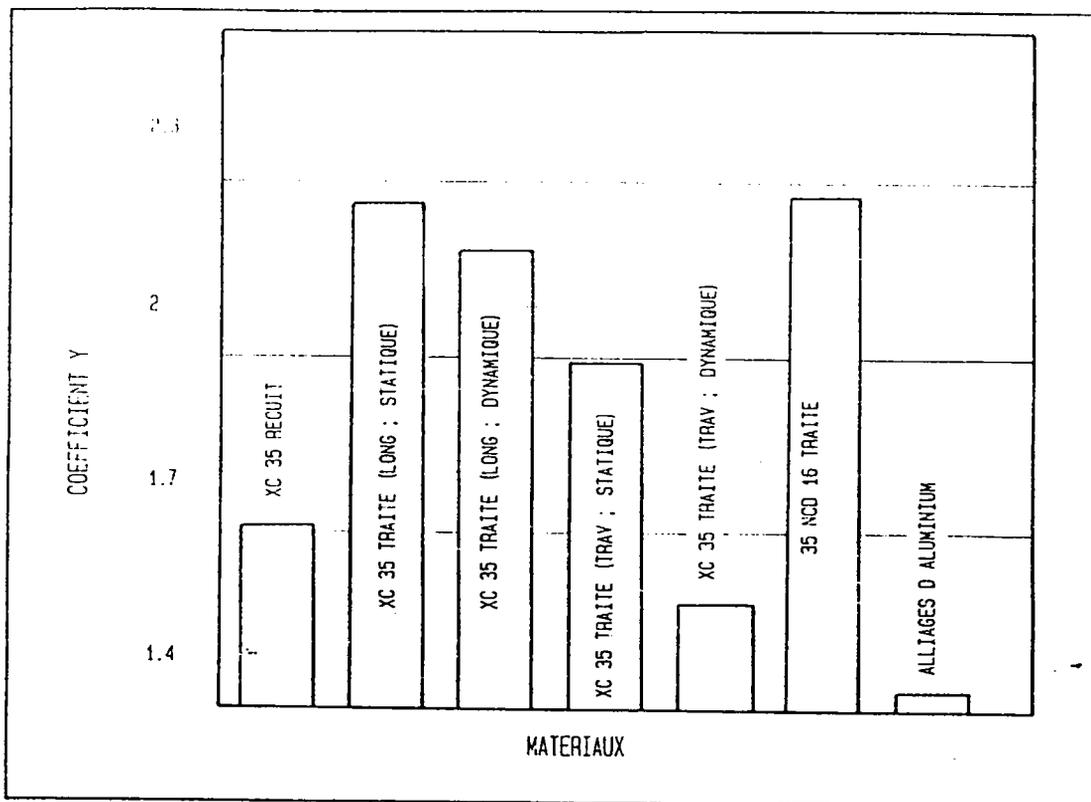


FIGURE 64 : Valeurs des coefficients Y et Z reliant le paramètre énergétique J_{IC} , la limite d'élasticité R_e à la longueur et la hauteur de la zone étirée.

IV.3.3/ VARIATION DE LA TENACITE K_{IC}

Pour nos alliages d'aluminium, nous avons mené une étude comparative avec les travaux de DI RUSSO [19]. Les différents points expérimentaux de la mesure de la longueur sont positionnés en fonction du rapport K^2_{IC}/R_e sur la figure 65.

Les corrélations obtenues à partir des résultats expérimentaux sont les suivantes :

DI RUSSO [19] :

$$L_{ZE} = 2,41 (K^2_{IC}/R_e)^{2,18} \quad (79)$$

C.R.M. :

$$L_{ZE} = 2,18 (K^2_{IC}/R_e)^{1,57} \quad (80)$$

Nos résultats sont en accord avec les travaux de DI RUSSO.

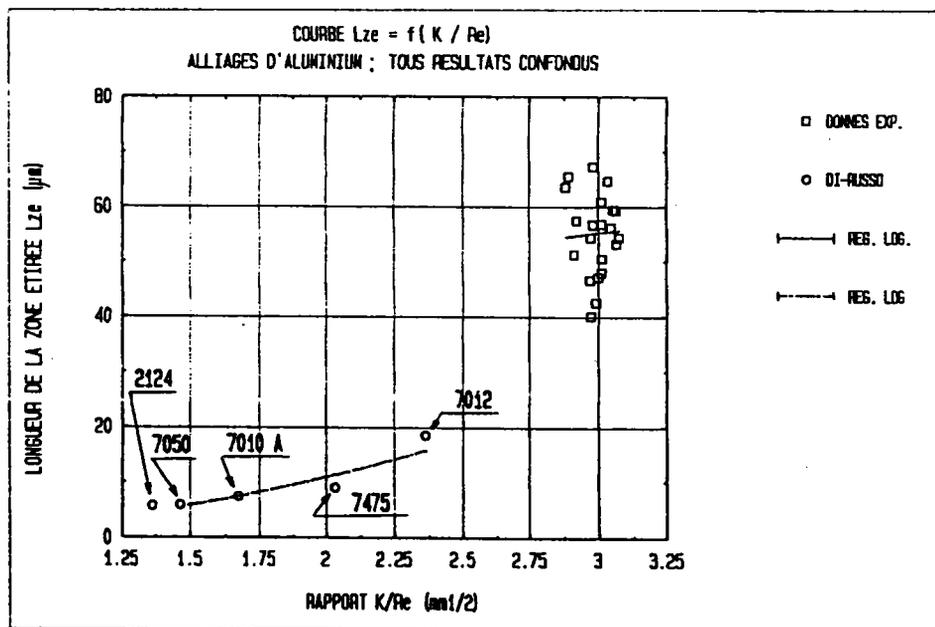


FIGURE 65 : Visualisation de la mesure de la longueur de la zone étirée en fonction du rapport K^2_{IC}/R_e pour nos alliages d'aluminium.

CHAPITRE V :

SYNTHESE

V/ DISCUSSION

La zone étirée est une déformation localisée entre la fin d'une fissure de fatigue et le début de la propagation brutale de cette dernière. Elle est caractérisée par une longueur L_{ZE} et une hauteur H_{ZE} .

Compte tenu des résultats acquis, l'expertise in-situ de cette zone permet d'estimer les paramètres de la mécanique de la rupture aux moyens de corrélations expérimentales.

La mesure de la zone étirée sur un faciès de rupture pourra donc servir de critère intrinsèque des matériaux et être utilisable en mécanique de la rupture.

V.1/ SUR LES METHODES DE MESURE DE LA ZONE ETIREE

L'analyse de la bibliographie avait permis de découvrir un grand nombre de techniques d'observation de la zone étirée. Pour notre étude, nous en avons retenu quatre, toutes potentiellement réalisables avec les moyens matériels dont nous disposons. Elles sont classées ici selon notre ordre de préférence.

V.1.1/ L'OBSERVATION DE LA ZONE ETIREE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE

La mesure de la longueur de la zone étirée avec cette méthode est faite en utilisant comme source d'éclairage des électrons soit secondaires, soit rétrodiffusés.

La procédure de contrôle a été effectuée selon les recommandations décrites par SCHWALBE [23]. Toutefois, le relief des faciès ne permet pas de localiser facilement la zone étirée, la longueur est alors mesurée par excès.

Dans un avenir assez proche, cette méthode pourra connaître un nouvel essor grâce à l'utilisation des analyseurs d'images, et à leurs logiciels de calcul, permettant de reconstituer la vision en stéréoscopie. Nos premiers essais en uti-

lisant cette méthode, sont assez concluants.

V.1.2/ LA MESURE DES PROFILS DE RUPTURE SUR MICROSCOPE OPTIQUE TECHNIQUE DES COUPES NICKELEES

Le faciès de rupture est revêtu par un dépôt de nickel, puis découpé en tranches. Chaque tranche subit une préparation métallographique. Nous avons décrit précédemment comment la mesure de la hauteur et de la longueur de la zone étirée était possible.

L'avantage de cette méthode est l'observation de la microstructure à proximité de la zone étirée.

Cette méthode n'a pas été souvent utilisée par d'autres laboratoires de recherche, en raison d'une part de son caractère destructif, et d'autre part, de l'altération du profil durant la préparation métallographique.

V.1.3/ MESURE DE LA ZONE ETIREE EN UTILISANT UN RUGOSIMETRE

A ce jour et à notre connaissance personne n'avait utilisé cette méthode pour d'une part observer un faciès de rupture, et d'autre part quantifier la zone étirée.

Nous avons travaillé avec le rugosimètre mis au point au Laboratoire de Micro-Surface de l'Ecole Nationale Supérieure de Micro-Mécanique de Besançon. Le profil est défini par 1500 à 2000 points avec un pas de $2\mu\text{m}$. Cinq à dix profils sont nécessaires par éprouvettes. La hauteur et la longueur de la zone étirée sont mesurables avec une précision respectivement de 5 à $10\mu\text{m}$.

Le problème rencontré par cette méthode est la taille du palpeur vis à vis du relief tourmenté, qui perturbe les mesures. La possibilité d'effectuer cette mesure à l'aide d'un capteur optique (VIDEOMETRIX d'AGFA) sera une des solutions à envisager dans l'avenir.

V.1.4/ MESURE DE LA RUGOSITE DES FACIES

Cette méthode permet de quantifier numériquement nos faciès de rupture selon deux paramètres :

- un paramètre macrographique par la notion d'enveloppe (W) ;
- un paramètre micrographique par la notion de relief (R).

L'avantage de cette mesure est triple :

- estimation de la longueur et de la hauteur de la zone étirée ;
- analyse (comparative ou non) de la rugosité des profils obtenus par la technique des coupes nickelées et par l'utilisation d'un rugosimètre ;
- automatisation des calculs, assurant une répétabilité des résultats.

Toutefois, les calculs menés sur les profils obtenus par la technique des coupes nickelées sont entachés d'une erreur relative (de l'ordre de 25 %) par rapport aux calculs effectués sur les profils obtenus par le rugosimètre. Le nombre d'étapes de préparation de la première méthode intervient dans ce calcul d'erreurs.

V.1.5/ MESURE DE LA ZONE ETIREE PAR LA METHODE MISE AU POINT PAR LE PROFESSEUR KRASOWSKY

Durant le travail de recherche, nous avons eu la chance d'effectuer une collaboration avec le professeur KRASOWSKY. En effet, quelques échantillons ont été analysés avec son appareil et son mode opératoire [18] en UKRAINE.

Avec ces résultats, nous avons calculé la longueur et la hauteur de la zone étirée selon notre méthode de dépouillement des profils obtenus par un rugosimètre. La comparaison de chaque méthode est résumée dans le tableau XXVII.

Le pourcentage d'erreur entre les résultats du professeur KRASOWSKY et la mesure de la zone étirée sur les profils obtenus avec le rugosimètre (mesure plus représentative) est de l'ordre de 30 % pour la longueur et de 5 % pour la hauteur.

MATERIAUX	LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE L_{ZE} (μm)				
	L_{ZE} M.E.B.	L_{ZE} BESANCON	L_{AR} RUGOSITE	L_{AW} ONDULATION	L_{ZE} KRASOWSKY
XC 35 sta					
7D 61	133	88	70	244	137
7L 65		73	22	63	107
XC 35 dyn					
7B 21	81	97	56	177	77
7L 30	64	79	31	90	100
ALUMINIUM					
7949 L 33	100	65	22	58	100

MATERIAUX	LA HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE H_{ZE} (μm)			
	H_{ze} BESANCON	H_R RUGOSITE	H_W ONDULATION	H_{ze} KRASOWSKY
XC 35 sta				
7D 61	45	28	59	40
7L 65	27	10	18	29
XC 35 dyn				
7B 21	61	23	50	31
7L 30	33	13	24	27
ALUMINIUM				
7949 L 33	29	17	11	57

Tableau XXVII : Comparaison entre les différentes méthodes de mesures de la zone étirée pour cinq éprouvettes.

V.1.6/ CONCLUSIONS SUR LES DIFFERENTS MOYENS DE MESURE DE LA ZONE ETIREE

La difficulté majeure rencontrée durant l'étude de ces méthodes d'investigations, est actuellement la connaissance incertaine des limites de la zone à mesurer (début et fin).

La précision de la mesure dépend beaucoup plus de l'expérience acquise par les laboratoires (cf HEERENS [25]) que du mode opératoire de chaque méthode utilisée (fig. N°66) ; cette dispersion est quantifiable (tab. XXVIII).

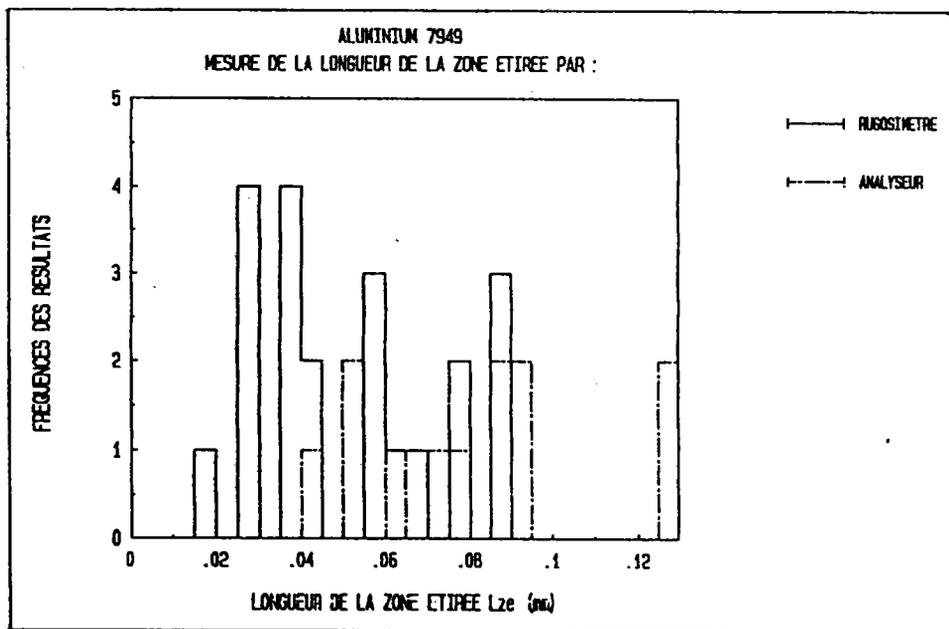
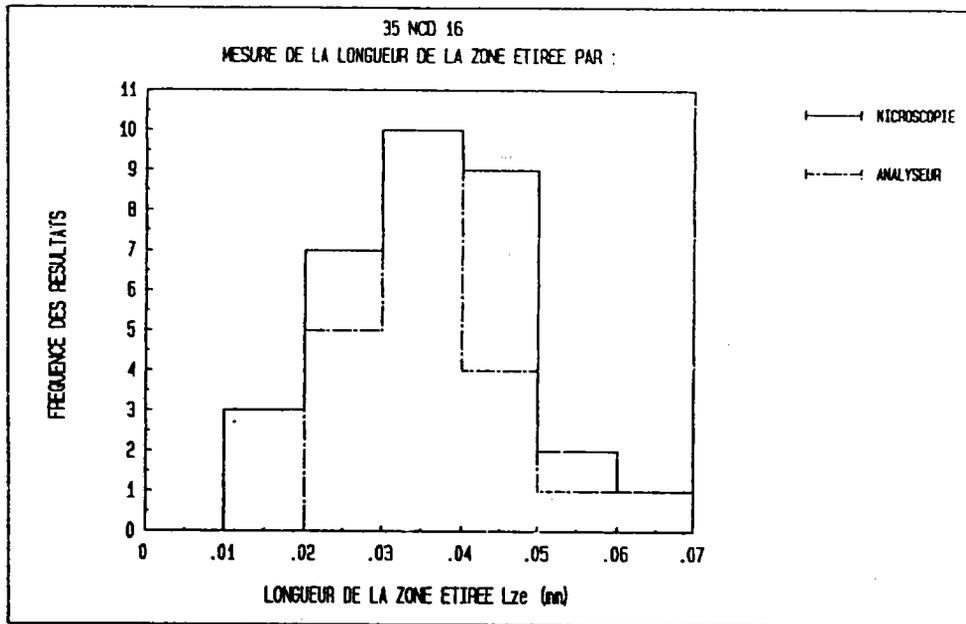


FIGURE 66 : Exemple de distribution des mesures de la longueur de la zone étirée pour deux matériaux selon trois méthodes de contrôle.

MATERIAUX	CALCUL DE L'ERREUR DE MESURE DE LA ZONE ETIREE ENTRE CHAQUE METHODE (LA METHODE DE REFERENCE EST LA TECHNIQUE DES COUPES NICKELEES)					
	L _{ze} MEB é SEC	L _{ze} MEB é rétro	ERREURS Hr RUGOSITE	Lar RUGOSITE	Hw ONDULATION	L _{aw} ONDULATION
KC 35 RECUIT	15,9	30,6	81,7	71,1	60,0	15,2
KC 35 LONG STATIQUE						
TOUTES TEMPERATURES :	42,5	7,8	71,2	72,5	45,4	46,0
AMBIANTE :	38,6	18,5	73,8	76,6	59,8	73,5
KC 35 TRAVERS STATIQUE						
TOUTES TEMPERATURES :	17,1	1,7	44,2	65,0	34,1	97,5
AMBIANTE	52,3	30,8	46,6	62,0	12,1	42,0
KC 35 LONG DYNAMIQUE						
TOUTES TEMPERATURES :	34,9	42,2	46,1	52,9	18,3	133,7
AMBIANTE	27,5	45,3	45,3	50,4	22,8	56,6
KC 35 TRAVERS DYNAMIQUE						
TOUTES TEMPERATURES :	0,3	52,0	46,5	57,9	4,5	114,3
AMBIANTE :	17,5	51,2	32,0	55,5	26,6	98,5
35 NCD 16	6,7		90,8	46,8	77,9	145,9
ALUMINIUM	23,3		18,4	4,0	80,8	186,6
MOYENNE :	25,1	31,1	54,3	55,9	40,2	91,8

Tableau XXVIII : Synthèse de nos mesures d'erreurs sur la mesure de la zone étirée pour tous nos alliages.

V.2/ SUR LES DIFFERENTES CORRELATIONS

V.2.1/ CORRELATIONS ENTRE LA HAUTEUR ET LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE

Les hypothèses sur le mécanisme d'ouverture et de la propagation au fond de fissure permettent de donner la correspondance théorique suivante entre la hauteur H_{ZE} et la longueur L_{ZE} :

$$L_{ZE} = 2 H_{ZE}$$

Les résultats de l'expérience basés sur la mesure de la longueur et de la hauteur de la zone étirée (selon la méthode des coupes nickelées et la méthode utilisant un rugosimètre), donne une corrélation linéaire entre ces grandeurs (variables avec les matériaux) :

$$L_{ZE} = X H_{ZE}$$

MATERIAUX	ESSAIS A TEMPERATURE AMBIANTE	ESSAIS A TOUTES TEMPERATURES
XC 35 Recuit	1,41	
XC 35 STAT. LONG.	1,55	1,67
XC 35 STAT. TRAV.	1,63	1,59
XC 35 DYN. LONG.	1,93	1,90
XC 35 DYN. TRAV.	1,86	1,92
35 NCD 16	2,05	
ALUMINIUM	1,83	
<u>MOYENNE (X) :</u>	1,75	1,77

Tableau XXIX : Valeur du coefficient X reliant la longueur de la zone étirée à la hauteur.

Nous constatons que le coefficient X est inférieur à 2 : La différence peut atteindre 25%. Cela tient au fait que l'é-crouissage n'a vraisemblablement pas été pris en compte.

V.2.2/ CORRELATIONS ENTRE LA LIMITE D'ELASTICITE ET LES PARAMETRES DE LA ZONE ETIREE

Nous avons pu mettre en évidence une relation entre la longueur ou la hauteur et la limite d'élasticité R_e (calculée pour chaque matériau) de nos résultats. Les corrélations sont les suivantes :

$$L_{ZE} = A R_e + B \quad (82)$$

$$H_{ZE} = C R_e + D \quad (83)$$

MATERIAUX	COEFFICIENT A (10 ⁻²)	COEFFICIENT B
ACIER tous résultats	- 10,5	154,4
ALUMINIUM	- 1,03	60,6

Tableau XXX a) : Valeurs des différents coefficients permettant de relier L_{ZE} et H_{ZE} à la limite d'élasticité des matériaux.

MATERIAUX	COEFFICIENT C (10 ⁻²)	COEFFICIENT D
ACIER tous résultats	- 9,61	123,3
ALUMINIUM	0,059	30,6

Tableau XXX : Valeurs des différents coefficients permettant de relier L_{ZE} et H_{ZE} à la limite d'élasticité des matériaux.

V.2.3/ CORRELATIONS ENTRE LES PARAMETRES DE RESISTANCE A LA RUPTURE ET LES PARAMETRES DE LA ZONE ETIREE

V.2.3.1/ RELATIONS AVEC LE PARAMETRE ENERGETIQUE J_{IC}^*

On peut obtenir une relation entre le paramètre énergétique J_{IC}^* , la limite d'élasticité R_e , et, les paramètres de la zone étirée, par une loi générale du type suivant :

$$J_{IC}^* = Y R_e L_{ZE} \quad (77)$$

$$J_{IC}^* = Z R_e H_{ZE} \quad (78)$$

La valeur moyenne de nos valeurs de Y et Z est répartie dans le tableau XXXI.

MATERIAUX	VALEUR DE Y	VALEUR DE Z
XC 35 Recuit	1,71	2,44
XC 35 STAT. LONG.	2,26	3,36
XC 35 STAT. TRAV.	1,99	3,14
XC 35 DYN. LONG.	2,18	4,16
XC 35 DYN. TRAV.	1,58	3,04
35 NCD 16	2,27	4,68
ALUMINIUM	1,43	2,62
MOYENNE :	Y = 1,91	Z = 3,2

Tableau XXXI : Valeur de différents coefficients permettant de relier le paramètre énergétique J_{IC}^* , la limite d'élasticité R_e à la zone étirée.

Nos valeurs sont assez proches de celles données par les divers auteurs. Par exemple, nous obtenons les relations suivantes :

$$\text{CRM} \quad \ddagger_{IC} = 1,9 R_e L_{ZE} \quad (84)$$

BEGLEY [7] propose Y égal à 2.

$$\text{CRM} \quad \ddagger_{IC} = 3,2 R_e H_{ZE} \quad (85)$$

V.2.3.2/ LA TENACITE K_{IC}

De même, nous pouvons obtenir facilement une correspondance entre la ténacité K_{IC} , la limite d'élasticité R_e , et, les paramètres de la zone étirée définis précédemment. Elle est du type suivant :

$$K^2_{IC} = \alpha R_e^2 L_{ZE} \quad (86)$$

$$K^2_{IC} = \beta R_e^2 H_{ZE} \quad (87)$$

Les valeurs des coefficients α & β sont consignées dans le tableau XXXII.

MATERIAUX	VALEUR α	VALEUR β
XC 35 Recuit	66	94
XC 35 STAT. LONG.	177	297
XC 35 STAT. TRAV.	159	260
XC 35 DYN. LONG.	192	365
XC 35 DYN. TRAV.	192	370
35 NCD 16	162	444
ALUMINIUM	160	293
MOYENNE :	160	299

Tableau XXXII : Valeur de différents coefficients permettant de relier la ténacité K_{IC} , la limite d'élasticité R_e à la zone étirée.

La valeur moyenne du coefficient β (≈ 300) est très proche de la valeur proposée par KRASOWSKY (≈ 314) [18].

$$\text{CRM} \quad K^2_{IC} = 160 R_e^2 L_{ZE} \quad (38)$$

$$\text{CRM} \quad K^2_{IC} = 300 R_e^2 H_{ZE} \quad (89)$$

V.2.3.3/ CORRELATIONS AVEC LES RELATIONS DE LA LITTERATURE

Nous avons introduit directement nos valeurs expérimentales de la mesure de la zone étirée dans les diverses relations empiriques de la littérature.

Celles-ci prennent en compte les paramètres suivants :

- le module d'YOUNG (E),
- la limite d'écoulement R_c ,
- la résistance ultime R_m ,

pour le calcul du paramètre énergétique $\overset{*}{J}_{IC}$ et de la ténacité K_{IC} .

Le tableau XXXIII récapitule nos calculs des paramètres de la rupture $\overset{*}{J}_{IC}$ et K_{IC} avec les valeurs de la longueur et la hauteur de la zone étirée en utilisant les relations suivantes.

AVEC LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE

$$\text{NAKAMURA [13]} : \overset{*}{J}_{IC} = E L_{ZE} / 89 \quad (33)$$

$$\text{RICE [16]} : \overset{*}{J}_{IC} = L_{ZE} (m R_e) \quad (27)$$

$$\text{KODAIRA [15]} : \overset{*}{J}_{IC} = L_{ZE} (3,7 R_e) \quad (26)$$

$$\text{BEGLEY & LANDES [7]} : \overset{*}{J}_{IC} = L_{ZE} (2 R_c) \quad (24)$$

$$\text{SHIH [12]} : \overset{*}{J}_{IC} = L_{ZE} (2 R_e) / d_n \quad (28)$$

AVEC LA HAUTEUR DE LA ZONE ETIREE

$$\text{WEI-DI CAO [8]} : \overset{*}{J}_{IC} = H_{ZE} (6 R_c) \quad (30)$$

$$\text{KRASOWSKY [18]} : K^2_{IC} = H_{ZE} (2 E R_e) / 1,15 \quad (31)$$

$$\text{DI RUSSO [19]} : K^2_{IC} = H_{ZE} (R_e^2) / 2,8 \quad (32)$$

CALCUL DES PARAMETRES DE LA RUPTURE AVEC LES DIVERSES RELATIONS DE LA LITTERATURE AVEC LA LONGUEUR DE LA ZONE ETIREE						
MATERIAU	J*Ic Mesuré (kJ/m ²)	NAKURAMA J*Ic (C=89)	RICE J*Ic (avec m=2)	KODAIRA J*Ic	BEGLEY J*Ic	SHIH J*Ic (dn=0,8)
ALUMINIUM	42 ± 19	44 ± 5	51 ± 8	93 ± 14	53 ± 8	63 ± 10
XC35 RECUIT	97 ± 26	247 ± 33	114 ± 18	210 ± 34	135 ± 19	142 ± 23
XC35 STA.LON	119 ± 20	159 ± 33	108 ± 25	200 ± 47	129 ± 27	135 ± 32
XC35 STA.TRA	100 ± 26	168 ± 32	99 ± 28	183 ± 53	115 ± 31	123 ± 36
XC35 DYN.LON	101 ± 66	126 ± 41	89 ± 52	165 ± 96	103 ± 70	126 ± 95
XC35 DYN.TRA	71 ± 45	125 ± 36	82 ± 38	152 ± 71	88 ± 41	102 ± 48
35 NCD 16	69 ± 12	87 ± 17	76 ± 10	141 ± 18	81 ± 9	95 ± 12
MOYENNE :	86	137	88	163	101	112
ECART TYPE :	26	65	21	40	29	27
	ERREURS	60 %	3 %	91 %	18 %	31 %

CALCUL DES PARAMETRES DE RUPTURE (RELATIONS DE LA LITTERATURE) A PARTIR DE LA HAUTEUR (ZONE ETIREE)					
MATERIAU	J*Ic mesuré (kJ/m ²)	KIc mesuré (MPa √m)	WEI-DA CAO J*Ic (avec X=2)	KRASOWSKY KIc (avec C=1,1)	DI RUSSO KIc
ALUMINIUM	42 ± 19	42 ± 6	29 ± 5	41 ± 4	47 ± 7
XC35 RECUIT	97 ± 26	46 ± 3	88 ± 13	112 ± 8	82 ± 7
XC35 STA.LON	119 ± 20	87 ± 8	77 ± 27	104 ± 18	93 ± 20
XC35 STA.TRA	100 ± 26	71 ± 11	71 ± 27	100 ± 18	82 ± 19
XC35 DYN.LON	101 ± 66	79 ± 29	54 ± 38	86 ± 28	77 ± 37
XC35 DYN.TRA	71 ± 45	75 ± 21	47 ± 25	82 ± 21	71 ± 25
35 NCD 16	69 ± 12	80 ± 10	35 ± 9	75 ± 8	76 ± 7
MOYENNE :	86	69	57	86	75
ECART TYPE :	26	18	22	24	14
		ERREURS ERREURS	33 %	25 %	10 %

Tableau XXXIII : Résultats des calculs de J_{IC}^* et de K_{IC} (en fonction des relations de la littérature) avec nos mesures de la zone étirée .

Le calcul avec les relations de RICE et BEGLEY semble le plus représentatif pour corréliser le paramètre énergétique J_{IC}^* à la longueur de la zone étirée. Il en est de même pour la relation de DI-RUSSO entre la hauteur et la ténacité K_{IC} .

La dispersion entre les diverses relations est de l'ordre de 3 à 30 %. Nous n'avons utilisé que les valeurs de la zone étirée obtenue par une seule méthode (technique des coupes nickelées).

V.3/INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LA ZONE ETIREE

Avec les essais de rupture dynamique effectués à diverses températures, nous avons pu estimer une zone étirée à 0 KELVIN (tab. XXIV). Avec les corrélations expérimentales obtenues précédemment (88 et 89), nous pouvons calculer la ténacité minimale K_{IC0} (tab. XXXIV), sachant que la valeur de la limite d'élasticité pour l'acier XC 35 traité est de l'ordre de 2000 MPa (LACOURT [39]).

MATERIAUX	K_{IC0} (MPa/m) obtenue avec L_{ZE}	K_{IC0} (MPa/m) obtenue avec H_{ZE}
XC 35 long DYN.	14,28	58,17
XC 35 trav DYN.	12,10	13,99

Tableau XXXIV : Valeur de la ténacité minimale (à 0 KELVIN) par calcul pour l'acier XC 35 traité (essai dynamique).

Ces résultats sont à rapprocher avec une étude concernant la ténacité de référence K_{IR} calculée sur une série de résultats d'aciers à vocation nucléaire [20,43]. Cette ténacité est considérée comme l'enveloppe inférieure des résultats, et, elle est paramétrée par :

$$K_{IR} = 26,77 + 1,23 \exp (0,0145 (T - (T_{NDT} - 160))) \quad (90)$$

T_{NDT} : température de transition

T : température.

Cette corrélation a été effectuée avec les résultats obtenus durant des essais statiques.

La valeur "26,77" représente la ténacité minimale et nous constatons que nos valeurs déduites de l'étude de la zone étirée sont plus faibles. Il en est de même pour LACOURT [39] qui a obtenu des valeurs de la ténacité minimale inférieures à 26,77 MPa/m pour différents matériaux. La valeur "26,77" n'est peut être plus représentative actuellement.

CONCLUSIONS

ET

PERSPECTIVES

L'estimation de la ténacité d'un matériau métallique (susceptible au déchirement ductile) est rendue possible par une mesure de la zone étirée sur les faciès de rupture à l'aide des méthodes suivantes :

- microscopie électronique à balayage (faciès de rupture) ;
- stéréométrie (après traitement d'images) ;
- microscopie optique (coupes nickelées) ;
- rugosimétrie tactile (faciès de rupture).

Actuellement, l'utilisation d'un rugosimètre nous semble le moyen d'investigation le plus performant : il permet de

- visualiser les profils de rupture ;
- dessiner une cartographie du faciès de rupture ;
- calculer la rugosité du faciès (mesure automatique).

L'analyse expérimentale menée conjointement sur les courbes force-déplacement (calcul des paramètres de la mécanique de la rupture J_{Ic}^* et K_{Ic}) et sur les faciès de rupture (mesures géométriques de la longueur L_{ZE} et de la hauteur H_{ZE} de la zone étirée) nous a permis de déterminer les corrélations suivantes :

$$J_{Ic}^* = 1,9 R_e L_{ZE}$$

$$J_{Ic}^* = 3,2 R_e H_{ZE}$$

$$K_{Ic}^2 = 160 R_e^2 L_{ZE}$$

$$K_{Ic}^2 = 300 R_e^2 H_{ZE}$$

Toutefois, la mesure de la zone étirée est une méthode expérimentale qui entraîne de nombreuses dispersions entre :

- les différentes méthodes mises en oeuvre pour mesurer la zone étirée (10 à 30 %) ;
- les différentes corrélations empiriques proposées dans la littérature (5 à 20 %).

Il nous est difficile de proposer la mesure de la zone étirée comme critère à part entière de la mécanique de la rupture en vue de caractériser les matériaux métalliques.

Cependant, l'analyse de la zone étirée (mesure et corrélation) nous permet de :

- estimer l'énergie de rupture d'une pièce rompue en service (expertise) ;
- connaître le processus de la création de la fissure en fonction de l'effort en vue de caractériser l'endommagement pour :
 - répondre aux problèmes de fatigue des matériaux (analyse des stries) ;
 - analyser ponctuellement un type de relief en associant la charge correspondante.

Dans l'avenir, il nous sera possible de caractériser un mode de rupture par une analyse plus poussée de la zone étirée avec l'introduction de nouveaux paramètres tels que :

- un nombre fractale ;
- l'orientation et la taille des grains de la microstructure à proximité de la zone étirée (avec la technique des coupes nickelées) ;
- un paramètre de rugosité ;
- un paramètre de probabilité de rupture.

ANNEXE I

LA MACHINE D'IMPACT A SECTEUR

GENERALITES SUR LES ESSAIS DYNAMIQUES

Le C.R.M. a voulu instrumenter une machine simple d'utilisation : le mouton pendule, pour obtenir un moyen d'expertise des matériaux. Toutefois, nous nous sommes aperçus que l'utilisation d'un appareil demande une profonde connaissance des principes physiques qui sont mis en oeuvre, des limitations inhérentes à l'appareil, ainsi que la définition du domaine mesurable associé.

D'une part, il faut toujours avoir à l'esprit qu'un équipement sophistiqué ne remplace pas un système de mesure mal étudié. D'autre part, les mesures dynamiques provoquent des difficultés supplémentaires dues aux interactions des différentes pièces du système (système non stationnaire), aux temps de réponse, etc,

Cette annexe a pour but de décrire les grandeurs d'influences inhérentes aux essais menés sur des moutons pendules. Nous avons discerné les problèmes suivants :

- mécaniques,
- énergétiques,
- mesures dynamiques,

correspondant aux questions que d'autres chercheurs se posent.

A1.1/ INFLUENCES DES PARAMETRES MECANIQUES

Les paramètres mécaniques se scindent en deux familles :

- technologie et mise en oeuvre de la machine d'impact.
- le corps d'épreuve : traduction des déformations et du comportement de l'éprouvette en information nécessaire aux divers calculs de résistance à la rupture.

Le premier paramètre est porté sur l'erreur systématique due à la machine, et le deuxième sur la conception du système de traduction de l'effort (entre le choc initial et le signal électrique correspondant). Par contre, le comportement mécani-

que de l'éprouvette représente le caractère individuel de l'essai (dépendant de la vitesse, de l'énergie, etc...).

Chaque étape apporte son lot de problèmes, particulièrement la deuxième. La figure A1-1 montre le dispositif réalisé.

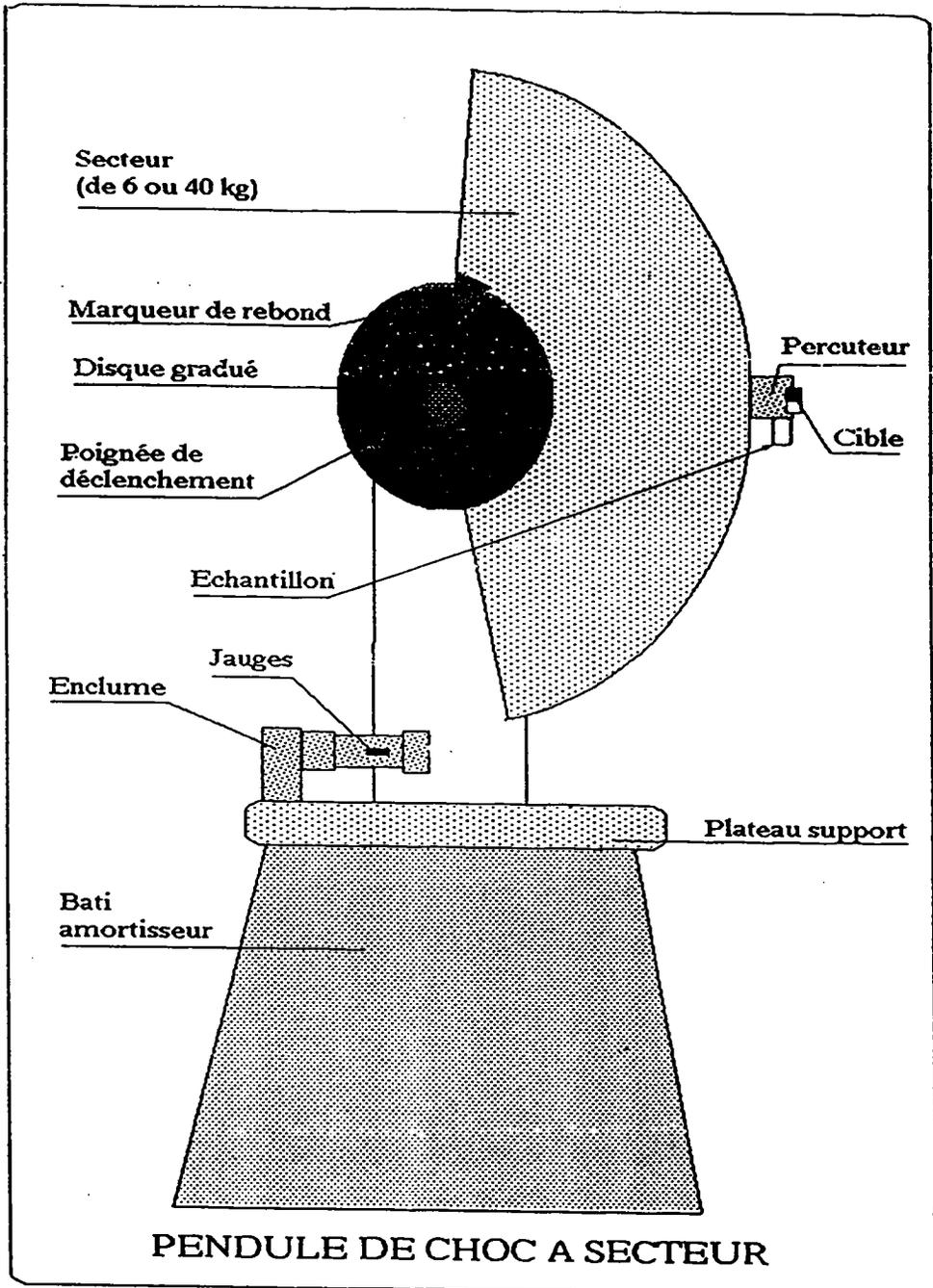


FIGURE N°A1-1 : Machine d'impact à secteur du C.R.M..

A1.1.1/ TECHNOLOGIE ET CONCEPTION DE LA MACHINE

A1.1.1.1/ INFLUENCE DE LA GEOMETRIE DE L'ESSAI

Un corps rigide (le marteau) en mouvement (à une vitesse déterminée) va provoquer sur un échantillon fixe une force d'inertie. Ce comportement prédomine durant les 20 - 30 μ s du signal et représente les premières fluctuations de la courbe force - temps (IRELAND [1]).

Les oscillations successives du signal peuvent être considérées comme résultant de l'énergie élastique emmagasinée et de la réflexion des ondes de contrainte. Dans ces conditions, la réponse mécanique réelle de l'échantillon ne peut être identifiée au signal donné par le couteau qu'après un certain nombre d'oscillations (fig. A1-2).

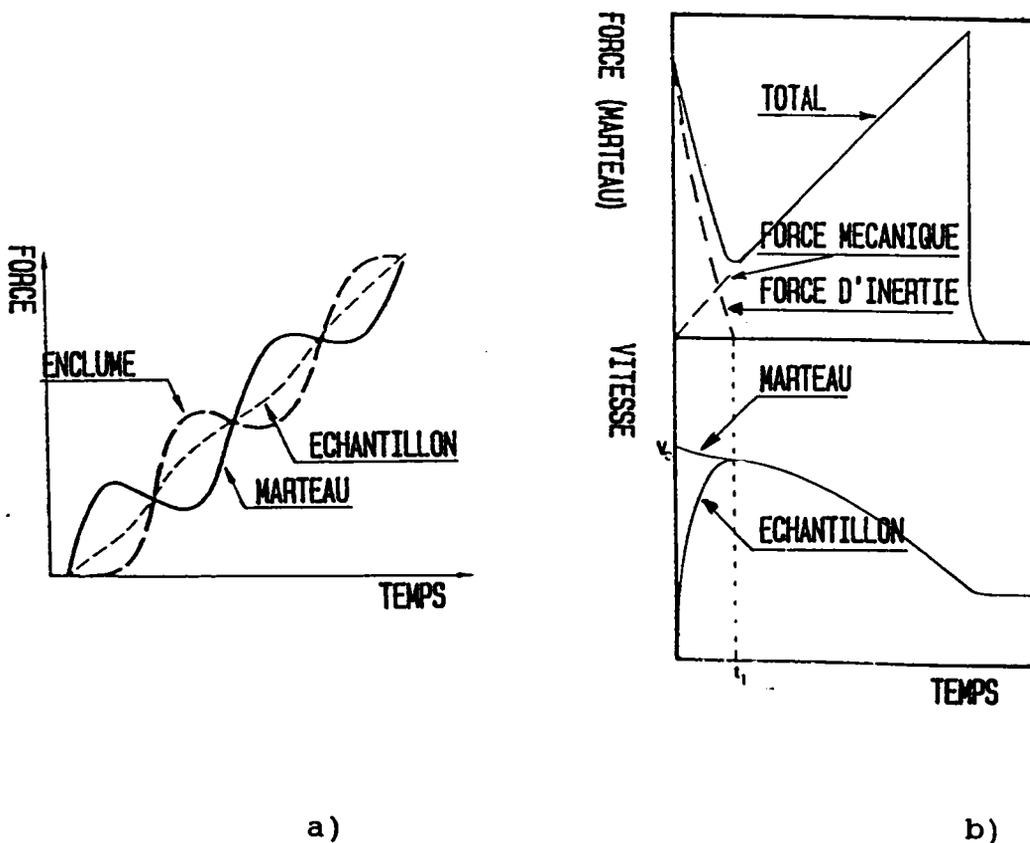


FIGURE N°A1-2 : Mise en évidence de la force d'inertie :
a) réactions de l'échantillon, du couteau et du marteau durant le choc ;
b) courbe force - temps et vitesse - temps. t_1 est le temps nécessaire à l'échantillon pour être en phase avec le marteau.

Tout au début de l'essai, la force d'inertie implique à l'échantillon et au bloc d'épreuve une vibration intense mais très brève. Au cours de l'essai, la force d'inertie varie (SAXTON [2]). Elle est maximum au moment de l'impact et décroît rapidement dès que la vitesse de l'échantillon augmente (fig. A1.2.b). Cependant, si le maximum de la force enregistrée par le marteau est considérée comme la charge à la rupture, les valeurs de la ténacité vont être surestimées par rapport aux valeurs vraies.

En instrumentant l'échantillon avec des jauges de déformation, il a été démontré que le signal obtenu enregistré sur le marteau ne correspondait pas à la force réelle sur l'éprouvette (SEIDL [3]).

Pendant cette période, l'inertie prend le pas sur la traduction de la force durant un temps fonction de la géométrie et de l'impédance acoustique entre le marteau et l'échantillon. Cet effet a été estimé : il contribue à décroître de 20 % la force de rupture (MEYER [4]).

Les autres pics visualisés par la suite résultent de l'énergie élastique et des ondes réfléchies. L'énergie transformée est convertie en mode de vibration sinusoïdale, conduisant à des oscillations dues à la charge interactive entre le marteau (60 kHz) et l'échantillon (100 kHz pour les appuis SAXTON [2]). Le mode de vibration est une combinaison entre mode 1 et 3.

Une autre solution serait alors possible pour diminuer l'importance du pic d'inertie, sans modifier les conditions expérimentales de l'essai, ni les paramètres du mouton : c'est l'essai inversé. WALLIN [5] a développé ce genre d'essais (fig. A1-3) et en a mesuré les éventuelles différences surtout sur la mesure des forces d'inerties (fig. N°A1-4).

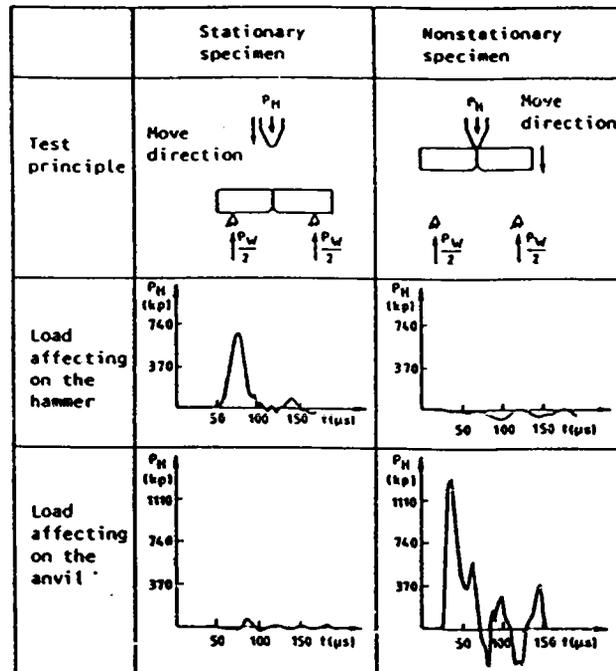


FIGURE N°A1-4b : Diagrammes force - temps mesurés pour un acier mi-dur testé à -60°C [5] pour des éprouvettes constituées de deux morceaux collés :

* colonne de gauche : essai conventionnel
 colonne de droite : essai inversé

* les efforts sont mesurés sur le marteau (rangée centrale) et sur les supports d'éprouvettes (dernière rangée)

Avec le montage inversé, on obtient une réduction de la force d'inertie. Cependant, pour éviter des oscillations supplémentaires, nous avons placé le système de mesure non sur les supports de l'échantillon mais sur la partie fixe : le marteau. Dans la configuration proposée [5], le montage n'est utilisable que pour des températures d'essais ambiantes ; nous avons donc été obligés de le concevoir pour des essais à toutes températures.

A1.1.1.2/ ETALONNAGE DU MOUTON PENDULE

La grande dispersion des résultats existant sur un matériau lors d'un essai de résilience nécessite une comparaison des paramètres dimensionnels du mouton pendule. Les normes AF-NOR NF A 03-156 et NF A 03-508 fixent des tolérances sur les éléments géométriques de la machine ; leurs variations doivent

permettre de mieux comprendre et contrôler l'importante dispersion observée lors des essais (REVISE [6]). Il faut donc noter l'influence des paramètres suivant :

- la position du centre de percussion ;
- le rayon du couteau ;
- la vitesse d'impact ;
- la distance entre les appuis ;
- le rayon des appuis ;
- la position du plan des appuis ;
- la position du plan des supports ;
- le positionnement des éprouvettes.

Le tableau A1-I résume l'influence de chacun des paramètres sur le comportement de l'éprouvette.

DESIGNATION DU PARAMETRE	SENS DE VARIATION DU PARAMETRE	SENS DE VARIATION DE L'ENERGIE DE PLOYAGE	OBSERVATIONS DES PARAMETRES SUR L'EPROUVETTE
RIGIDITE DU BRAS	↗	=	-
RAYON DU COUPEAU	↗	↗	EMPREINTE DU COUPEAU
DISTANCE ENTRE APPUIS	↗	↘	VARIATION DE L'ANGLE DE PLOYAGE
RAYON ENTRE APPUIS	↗	↘	EMPREINTE DES APPUIS
ANGLE DU PLAN DES APPUIS	↗	↘	-
ANGLE DE PLAN DU SUPPORT	↗	↘	VRILLAGE
DECENTRATION DE L'EPROUVETTE	↗	↘	EMPREINTES ASSYMETRIQUES

TABEAU A1-I : Synoptique des erreurs systématiques dues à la machine [6].

A1.1.1.3/ GRANDEURS D'INFLUENCES MECANIQUES

POSITION DU CENTRE DE PERCUSSION

Si le centre de percussion (éprouvette) et le centre d'impact (couteau) ne sont pas confondus, il se crée, lors du ployage de l'éprouvette, un moment qui engendre des déformations élastiques du bras.

DISTANCE ENTRE LES APPUIS

L'énergie de ployage diminue lorsque la distance entre les appuis augmente. L'écart relatif est d'autant plus fort que l'énergie de ployage est faible.

RAYON DES APPUIS

Les appuis (de faible rayon) s'opposant à l'action du pendule par l'intermédiaire de l'éprouvette, sont d'autant plus endommageant pour cette dernière lorsque l'énergie de ployage est importante (ce phénomène est très visible sur les éprouvettes).

PLAN DES SUPPORTS ET DES APPUIS

Si le plan des supports éprouvettes n'est pas rigoureusement perpendiculaire au couteau lors du contact, la génératrice du couteau ne frappe donc pas l'éprouvette perpendiculairement à son axe longitudinal : la déformation est déviée, et l'éprouvette est vrillée après ployage. La valeur de l'énergie absorbée sera donc entachée d'une certaine erreur. Ce problème se pose également si l'éprouvette est mal positionnée.

VITESSE D'IMPACT

En fait, la vitesse d'impact et l'énergie potentielle sont liées à la hauteur de chute du pendule. Des essais ont été effectués sur des éprouvettes d'épaisseur 3 mm pour deux vitesses d'impact (5,3 et 3,2 m/s) [6].

VITESSE D'IMPACT (m/s)	ENERGIE MESUREE (J)
5,3 (300 J)	21,7
3,2	21,4

TABLEAU A1-II : Influence de la vitesse d'impact sur la mesure de l'énergie de ployage [6].

Cette influence n'est pas significative car elle est encadrée par les tolérances d'homogénéité (5% à 10% de l'énergie de référence). Ce pourcentage, donné par la norme, est parfaitement adapté et pourrait même être moindre.

INFLUENCE DU POSITIONNEMENT DE L'ÉPROUVETTE

Nous avons effectué le test de ployage sur des éprouvettes normalisées d'épaisseurs différentes (3, 5, et 7 mm) afin de déterminer l'énergie de ployage. Pour certains essais, nous avons décalé les éprouvettes de 0.5 mm . Le tableau suivant

montre la variation de la mesure de l'énergie par rapport à celle de référence.

ÉPAISSEUR ÉPROUVETTE (mm)	ÉNERGIE RÉFÉRENCE (Joules)	TOLÉRANCE HOMOGÉNÉITÉ (Joules)	ÉNERGIE LUE (Joules)	ÉCART (Joules)	VITESSE LUE (m/s)	ÉNERGIE DISPONIBLE (Joules)
3 *	21,4	± 2	19,9	± 0,1	1,96	33,58
3	21,4	± 2	20,85	± 0,16	4,3	161,45
5 *	62,9	± 3,14	60,25	± 0,74	3,42	126,24
5	62,9	± 3,14	62,32	± 0,05	4,3	161,45
7	134,9	± 6,74	112,8	± 6,67	4,3	161,45

TABLEAU A1-III : Influence de la vitesse et de l'énergie potentielle sur l'énergie de ployage mesurée sur le mouton pendule inversé (* éprouvettes excentrées).

La conception du mouton ne permet pas d'obtenir une énergie supérieure à 160 Joules ; les essais effectués avec les éprouvettes de 7 mm ne sont pas représentatifs. En effet, pour obtenir une meilleure précision sur la mesure de l'énergie, nous devons casser nos éprouvettes à une énergie initiale supérieure au moins à deux fois l'énergie nécessaire au ployage.

A1.1.1.4/ CONCLUSIONS SUR LA CONCEPTION DE LA MACHINE D'IMPACT

La méthode de vérification indirecte des moutons pendules préconisée par la norme française a voulu mettre en évidence l'influence de différents paramètres sur la valeur globale de l'énergie de rupture (grandeur nécessaire à l'obtention de la résilience). En effet, les parties du mouton pendule défectueuses ou endommagées sont de suite connues par l'expertise des éprouvettes (tableau A1-I).

Certains paramètres mécaniques influencent la mesure de l'énergie. Toutefois, l'erreur commise reste plus faible que l'intervalle d'homogénéité ($\approx 5\%$ sur l'énergie de référence) prescrit par la norme :

- Est - il nécessaire d'imposer des tolérances sur les paramètres mécaniques du mouton pendule (norme NF A-03-508) ?

- Devons nous réduire les tolérances d'homogénéité sur l'énergie (en vue d'une mesure significative) ?

Cette méthode d'étalonnage des moutons pendules ne permet pas de tester le système de prise d'effort car le matériau utilisé (XC 10) est à l'état recuit. Il serait nécessaire de changer dans l'avenir, la géométrie (éprouvette entaillée) et les traitements thermiques du matériau (matériau plus tenace) afin que l'essai de flexion trois-points en sollicitation dynamique (NF A 03-180) soit significatif.

A1.1.2/ LE CORPS D'ÉPREUVES

La conception de ce corps d'épreuve cylindrique répond parfaitement à la traduction (du choc en un signal électrique) principalement divisée en deux étapes majeures :

- Le bloc d'épreuve (1^{ère} étape dans la traduction de l'information) doit être dessiné selon le type d'effort à mesurer :

- cylindrique pour la traction-compression,
 - lame encastrée pour la pesée,
- (cf Technique de l'Ingénieur R 1820).

Il doit être dimensionné par rapport à la gamme d'efforts à mesurer et le matériau retenu doit être compatible avec les alliages testés (même impédance acoustique). De plus, sa conception doit tenir compte de l'absorption des ondes de contraintes (afin d'éviter des réflexions parasites).

- En liaison avec la conception du bloc d'épreuve, la traduction de sa déformation (2^{ème} étape) peut s'effectuer avec des jauges montées selon le principe du pont de WHEASTONE. Cependant, elles seront choisies en fonction de la qualité de la conversion désirée (résistance, à trame pelliculaire, piezorésistive, alimentation continue ou alternative...). La suite de l'instrumentation doit être effectuée à l'aide d'un matériel adéquat (amplificateur, conditionneur, adaptation de la bande passante, dérive du zéro...).

Cependant, nous pouvons perfectionner cette étape en utilisant par exemple, une mesure de déplacement sans contact par voie optronique (extensomètre optique).

A1.1.2.1/ MISE EN EVIDENCE DU PHENOMENE DE TRADUCTION

Durant le choc, le bloc d'épreuve est soumis à la force d'impact, et, va donc se déformer élastiquement. Le bloc d'épreuve conçu pour mesurer des contraintes inférieures à 1/5 de la limite d'élasticité. Il y a donc nécessité de connaître la gamme d'utilisation de chaque capteur.

Le corps d'épreuve réagit mécaniquement selon la loi de HOOKE (dans le domaine élastique) :

$$\frac{F}{S} = E \frac{\Delta L}{L} \quad (1)$$

F : force en Newtons ;

S : surface en mm² ;

E : module d'Young en N/mm².

soit $F = K_1 \Delta L$ avec $K_1 = \frac{E S}{L}$

Les jauges de déformation collées sur le montage, vont également réagir en fonction de l'intensité de la force, selon la loi :

$$\frac{\Delta R}{R} = K_2 \frac{\Delta L}{L} \quad (2)$$

R : résistance en Ohms ;

K₂ : facteur de jauge (≈ 2).

Grâce au conditionneur, la variation de résistance Δ R est aussitôt convertie en une tension (amplifiée ou non par le même appareil). L'équation (2) s'établit donc de la manière suivante :

$$\frac{U_s}{U_e} = K_3 \frac{\Delta R}{R} \quad (3)$$

U_s : variation de tension (en fonction de la variation de résistance) (mVolts) ;

U_e : tension d'alimentation (Volts).

Pour effectuer une mesure significative, nous devons connaître le comportement du bloc d'épreuve à la fois mécaniquement (équation 1) et électriquement (équation 3) : cela revient à déterminer une équation du type :

$$\frac{U_s}{U_e} = f\left(\frac{\Delta L}{L}\right) \quad (4)$$

A1.1.2.2/ DETERMINATION DE LA CHARGE D'IMPACT

ETALONNAGE STATIQUE DU CORPS D'EPREUVE

Nous avons étalonné notre bloc d'épreuve sur une machine de traction-compression. Sur la surface du cylindre, nous avons monté un extensomètre. Ainsi, durant chaque étalonnage, nous mesurons les données suivantes :

- le Δl du corps d'épreuve pour la montée en charge,
- la tension délivrée U_s aux bornes du pont selon l'effort, pour trois tensions d'alimentation (U_e).

La courbe d'étalonnage (fig. A1-5) résume les essais, et, permet ainsi de connaître la force exercée sur le couteau selon l'indication mesurée sur l'oscilloscope après le choc.

Ces droites d'étalonnages ont été tracées avec les valeurs moyennes de nos mesures. Les essais ont été réalisés en modifiant tous les paramètres d'influences (position de l'éprouvette de contact, remise à zéro du pont...).

Cependant, nous pouvons cerner l'erreur commise durant les essais par la relation suivante :

$$\text{MOYENNE (ERREUR)}_{\text{essai } i} = \frac{\text{FORCE } F_i}{\text{MOYENNE (} U_{Si} \text{)}} * \text{ECARTYPE (} U_{Si} \text{)}$$

soit $M_{\text{erreur COUTEAU N}^\circ 1} = \pm 12,2 \text{ daN}$
 soit $M_{\text{erreur COUTEAU N}^\circ 2} = \pm 26,5 \text{ daN}$

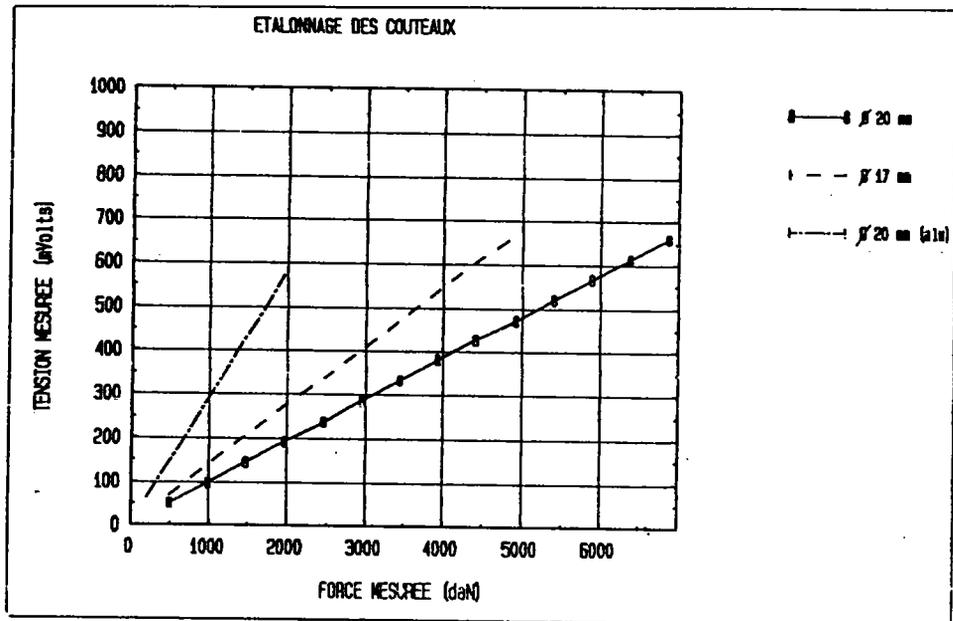


FIGURE N°A1-5 : Courbe d'étalonnage statique des corps d'épreuve pour le mouton pendule inversé (alimentation 3,5 Volts).

VERIFICATION ELECTRIQUE

Malgré une bonne répétabilité des mesures, il faut vérifier électriquement le signal. Pour chaque force et chaque tension d'alimentation des jauges, nous calculons le rapport suivant (tab. A3-16) :

$$G_1 = \frac{\text{tension mesurée au pont (} U_s \text{)}}{\text{tension d'alimentation (} U_e \text{)} \cdot \text{GAIN}} \quad (6)$$

Dans un souci de répétabilité et de précision, nous nous branchons sur la sortie efficace du conditionneur.

Toutefois, il faut avoir à l'esprit que le capteur subit une déformation mécanique. Celle-ci est mesurée par

l'extensomètre. Nous avons déterminé le module d'YOUNG du bloc d'épreuve pour chaque essai :

soit $E_{\text{COUTEAU N}^\circ 1} = 225\,268 \text{ daN/mm}^2 \pm 2254$

soit $E_{\text{COUTEAU N}^\circ 2} = 225\,047 \text{ daN/mm}^2 \pm 2250$

Avec ce module d'élasticité, nous avons déterminé les différentes valeurs de $\Delta L/L$ pour chaque effort (tab A3-16), et, nous avons tracé la courbe correspondante (fig. A1-6).

Nous obtenons une droite (fig. A1-6) car le rapport $G1$ est proportionnel à l'effort (lui même proportionnel à l'allongement relatif)). Au vu des résultats, nous pouvons dire que notre conversion d'une déformation en un signal électrique est fiable.

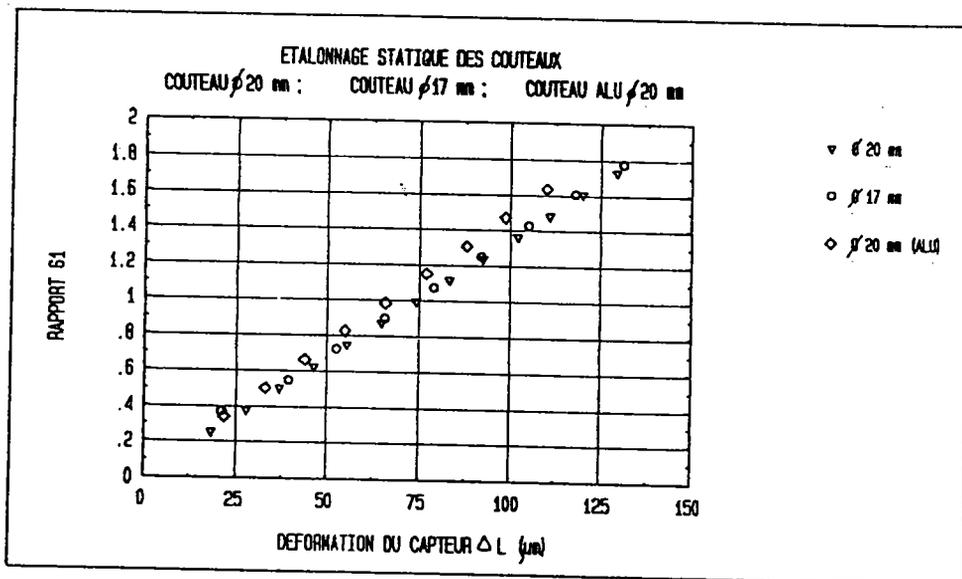


FIGURE A1-6 : Courbe $G1 = f(\Delta L/L)$.

On constate que ce rapport est constant pour chaque force quelle que soit la tension ; cette conclusion est fondamentale car :

- on peut affirmer qu'il n'y a pas de problème de collage des jauges (pas de fluage durant les essais),
- on pourra avec ce rapport, déterminer facilement la force exercée, au cas où nous alimenterions les jauges, avec une tension différente.

VERIFICATION MECANIQUE

Pour être fixé sur la justesse de cet étalonnage (équation 4), nous avons calculé le rapport (G₂) défini comme suit :

$$G_2 = \frac{\text{Force}}{G_1} \quad (7)$$

selon les valeurs du tableau A3-16 (avec l'alimentation des jauges fixée à 3,5 volts). Les résultats ainsi obtenus sont représentés sur la courbe (fig. A1-7), qui traduit en fait la fidélité du bloc d'épreuve.

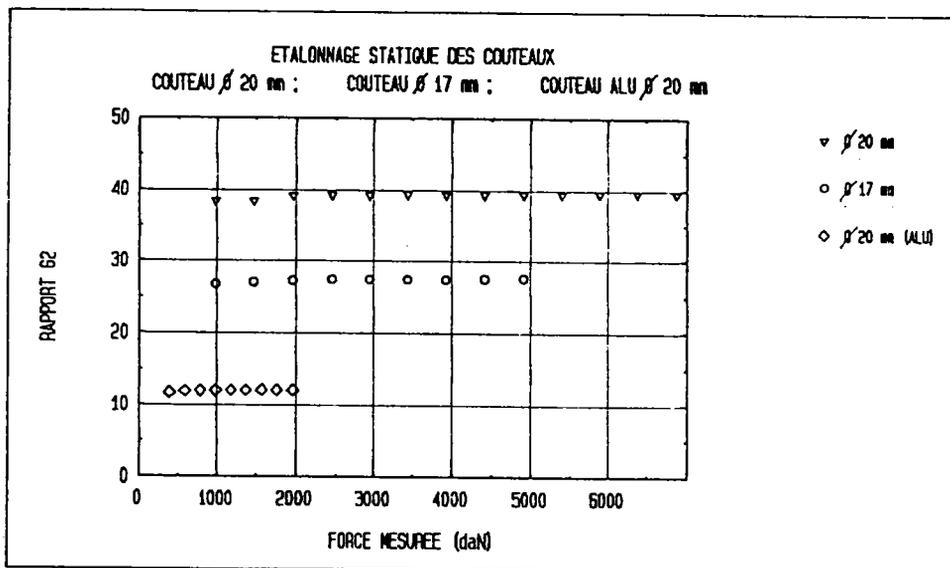


FIGURE N°A1-7 : Plage d'utilisation du capteur.

Quelle que soit la tension d'alimentation, nous pouvons dire que notre capteur n'est utilisable que pour mesurer une force supérieure à 750 daN (partie linéaire) avec précision. Pour les forces inférieures, nous commettrons une erreur d'environ 30 % sur la mesure de la force exercée.

Il faut noter que la réponse est similaire pour l'autre corps d'épreuve de section différente. Pour mesurer fidèlement des forces inférieures à 1000 daN, nous devrions utiliser un

corps d'épreuve constitué de matériaux ou de traitements thermiques différents.

ETALONNAGE DYNAMIQUE

Cette méthode ne nécessite pas de manipulation préalable. On utilise un essai pour déterminer la correspondance tension-effort, et on ajuste ce résultat avec une gamme d'essais. Les données issues d'un essai sont :

- la courbe "tension délivrée aux bornes du pont-temps",
- la vitesse d'impact V_0 juste avant le choc,
- l'énergie E_0 initiale du mouton pendule,
- l'énergie globale de rupture E_r lue sur le cadran,
- la masse m qui participe au choc, en la supposant concentrée au centre de percussion.

Avec ces données, nous voulons déterminer la force au moment de l'impact. Nous utiliserons la formule d'AUGLAND [7] qui suppose la vitesse constante au cours du choc et égale à la vitesse V_0 juste avant le choc (ou du moins peu différente).

Avec cette hypothèse, AUGLAND a défini l'énergie E_a telle que:

$$E_a = V_0 \cdot \int_0^{\tau} F \cdot dt \quad (14)$$

τ : temps entre le choc et la rupture de l'éprouvette (s) ;
 V_0 : vitesse de l'impact (m/s).

Avec l'énergie E_a , il est possible de remonter à l'effort en utilisant la relation :

$$E_r = \frac{1}{2} \cdot m \cdot (V_0^2 - V_f^2) \quad (15)$$

et

$$\int_0^{\tau} F \cdot dt = m (V_0 - V_f) \quad (16)$$

On trouve (formule d'AUGLAND) :

$$E_r = E_a - \frac{E_a^2}{4 E_o} \quad (17)$$

Il reste à chercher la corrélation entre E_a et A (aire sous la courbe Force - temps). On trouve donc une relation entre la tension de sortie du pont et l'effort dans l'éprouvette. On a :

$$k = \frac{E_a}{A} = \frac{F \cdot V_o}{U_s} \quad (18)$$

- F : effort au sein de l'éprouvette (N) ;
 U_s : tension délivrée aux bornes du pont (Volts) ;
 A : aire sous la courbe Force - temps (Volts*s).

Expérimentalement, le coefficient A (indépendant du matériau) mesuré pour chaque essai est proportionnel à l'énergie absorbée quelque soit la température d'essai.

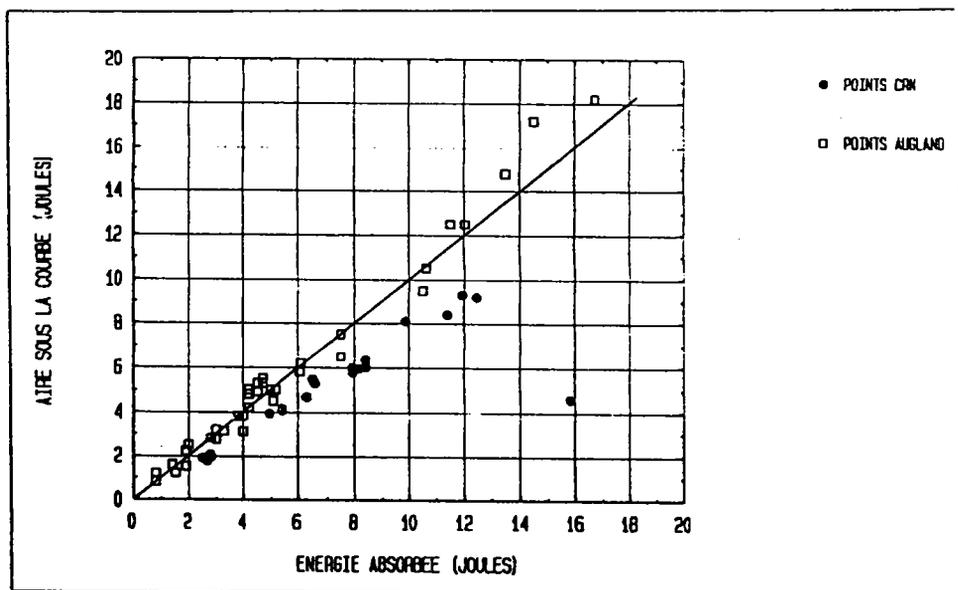


FIGURE A1-8 : Courbe Energie absorbée par les éprouvettes en fonction de l'aire mesurée sous la courbe $F=f(t)$ ramenée à une énergie (o : pour les éprouvettes en alliage d'aluminium ; • : d'après AUGLAND [7]).

Par définition, la mesure de l'énergie par intégration de la courbe $F=f(L)$ est inférieure à l'énergie mesurée par les moyens classiques telles la hauteur de remontée du pendule, la lecture sur cadran [1].

Il existe un point (en fait une famille de points) très particulier : il correspond à l'alliage d'aluminium (7949). Les courbes ($F=f(t)$ & $F=f(L)$) obtenues avec ce matériau sont entachés de fluctuation, et il est difficile d'obtenir une aire sous la courbe significative.

On constate sur cette courbe que l'hypothèse ($V_0 = \text{cste}$) n'est pas vérifiée lors des essais à faible énergie initiale.

ESTIMATION DE LA CHARGE EN FONCTION DE LA DEFORMEE

Nous considérons que l'essai CHARPY est un essai de flexion trois points pur si :

- l'effort est positionné au milieu des appuis,
- la section de l'éprouvette est calculée en tenant compte d'une longueur de fissure moyennée (selon la norme AIR 0814) ,
- la réaction des appuis est une force ponctuelle et non uniformément répartie sur le reste de l'éprouvette.

Nous estimerons la force d'impact dynamique par la déformée à partir des lois de Résistance Des Matériaux (RDM) statique. Habituellement, les bureaux d'études pondèrent généralement l'effort statique par 2 (BLAKE [8]) pour obtenir la force d'impact.

Nous avons mesuré directement la déformée Y_c d'une part sur les courbes force - déplacement, et d'autre part sur les courbes force - temps (ramené à un déplacement en moyennant la vitesse d'impact V_0 (tableau A1-V et fig. A1-9)). Du fait de cette réduction de la vitesse d'impact, nous optimisons la mesure de la déformée. Cette erreur est traduite par le décalage entre les deux faisceaux.

Le calcul de la charge est alors possible par l'équa-

tion :

$$F = \frac{3 \cdot E \cdot I_{xy} \cdot L \cdot Yc}{(L / 2)^4} \quad (19)$$

I_{xy} : moment quadratique (mm^4),

L : longueur entre appuis (40 mm),

Yc : déformée (mm) de l'éprouvette mesurée sur $F=f(L)$.

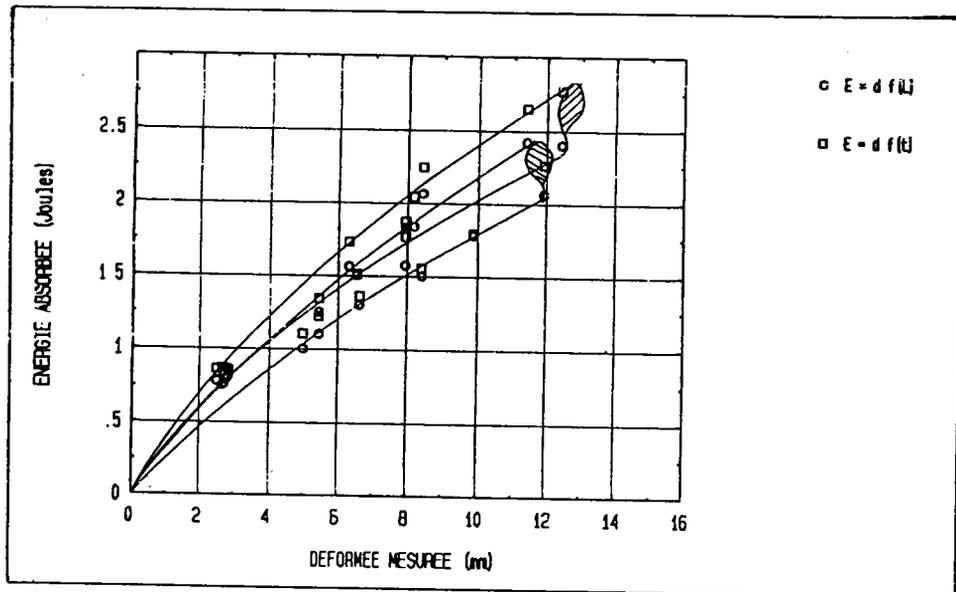


FIGURE A1-9 : Courbe énergie en fonction de la déformée
 o : courbe énergie = f(déformée mesurée sur $F=f(t)$)
 * : courbe énergie = f(déformée mesurée sur $F=f(L)$)

A1.1.2.3/ COMPARAISON DES TROIS METHODES D'ETALONNAGE

Nous avons rassemblé sur le tableau A1-V, les différentes étapes de calculs pour les trois méthodes en fonction des expériences réalisées.

RESULTATS DE LA FORCE CALCULEE EN FONCTION DE		
ETALONNAGE STATIQUE F(daN)	ETALONNAGE DYNAMIQUE F(daN)	LA DEFORMEE F (daN)
536 ± 89	631 ± 78	1265 ± 614

Tableau A1-IV : Moyenne des forces obtenues par trois méthodes pour les essais de flexion trois-points effectués sur les alliages d'aluminium (cf annexe III).

La détermination de l'effort par la déformée nous montre les problèmes suivants :

- nous résolvons un problème dynamique en utilisant les lois de la mécanique statique. L'estimation du facteur λ entre F_{stat} et F_{dyn} ou $F_{déf}$ n'est pas si aléatoire : respectivement 2,25 et 2,11) ;
- le calcul de la section reste le problème crucial ; la propagation de la fissure de fatigue n'est pas toujours plane.

L'étalonnage dynamique n'est à prendre en compte que si la vitesse d'impact ne varie pas au cours de l'essai (hypothèse très controversée), et la mesure de l'aire sous la courbe reste délicate :

- Comment interpréter les oscillations en fin de courbe ?
- Peut-on les considérer comme une restitution d'énergie ?
- Quelle est l'importance du bruit dans le signal ?

De par sa conception et sa traduction, le bloc d'épreuve nous donne entière satisfaction et l'étalonnage statique nous semble le plus réaliste ; c'est celui que nous utiliserons durant les essais suivants.

A1.2/ GRANDEURS D'INFLUENCES ENERGETIQUES

A1.2.1/ MESURE DE L'ENERGIE

Dans le but de caractériser la résistance à la rupture fragile des alliages industriels, on utilise pour cela un moulin pendule type CHARPY qui ne mesure en fait qu'une différence d'énergie soient :

$$\begin{aligned} E_0 \text{ (énergie initiale)} &= m g H_i ; \\ E_1 \text{ (énergie de remontée)} &= m g H_r. \end{aligned} \quad (20)$$

L'énergie absorbée par le ployage de l'éprouvette est donnée par :

$$E_r = E_0 - E_1 \quad (21)$$

A l'impact, une force transitoire est appliquée à la structure, résultant de la décélération de la masse de l'équipage mobile dans le mouvement. La vitesse de décélération dépend également des déformations de la masse en mouvement et de la masse qui arrête l'équipage mobile.

Durant l'intervalle où les deux corps interagissent, une partie de l'énergie cinétique est communiquée à la structure impactée. La partie restante, conservée par l'ensemble initialement en mouvement, est d'autant plus importante que la masse et la constante de raideur du corps impacté sont importantes et entraînent moins de vibrations).

Nous pouvons quantifier les énergies dues aux déformations des éprouvettes et aux vibrations encaissées par les supports et par la masse à l'aide de l'équation suivante :

$$E_R = \Delta E_I + \Delta E_{SD} + \Delta E_B + \Delta E_{MV} + \Delta E_{ME} \quad (22)$$

ΔE_I : énergie nécessaire à l'accélération de l'échantillon

ΔE_{SD} : énergie emmagasinée par l'éprouvette

ΔE_B : énergie absorbée par les déformations de l'éprouvette

ΔE_{MV} : énergie absorbée par la machine lors de l'impact sous forme de vibrations

ΔE_{ME} : énergie élastique absorbée par la machine due aux interactions avec les points de contact.

Les deux premiers et principaux termes sont dépendants du temps. Le maximum de l'un correspond au minimum de l'autre au début de l'essai, et inversement à la fin de l'essai.

En général, les deux derniers facteurs sont négligables (hypothèse).

A1.2.2/ VITESSE D'IMPACT

La vitesse d'impact est une caractéristique importante de la machine, et elle est calculée à partir de la relation :

$$\omega = \frac{2 E_0}{(J_S + J_{Di})} \quad (23)$$

et $V = \omega R \quad (24)$

ω : vitesse circonférentielle en rd/s ;

J_S : moment d'inertie du secteur en Kg m² ;

J_{Di} : moment d'inertie du disque i choisi en Kg m².

Ce système présente l'avantage d'utiliser le mouton pendule à vitesse de travail variable et à énergie constante : il suffit pour cela de changer les disques.

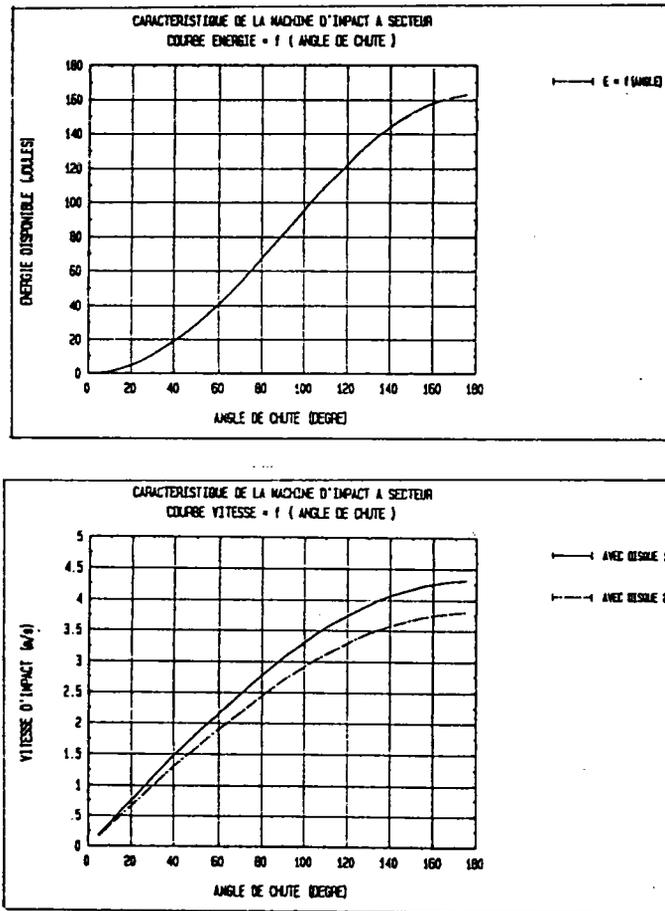


FIGURE N°A1-10 : Variation de la vitesse et l'énergie d'impact en fonction de l'angle de chute.

A1.2.2.1/ DIMINUTION DE LA VITESSE DUE A LA CONCEPTION DE LA MACHINE

Notre machine d'impact utilise un mouvement circulaire.

Soit "d", une distance entre l'axe de rotation de la masse mobile et la droite formée par l'intersection du plan de contact (éprouvette - couteau) avec les appuis inférieurs du support éprouvette, la vitesse tangentielle d'impact du couteau n'est pas constante. Elle varie tout le long de la ligne de contact de ($\omega_0 \cdot H_1$) à ($\omega_0 \cdot H_2$), ("e" : épaisseur de l'éprouvette). En souhaitant que le centre de gravité de la masse soit au moins au milieu $H_g = (H_1 + H_2)/2$ (fig. A1-11), il existe donc une vitesse moyenne ω_0 .

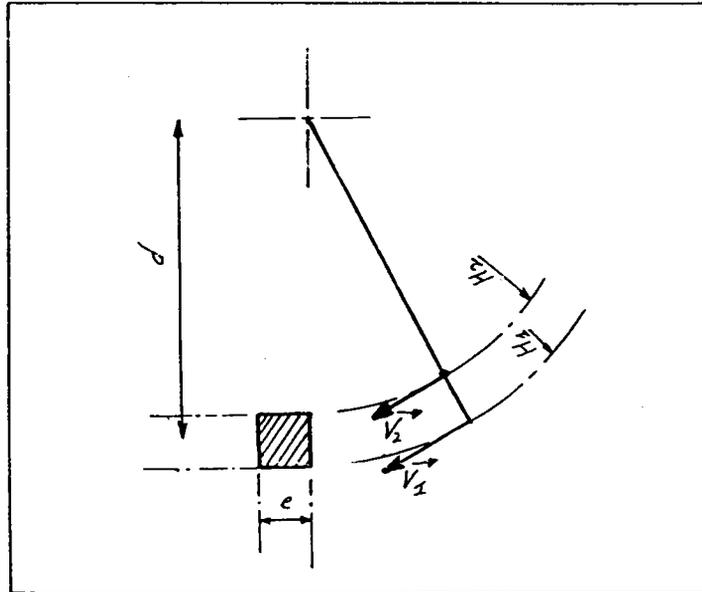


FIGURE A1-11 : Cinématique de l'essai CHARPY

L'erreur reste minime (5% pour 160 Joules) par la faible distance entre l'axe de rotation et l'impacteur (476 mm), et par la faible épaisseur de l'éprouvette (10 mm).

A1.2.2.2/ DIMINUTION DE LA VITESSE IMPOSEE PAR LES NORMES

Tout d'abord, les courbes force - temps sont acceptables si la diminution de la vitesse du couteau est inférieure à 20 % de la vitesse initiale (SERVER [9]). Soit le bilan énergétique suivant :

$$E_R = \frac{1}{2} m V_0^2 - \frac{1}{2} m V_f^2 \quad (25)$$

et $E_0 = 1/2 m V_0^2$ donne $V_0^2 = \frac{2 E_0}{m}$

$$\frac{E_0}{V_0^2} = \frac{1}{2} m \left(1 - \frac{V_f^2}{V_0^2} \right)$$

$$\frac{V_f}{V_0} = \sqrt{\left(1 - \frac{E_R}{E_0} \right)}$$

avec l'hypothèse suivante : $V_f = 0.8 V_0$ (26)

donc $E_0 \geq 2.78 E \approx 3 E$

$$E_0 \geq 3 E_R \quad (27)$$

Nous avons mesuré sur notre machine d'impact, une diminution de la vitesse d'impact de l'ordre de 18% pour de grandes énergies.

A1.2.3/ CONCLUSIONS SUR LA MESURE DE L'ENERGIE

Durant l'essai CHARPY, on conçoit qu'il existe une somme d'énergies parasites difficile à quantifier. Cette somme résulte souvent de la différence entre l'énergie restante (lue sur un cadran) et l'énergie calculée sous les courbes force - temps ou force - déplacement. Cette somme contient les énergies dues aux déformations des éprouvettes et dues aux vibrations encaissées par les supports et la masse.

Dans le but de corriger l'énergie lue (de plus grande intensité) en une énergie voisine de celle mesurée, des équipes de chercheurs ont travaillé sur le rapport entre la complaisance machine et échantillon. Le critère d'acceptation est la diminution maximale de 20 % de la vitesse d'impact. Cette condition drastique entraîne que l'énergie initiale doit être supérieure ou égale à 3 fois l'énergie mesurée sous la courbe jusqu'au point de rupture (de l'ordre de 1 à 20 Joules). Cette nouvelle condition est toujours vérifiée du fait des énergies initiales importantes (100 à 300 Joules).

La fluctuation de 20 % sur les vitesses se traduit par

une variation inférieure à 5% (intervalle d'homogénéité) sur les énergies, si l'énergie d'impact est supérieure à $3 E_R$).

A1.3/ PERTURBATION DE LA MESURE DUE A LA SOLLICITATION DYNAMIQUE

Nous pouvons envisager cet essai avec une instrumentation adéquate afin de mesurer l'évolution de la charge en fonction du temps au cours de la rupture de l'éprouvette.

Dans une instrumentation donnée, il faut rechercher un temps de réponse adéquate compatible avec une vitesse d'impact. Sinon un filtrage de la courbe force-temps est nécessaire qui fait perdre des informations. Le temps de réponse est donnée par la relation suivante :

$$T_r = \frac{0.35}{f} \quad (28)$$

pour un signal sinusoïdal

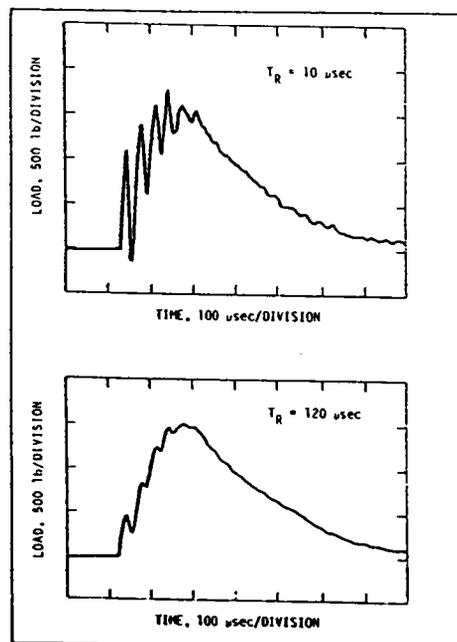


FIGURE A1-12 : Comparaison de courbe force-temps selon le temps de réponse des appareils [1] (vitesse d'impact 5,9 m/s)

A1.3.1/ APPROXIMATIONS LIEES AU SIGNAL DYNAMIQUE

Le signal force-temps obtenu par les jauges du marteau

durant l'impact ne traduit pas nécessairement la réponse de la réaction de l'échantillon. Cependant, l'expérimentateur possède diverses techniques pour déterminer la vraie réponse du matériau testé :

- * enregistrer la réponse des jauges de suivi de fissure (ou de déformation) collées sur l'éprouvette,
- * réduire l'amplitude des oscillations du marteau en jouant sur la vitesse d'impact tout en restant dans le domaine dynamique ;
- * éviter de diminuer l'amplitude du signal ;
- * filtrer électroniquement le signal par linérisation de la courbe en filtrant les fréquences propres de l'éprouvette et du marteau.

IRELAND [1] a défini les conditions d'essais permettant une mesure significative lors d'un essai de choc instrumenté. Le signal d'effort ne doit pas être déformé par un filtrage dû à la chaîne de mesure. Cette condition est vérifiée si :

$$1.5 T_R \leq T_F \text{ ou } T_E \quad (29)$$

T_F : temps jusqu'à rupture ;

T_R : temps de réponse (équation 25) ;

T_E : temps jusqu'à la limite d'élasticité.

Les oscillations dues à l'action de la force d'inertie sur le couteau, doivent être suffisamment atténuées pour que la charge mesurée corresponde bien à la charge s'exerçant sur l'éprouvette. Cette condition se traduit par la relation :

$$T_f \geq 3 \tau \quad (30)$$

ou τ est la période des oscillations dues à la force d'inertie. Elle est définie à partir des caractéristiques du mouton et de l'éprouvette

$$\tau = 1.68 \frac{L}{C_0} \left(\frac{W}{L} \right)^{\frac{1}{2}} (E B C_S)^{\frac{1}{2}} \quad (31)$$

L : distance entre appuis (m) ;

W : largeur utile de l'éprouvette (m) ;

B : épaisseur de l'éprouvette (m) ;

- C_S : complaisance de l'éprouvette (m/N) ;
 E : module d'élasticité N/m² ;
 C_O : vitesse du son dans l'éprouvette (m/s).

SERVER a trouvé une autre relation empirique pour l'essai de flexion trois-points :

$$T_R \geq 2 \tau \quad (32)$$

A1.3.2/ CONCLUSIONS SUR LES PERTURBATIONS DE LA MESURE LIEES AUX ESSAIS DYNAMIQUES

Ces relations permettent donc de définir des conditions de validité lors de l'analyse des courbes expérimentales. Cependant, avec les progrès de la technologie des capteurs et de l'asservissement, nous préconisons de travailler avec des temps caractéristiques de l'essai, déterminés durant l'étude spectrale des signaux :

- vibrations de l'éprouvette libre (15 kHz : 66 μ s) ;
- vibration de l'éprouvette posée sur appuis (8 kHz : 125 μ s).

plutôt qu'avec les temps déterminés par la formule de IRELAND (31) qui ne tient pas compte de la conception du mouton-pendule (disposition, géométrie du corps d'épreuve, ...).

Nous préconisons de travailler avec un temps de réponse le plus faible possible et de ne pas (trop) filtrer le signal.

A1.4/ CONCLUSIONS

Pour connaître le comportement du matériau durant un essai dynamique, la méthode la plus simple consiste à placer des jauges de déformation sur l'impacteur. Le signal traduit à partir des jauges représente une combinaison complexe des composantes décrites sommairement, soient :

- la réponse mécanique réelle de l'éprouvette et les forces d'inerties engendrées ou non sur l'impacteur ;
- la vitesse d'impact qu'il faut choisir entre 2 à 3 fois l'énergie de rupture du matériau ;
- l'étalonnage du dispositif de mesure d'effort ;
- les fluctuations à basse fréquence provoquées par l'énergie élastique emmagasinée et la réflexion des ondes de contraintes ;
- le bruit hautes fréquences provoqué par l'amplification électronique du système.

La bonne connaissance de tous ces phénomènes nous a permis de mieux appréhender les essais de ténacité dynamique, en espérant que l'avenir apporte de nouvelles modifications dans les recommandations actuelles (par exemple la nouvelle norme ISO 8568 : 1989).

ANNEXE II

MESURE DE LA VITESSE DE DEFORMATION

A2.1/ INTRODUCTION

Pour caractériser les appareils de laboratoire capables de rompre une pièce, le critère vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ de l'échantillon demeure le plus représentatif. Il permet de choisir une machine par rapport au type d'essai à effectuer. Le tableau A2-I donne les valeurs de $\dot{\epsilon}$ en fonction des différents appareils existants.

	$(S^{-1}) 10^{-9}$	10^{-5}	10^{-1}	10	10^4	10^5
Type d'essai	Fluage	quasi statique	Vitesse intermédiaire	Résilience	très grande vitesse	
Durée (S)	10^7	10^3	10^{-1}	10^{-3}	10^{-6}	10^{-8}
Mise en charge	Charge constante	hydraulique, mécanique	pneumatique, mécanique	Choc	Explosif	
Paramètres étudiés	Déformation temps	contrainte déformation		Ondes élastiques, plastiques		
Hypothèses Comportement	Forces d'inertie négligées Isotherme			Forces d'inertie prises en compte Adiabatique		
Tendances	<p style="text-align: center;">← Augmentation de la déformation</p> <p style="text-align: center;">Augmentation de la contrainte →</p>					

Tableau A2-I : Classification des essais en fonction de la vitesse de déformation.

Nous allons essayer de déterminer la vitesse de déformation pour nos essais de flexion trois points.

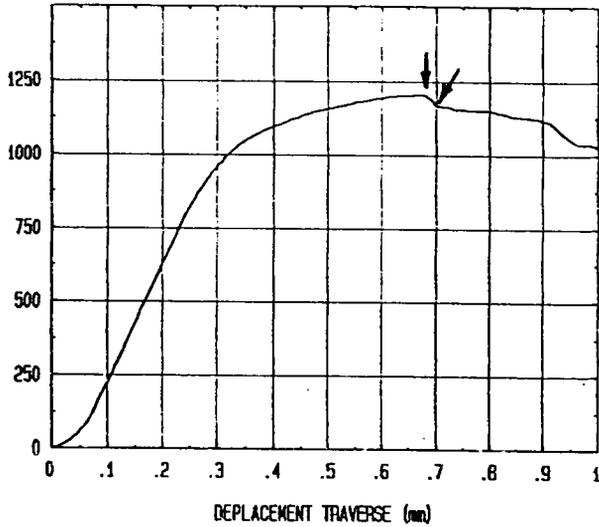
A2.2/ CALCUL DE LA VITESSE DE DEFORMATION $\dot{\epsilon}$

A2.2.1/ DONNEES EXPERIMENTALES

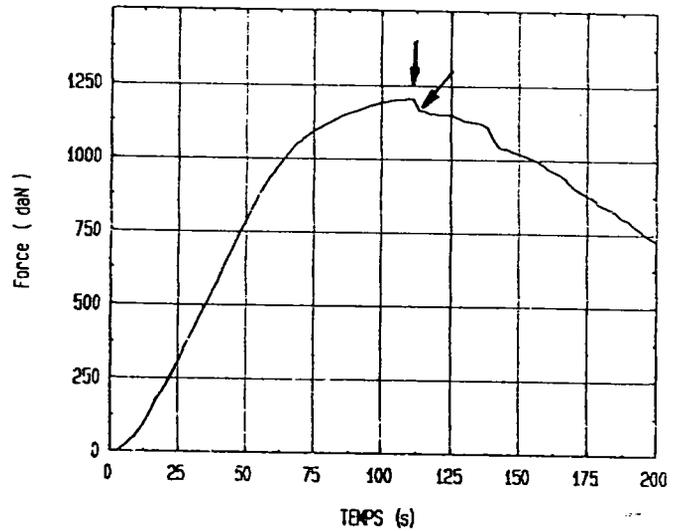
Nous ne disposons pour chaque échantillon, que des courbes force-flèche éprouvette et force-temps . Il suffit de con-

naître à un dF donné (représenté par les flèches), le dt et le dL (fig. A2.1) à un coefficient près.

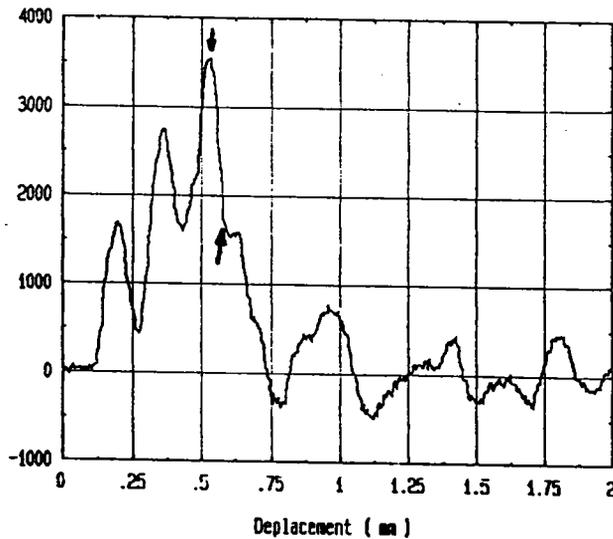
ACIER XC 35 TRAITE (7C11)
COURBE FORCE-FLECHE EPROUVETTE



ACIER XC 35 TRAITE (7C11)
COURBE FORCE-TEMPS



ALUMINIUM 7949 (33)
COURBE FORCE-FLECHE EPROUVETTE



ALUMINIUM 7949 (33)
COURBE FORCE-TEMPS

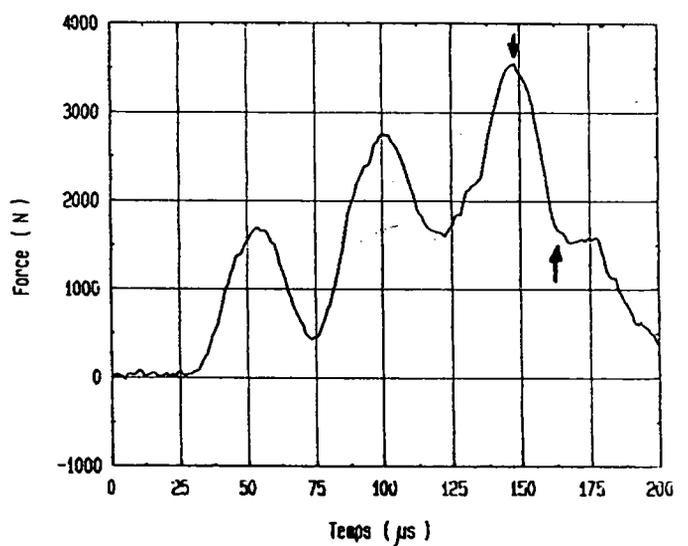


FIGURE N°A2.1 : Courbes expérimentales :
 - essai statique : acier XC 35 traité, sens travers (7C11) ; vitesse de traverse $8,33 \cdot 10^{-6}$ m/s,
 - essai dynamique : aluminium 7949 L 33 ;
 vitesse d'impact : 3,68 m/s.

A2.2.2/ EQUATIONS THEORIQUES

RESISTANCE DES MATERIAUX

$$\sigma = \frac{M_f \quad v}{I} \quad (1)$$

M_f : moment de flexion,

v : distance de la fibre neutre par rapport à l'axe,

I : moment quadratique (m^4),

σ : contrainte (MPa).

MECANIQUE DES MILIEUX CONTINUS (HOOKE)

$$\sigma = E \epsilon \quad (2)$$

E : module d'YOUNG (MPa)

ϵ : déformation

DEFORMATION DES POUTRES

(Méthode des fonctions de singularité, méthodes énergétiques, ...)

$$M_f = E \quad I \quad \frac{d^2 y}{dx^2} \quad (3)$$

y : déformée de la poutre (m).

HYPOTHESE :

On considère l'éprouvette comme une poutre encastree continue (sans entaille mécanique (2 mm) et sans fissure de fatigue (1,3 mm). La section rectangulaire est donc de $b * (W-a)$ avec $a = 2+1,3$.

EQUATION DE LA DEFORMEE

$$y (x) = \frac{P \quad x^4}{3 \quad E \quad I \quad L} \quad (4)$$

$$y(x) = \frac{P L^3}{48 E I} \quad \text{avec } x = L / 2$$

soit pratiquement $P = f(y)$

$$P = \frac{3 E I L}{x^4} y(x) \quad (5)$$

$$\bullet (1) \ \& \ (2) \quad \frac{M_f (W-a)}{I \ 2} = E \ \epsilon$$

$$\bullet (3) \quad \frac{E \ I}{E \ I} \quad \frac{d^2 y}{dx^2} \quad \frac{(W-a)}{2} = \epsilon$$

• en dérivant (4) deux fois par rapport à x :

$$\frac{12 \ P \ x^2}{3 \ E \ I \ L} \quad \frac{(W-a)}{2} = \epsilon$$

$$\bullet (5) \quad \frac{6 \ y}{x^2} (W-a) = \epsilon$$

$$\text{soit } \epsilon = \frac{24}{L^2} y (W-a) \quad (6)$$

$$\text{avec } \dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dx}$$

A2.2.3/ APPLICATION NUMERIQUE

$$L = 40 \ 10^{-3} \text{ m}$$

$$W = 10 \ 10^{-3} \text{ m}$$

$$a \geq 3,3 \ 10^{-3} \text{ m (NF A-03-180)}$$

$$\dot{\epsilon} = 109,5 \frac{dy \text{ (m)}}{dt} \quad (7)$$

A2.3/CONCLUSIONS

Pour chaque essai, il suffit de pondérer par ce coefficient les dt et dL calculés sur les courbes. Pour certaines courbes, il est assez facile de connaître la fin de la rupture de l'éprouvette grâce à l'apparition de petites vibrations (harmoniques) sur le signal.

aluminium : $dt = 14,81 \mu s$

$$dy = 34 \mu m \dots \dot{\epsilon} = 2,52 \cdot 10^2$$

acier : $dt = 2,35 s$

$$dy = 19 \mu m \dots \dot{\epsilon} = 8,8 \cdot 10^{-4}$$

Dans la bibliographie importante, il n'y a que SERVER [1], qui a calculé ce coefficient : il est égal à 164.

ANNEXE III

RECAPITULATIF DE NOS ESSAIS

Cette annexe présente tous nos résultats obtenus, soit par interprétation des données expérimentales, soit par calculs ou traitements numériques.

A3-1/ CARACTERISATION MECANIQUE DES ALLIAGES

A3-2/ MESURE DE LA ZONE ETIREE DES ALLIAGES

A3-3/ RESULTATS DE L'ANNEXE I

N°	MATIERE ALUMINIUM	T °C	Vo (m/s)	Ao (mm)	FORCE (daN)	Y	KIc (MPa/√m)	Rm (MPa)	Re (MPa)	A 1 (N m)	A 2 (N m)	JI (kJ/m²)
33	7949 L *	23	3,68	4,60	363	9,4	34,0	411,52	372,21			
31	7949 L *	23	3,68	4,40	376	8,8	33,2	396,36	358,49	0,83	1,61	29,64
35	7949 L *	23	3,68	3,98	410	7,9	32,2	373,99	338,27	0,72	1,49	23,92
	MOYENNE ECART TYPE				383 24,3		33,1 0,9	394,0 18,9	356,3 17,1			26,8 4,0
32	7949 L	23	4,38	4,11	429	8,1	34,9	408,79	369,74	0,35	2,26	11,88
	MOYENNE ECART TYPE											

N°	MATIERE ALUMINIUM	T °C	Vo (m/s)	Ao (mm)	FORCE (daN)	Y	KIc (MPa/√m)	Rm (MPa)	Re (MPa)	A 1 (N m)	A 2 (N m)	JI (kJ/m²)
6	7175 T	23	4,38	4,46	439	9,0	39,5	472,85	427,68	1,08	2,16	38,99
19	7175 T	23	4,38	3,97	450	7,8	35,2	409,12	370,04	1,06	1,92	35,16
20	7175 T	23	4,38	4,00	455	7,9	35,9	417,81	377,90	1,02	2,04	34,00
14	7175 T	23	4,38	4,16	478	8,3	39,4	463,32	419,06	1,12	2,08	38,36
21	7175 T	23	4,38	4,16	507	8,3	41,8	491,42	444,48	1,02	2,01	34,93
22	7175 T	23	4,38	3,97	524	7,8	41,0	476,40	430,89	1,17	2,19	38,81
	MOYENNE ECART TYPE				476 33,9		38,8 2,7	455,2 33,6	411,7 30,4			36,7 2,2

N°	MATIERE ALUMINIUM	T °C	Vo (m/s)	Ao (mm)	FORCE (daN)	Y	KIc (MPa/√m)	Rm (MPa)	Re (MPa)	A 1 (N m)	A 2 (N m)	JI (kJ/m²)
24	7175 L *	23	3,68	3,72	530	7,3	38,8	444,25	401,82	1,91	3,96	60,83
8	7175 L *	23	3,68	4,06	534	8,0	42,9	500,31	452,52	1,91	4,06	64,31
2	7175 L *	23	3,68	4,12	540	8,2	44,1	516,31	466,99	1,04	3,18	35,37
31	7175 L *	23	3,68	4,02	549	7,9	43,6	507,51	459,03	0,92	2,93	30,77
	MOYENNE ECART TYPE				538 8,26		42,3 2,4	492,1 32,6	445,1 29,4			47,8 17,2
29	7175 L	23	4,38	4,02	577	7,9	45,8	533,39	482,44	0,93	3,11	31,10
9	7175 L	23	4,38	4,10	599	8,1	48,6	568,85	514,51	1,11	3,91	37,63
	MOYENNE ECART TYPE				588 15,6		47,2 2,0	551,1 25,1	498,5 22,7			34,4 4,6

N°	MATIERE ALUMINIUM	T °C	Vo (m/s)	Ao (mm)	FORCE (daN)	Y	KIc (MPa/√m)	Rm (MPa)	Re (MPa)	A 1 (N m)	A 2 (N m)	JI (kJ/m²)
19	7475 T *	23	3,68	3,96	568	7,8	44,3	514,69	465,53	1,82	5,04	60,26
6	7475 T *	23	3,68	3,80	601	7,5	44,9	516,85	467,48	1,83	6,2	59,03
	MOYENNE ECART TYPE				585 23,3		44,6 0,4	515,8 1,5	466,5 1,4			59,6 0,9
26	7475 T	23	4,38	4,64	570	9,5	54,1	655,87	593,22	1,1	4,01	41,04
9	7475 T	23	4,38	3,64	647	7,2	46,4	528,77	478,26	2,36	5,16	74,21
16	7475 T	23	4,38	3,60	668	7,1	47,4	539,13	487,63	2,51	5,47	78,44
15	7475 T	23	4,38	3,74	672	7,4	49,4	566,89	512,73	2,49	5,53	79,55
13	7475 T	23	4,38	3,63	681	7,1	48,7	554,81	501,81	2,42	5,84	75,98
	MOYENNE ECART TYPE				648 45,1		49,2 3,0	569,1 50,7	514,7 45,8			69,8 16,2

N°	MATIERE ALUMINIUM	T °C	Vo (m/s)	Ao (mm)	FORCE (daN)	Y	KIc (MPa/√m)	Rm (MPa)	Re (MPa)	A 1 (N m)	A 2 (N m)	JI (kJ/m²)
25	7475 L	23	4,38	4,16	603	8,3	49,8	584,48	528,64	1,16	7,8	39,73
20	7475 L	23	4,38	4,16	603	8,3	49,8	584,48	528,64	1,19	7,57	40,75
27	7475 L	23	4,07	4,07	573	8,0	46,1	538,67	487,21	2,13	8,02	71,84
	MOYENNE ECART TYPE				593 17,3		48,5 2,1	569,2 26,4	514,8 23,9			50,8 18,3

Tableau A3-1 : Résultats des essais dynamiques pour les alliages d'aluminium (famille 7949, 7175 L et 7175 T)

N°	T°° (°C)	Ao (mm)	P Q (daN)	Y	KIc (MPa/m)	JIc (KJ/m ²)
M138	23	4,03	520	7,959	41,4	(100)
M144	23	4,05	580	8,003	46,4	(100)
M145	23	3,91	630	7,703	48,5	93,9
M146	23	3,96	610	7,808	47,6	94,4
M152	23	3,88	565	7,640	43,2	130,7
M148	23	3,98	600	7,851	47,1	68,7
MOY. ECAR.			584,2 38,8		45,7 2,8	96,9 25,5

N°	DURETE	Rm	FORCE	Re	FORCE	Rm
	HV 30	(MPa)	P Q (daN)	(MPa)	P max (daN)	(MPa)
M138	165	530	520	482	760	705
M144	155	495	580	542	790	738
M145	155	495	630	562	810	722
M146	177	562	610	553	800	725
M152	184	590	565	499	905	799
M148	171	546	600	547	750	684
MOY. ECAR.	167,8	536,3 38		530,7 32		728,7 39

Tableau A3-2 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier XC 35 recuit.

N°	T° (°C)	Ao (mm)	Y	P Q (daN)	K Q (MPa/m)	Aire 1 (N m)	Aire 2 (N m)	Ji ⇒ Klc (KJ/m²) (MPa/m)	KCV (J/cm²)	
7L75	-95	3,41	6,7	1507	101,6	3,7	12,5	111,0	158,1	28,6
7L76	-95	3,27 *	6,5	1328	86,4	3,9	14,0	116,2	159,8	31,0
7L67	-88	3,47	6,9	1314	90,1	4,7	15,6	143,0	177,3	36,6
7L78	-15	3,37	6,7	928	62,0	3,5	19,9	105,9	152,5	45,2
7L65	-15	3,25 *	6,5	1200	77,7	4,0	13,5	118,2	161,2	29,6
7L69	-8	3,55	7,0	1357	94,9	3,8	12,7	116,2	159,8	30,4
7L71	23	4,59	9,3	1000	93,5	3,2	12,5	118,7	161,5	42,6
7L63	23	4,14	8,2	935	76,7	4,9	17,7	168,3	192,3	51,4
7L77	23	3,52	6,9	1021	70,9	3,9	25,2	121,0	163,1	59,9
7L64	23	4,05	8,0	1186	94,9	3,5	12,8	118,7	161,5	36,0
7L74	23	3,57	7,0	1285	90,4	3,8	12,5	116,6	160,1	30,3
7L66	23	3,89	7,7	1135	86,8	3,7	10,9	120,4	162,6	29,2
7L1	23	3,30	6,6	1301	85,3	3,0	10,5	89,6	140,3	23,4
MOY. ECAR	23				85,5 8,8			121,9 23,3		

N°	DURETE HV 30	Rm (MPa)	T° (°C)	Ao (mm)	P max (daN)	Rm (MPa)	P élas (daN)	Re (MPa)
7L75	339	1092	-95	3,41	1548	1177	1285	977
7L76	331	1062	-95	3,27	1408	1028	742	542
7L67	331	1062	-88	3,47	1440	1116	792	614
7L78	287	925	-15	3,37	1160	872	785	590
7L65	336	1080	-15	3,25	1400	1016	1000	726
7L69	324	1042	-8	3,55	1440	1143	1050	834
7L71	308	995	23	4,59	1150	1299	829	936
7L63	308	995	23	4,14	1140	1097	742	714
7L77	331	1062	23	3,52	1300	1023	871	685
7L64	328	1050	23	4,05	1280	1195	914	853
7L74	348	1120	23	3,57	1428	1142	1000	800
7L66	331	1062	23	3,89	1240	1096	757	669
7L1	339	1092	23	3,30	1412	1040	1250	921
MOY. ECAR			23			1128 95,4		797,0 110,6

Tableau A3-3 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier XC 35 traité ; sens long.

N°	T** (°C)	Ao (mm)	Y	P Q (daN)	K Q (MPa/m)	Aire 1 (N m)	Aire 2 (N m)	J1 => K1c (KJ/m²)	K1c (MPa/m)	Kcv (J/cm²)
7A61	-110	2,95 *	6,0	1300	77,93	3,4	11,1	96,5	147,8	22,3
7D61	-98	3,47	6,9	1288	88,28	2,5	6,1	76,5	131,9	14,4
7C52	-90	3,38	6,7	1257	84,16	3,2	9,2	95,2	146,8	21,0
7D51	-26	3,44	6,8	1021	69,43	2,4	11,4	72,5	127,9	26,4
7A51	-17	3,13 *	6,3	1000	62,7	3,0	11,8	87,9	141,0	25,0
7B51	-16	3,62	7,1	1085	77,34	1,9	8,0	59,7	116,3	19,6
7C51	23	3,32	6,6	1171	77,2	3,0	8,5	88,6	141,6	19,0
7C51	23	3,44	6,8	1071	72,83	3,4	10,6	102,2	152,1	24,5
7B62	23	2,99 *	6,1	1257	76,13	4,1	10,2	117,8	163,3	20,8
7B61	23	3,35	6,6	1221	81,01	1,9	6,2	58,5	114,9	14,0
7C11	23	2,93 *	6,0	920	54,87	5,6	18,6	157,9	189,0	37,2
7C41	23	2,74 *	5,7	1275	72,42	4,0	16,0	111,0	158,5	30,4
7A52	23	3,34	6,6	862	57,12	3,8	12,8	112,6	159,7	28,7
MOY ECAR	23				70,2 10,2			106,9 30,2		

N°	DURETE HV 30	Rm (MPa)	T** (°C)	Ao (mm)	P max (daN)	Rm (MPa)	P élas (daN)	Re (MPa)
7A61	288	928	-110	2,95 *	1352	899	1085	722
7D61	339	1094	-98	3,47	1344	1042	1085	841
7C52	331	1060	-90	3,38	1296	978	1000	754
7D51	323	1040	-26	3,44	1112	854	814	625
7A51	323	1040	-17	3,13 *	1080	755	742	519
7B51	308	990	-16	3,62	1160	942	842	684
7C61	328	1050	23	3,32	1320	978	1028	762
7C51	320	1030	23	3,44	1160	891	821	631
7B62	331	1060	23	2,99 *	1412	950	900	605
7B61	348	1120	23	3,35	1248	932	814	608
7C11	259	830	23	2,93 *	1203	796	950	628
7C41	351	1120	23	2,74 *	1458	914	1250	784
7A52	250	800	23	3,34	1073	800	850	633
MOY ECAR		1001,4 132,1	23			894,3 71,4		664,4 75,1

Tableau A3-4 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier XC 35 traité ; sens travers.

N°	T° (°C)	Ao (mm)	P max (daN)	Y	KId (MPa m)	Aire 1 (N m)	Aire 2 (N m)	JI => KIC (KJ/m²) (MPa m)	Kcv (J/cm²)	
7L45	-159	3,22 *	558,9	6,4	35,89					
7L50	-154	3,47	621,5	6,9	42,59	0,7	5,1	20,8	68,5	16,2
7L38	-147	3,64	340,4	7,2	24,36					
7L24	-140	3,31	624,3	6,6	41,03	0,6	5,4	17,3	62,5	15,7
7L56	-130	3,30	706,8	6,6	46,36	0,8	3,3	22,4	71,0	9,7
7L52	-120	3,21 *	927,4	6,4	59,37	1,2	3,6	35,3	89,2	9,9
7L55	-100	3,99	659,5	7,9	51,91	0,6	4,6	21,0	68,7	21,6
7L25	-100	3,38	1631,9	6,7	109,20	4,9	9,8	148,0	182,6	29,6
7L60	-79	3,24 *	1277,7	6,5	82,44	3,5	7,6	103,5	152,7	21,4
7L32	-70	3,60	1510,3	7,1	107,18	1,8	4,7	56,3	112,6	16,0
7L46	-50	3,18 *	883,3	6,4	56,14	1,0	4,7	28,1	79,6	12,8
7L21	-30	3,44	1015,7	6,8	69,07	4,3	8,2	129,6	170,8	25,7
7L61	-15	3,46	1006,7	6,8	68,73	3,7	7,3	114,0	160,2	23,1
7L41	-4	4,19	998,1	8,3	83,06	3,0	9,2	103,3	152,5	54,9
7L44	23	3,14 *	1493,2	6,3	93,89	5,7	13,2	167,3	194,1	35,6
7L49	23	2,94 *	1941,4	6,0	116,11	7,8	19,0	222,1	223,7	47,3
7L59	23	3,25 *	1628,1	6,5	105,52	4,1	12,8	122,1	165,9	36,3
7L54	23	4,00	1521,7	7,9	120,12	5,6	16,5	187,7	205,6	78,3
7L33	23	3,76	1451,5	7,4	107,46					
7L39	23	3,67	1865,5	7,2	134,64	7,2	16,1	227,4	226,3	58,0
7L30	23	2,96 *	1173,2	6,0	70,51	6,6	18,4	186,6	205,1	46,0
7L51	23	3,36	1299,6	6,7	86,57	2,6	16,7	77,7	132,3	50,1
7L34	23	2,83 *	1274,0	5,8	74,06	2,6	12,1	73,1	128,3	29,0
MOY. ECAR	23				100,99 21,511			158 60,54		

N°	DURETE HV 30	Rm (MPa)	T° (°C)	Ao (mm)	P max (daN)	Rm (MPa)	Re (MPa)
7L45	331	1065	-159	3,22	558,9	402	346
7L50	366	1170	-154	3,47	621,5	482	415
7L38	294	945	-147	3,64	340,4	278	239
7L24	315	1012	-140	3,31	624,3	461	397
7L56	359	1150	-130	3,30	706,8	521	449
7L52	301	970	-120	3,21	927,4	664	573
7L55	348	1120	-100	3,99	659,5	603	520
7L25	281	905	-100	3,38	1631,9	1230	1061
7L60	294	950	-79	3,24	1277,7	923	796
7L32	348	1120	-70	3,60	1510,3	1220	1052
7L46	353	1135	-50	3,18	883,3	627	541
7L21	299	962	-30	3,44	1015,7	780	673
7L61	339	1090	-15	3,46	1006,7	777	670
7L41	369	1185	-4	4,19	998,1	977	843
7L44	294	950	23	3,14	1493,2	1048	903
7L49	315	1012	23	2,94	1941,4	1288	1110
7L59	339	1090	23	3,25	1628,1	1183	1020
7L54	385	1237	23	4,00	1521,7	1397	1205
7L33	301	970	23	3,76	1451,5	1233	1063
7L39	348	1120	23	3,67	1865,5	1538	1326
7L30	302	971	23	2,96	1173,2	783	675
7L51	349	1120	23	3,36	1299,6	974	840
7L34	264	845	23	2,83	1274,0	819	706
MOY. ECAR		1035 118	23			1140,3 255,77	983,1 220,5

Tableau A3-5 : Résultats des essais de flexion trois-points dynamique pour l'acier XC 35 traité ; sens long.

N°	T° (°C)	λ ₀ (mm)	Y	P max (daN)	KId (MPa m)	AIRE 1 (N m)	AIRE 2 (N m)	JI ⇒ KId (kJ/m²) (MPa m)	Kcv (J/cm²)	
7B41	-170	3,30	6,6	983,8	64,52	0,5	4,8	16,1	60,3	7,1
7A42	-160	3,13 *	6,3	821,0	51,54	0,2	6,5	7,0	39,7	9,5
7B101	-150	3,20 *	6,4	579,6	37,05	0,5	2,4	15,9	59,8	3,5
7B82	-149	4,24	8,4	910,2	76,91	1,5	5,3	53,5	109,8	9,3
7B71	-140	3,27 *	6,5	662,7	43,13	0,7	3,7	19,3	66,0	5,5
7A32	-102	3,36	6,7	1020,4	68,00	1,2	5,4	36,8	91,0	8,1
7B81	-98	3,67	7,2	1143,8	82,62	1,5	5,7	46,1	101,9	9,0
7A31	-79	3,15 *	6,3	862,7	54,44	0,7	3,8	19,3	65,9	5,5
7B12	-70	3,86	7,6	1504,6	114,33	4,1	8,3	134,5	174,1	13,5
7A71	-47	3,76	7,4	768,6	56,86	1,5	3,9	47,8	103,7	6,2
7C12	-30	3,21 *	6,4	892,2	57,17	0,9	5,1	27,7	79,0	7,4
7A102	-20	3,31	6,6	936,2	61,56	1,8	5,0	52,6	108,9	7,4
7A41	-5	3,19 *	6,4	1227,5	78,26	3,6	7,3	106,9	155,2	10,7
7A21	23	3,31	6,6	1333,7	87,70	4,0	8,6	118,7	163,5	12,9
7A12	23	3,36	6,7	1459,1	97,19	4,3	8,7	129,5	170,8	13,1
7A11	23	2,97 *	6,0	1780,0	107,26	3,9	12,8	111,8	158,7	18,1
7A22	23	3,21 *	6,4	1506,1	96,51	4,7	10,5	139,3	177,2	15,5
7B11	23	3,54	7,0	1274,8	88,94	3,5	10,3	108,6	156,4	15,9
7B22	23	4,02	7,9	1428,7	113,37	3,9	8,8	131,1	171,8	14,7
7B72	23	3,06 *	6,2	1236,4	76,24	3,4	7,2	97,1	147,9	10,3
7B21	23	3,25 *	6,5	1097,5	71,06	1,6	9,2	48,6	104,6	13,6
7B31	23	3,36	6,7	1046,9	69,68	2,4	7,0	72,3	127,6	10,5
MOY. ECAR	23°				89,8 15,4			106,3 29,6		

N°	DURETE HV 30	R _m (MPa)	T° (°C)	λ ₀ (mm)	P max (daN)	R _m (MPa)	Re (MPa)
7B41	347	1115	-170	3,30	983,8	724	625
7A42	366	1170	-160	3,13 *	821,0	575	496
7B101	292	935	-150	3,20 *	579,6	414	357
7B82	331	1065	-149	4,24	910,2	908	783
7B71	297	943	-140	3,27 *	662,7	484	417
7A32	315	1012	-102	3,36	1020,4	765	660
7B81	281	905	-98	3,67	1143,8	944	814
7A31	323	1040	-79	3,15 *	862,7	608	524
7B12	348	1120	-70	3,86	1504,6	1319	1137
7A71	351	1130	-47	3,76	768,6	653	563
7C12	316	1018	-30	3,21 *	892,2	640	552
7A102	312	1010	-20	3,31	936,2	691	596
7A41	347	1115	-5	3,19 *	1227,5	875	754
7A21	357	1150	23	3,31	1333,7	985	849
7A12	301	967	23	3,36	1459,1	1094	943
7A11	269	862	23	2,97 *	1780,0	1191	1026
7A22	308	995	23	3,21 *	1506,1	1080	931
7B11	252	808	23	3,54	1274,8	1009	870
7B22	348	1120	23	4,02	1428,7	1320	1138
7B72	341	1097	23	3,06 *	1236,4	849	732
7B21	291	933	23	3,25 *	1097,5	796	687
7B31	357	1150	23	3,36	1046,9	784	676
MOY. ECAR			23°			1012,0 181,7	872,5 156,6

Tableau A3-6 : Résultats des essais de flexion trois-points dynamique pour l'acier XC 35 traité ; sens travers.

RESULTATS EXPERIMENTAUX DE L'ACIER XC 35, TRAITE, SENS LONG, ESSAI STATIQUE							
EPROUVETTE	FORCE P Q (daN)	FORCE ULTIME (daN)	FORCE INTERRUPTION (daN)	AIRE s/s FORCE INT. (Joules)	FISSURE FATIGUE (mm)	ACCROIS. FISSURE (mm)	DEPLACEMENT TOTAL (mm)
7L6	918		1236	4,479	2,85	0,088	0,689
7L14	888		1180	5,200	3,11	0,129	0,664
7L7	793		1049	3,631	3,84	0,143	0,659
7L3	1152		1544	3,365	3,10	0,144	0,518
7L16	846	1194	1165	6,940	3,39	0,483	0,826
7L5	1103	1336	1301	4,852	3,23	0,533	0,713
7L12	943	1231	1204	7,203	3,11	0,553	0,865
7L20	1118	1389	1347	5,110	3,27	0,586	0,603
7L9	852	1179	1199	10,580	2,95	0,629	1,126
7L19	968	1242	1207	6,148	3,11	0,631	0,733
7L18	993	1345	1288	8,020	3,20	0,663	0,812
7L13	916	1172	1117	7,619	3,38	0,678	0,935
7L2	1292	1547	1474	6,430	3,01	0,696	0,761
7L17	923	1305	1223	4,280	2,95	0,794	0,688
7L8	1133	1382	1287	6,170	3,13	0,844	0,665
7L11	764	1067	1004	13,010	3,37	0,963	1,463
7L10	1046	1328	1069	8,190	3,07	1,450	0,870
7L1	1301	1412	jusqu'à RUP	10,540	3,30	5,850	2,122
MOYENNE :							
ECART :							

RESULTATS EXPERIMENTAUX DE L'ACIER XC 35, TRAITE, SENS TRAVERS, ESSAI STATIQUE							
EPROUVETTE	FORCE P Q (daN)	FORCE ULTIME (daN)	FORCE INTERRUPTION (daN)	AIRE s/s FORCE (Joules)	FISSURE FATIGUE (mm)	ACCROIS. FISSURE (mm)	DEPLACEMENT TOTAL (mm)
7C82	817		1051	3,00	3,00	0,100	0,532
7C71	994		1236	2,66	3,10	0,193	0,464
7C32	817	1102	1076	4,39	3,14	0,464	0,671
7C81	1075	1229	1204	2,72	3,30	0,469	0,411
7C101	1051	1165	1147	3,47	3,23	0,525	0,514
7C42	1004	1299	1248	5,24	2,89	0,638	0,610
7C31	827	1046	1041	5,13	3,10	0,641	0,609
7B52	809	1120	1067	6,16	3,06	0,650	0,766
7C72	1049	1217	1175	3,46	3,10	0,657	0,504
7C62	791	977	850	6,04	3,53	1,119	0,836
7C91	899	1109	910	2,99	3,57	1,364	0,523
7C102	997	1181	942	3,42	3,34	1,406	0,463
7D62	975	1358	1209	3,04	3,23	1,457	0,436
7D52	897	1063	617	5,12	3,66	2,306	0,718
7C92	1224	1229	995	2,88	3,21	2,457	0,450
7A52	862	1073	jusqu'à RUP	12,72	3,34	5,464	2,368
MOYENNE :							
ECART :							

Tableau A3-7 a) : Diagramme J - Δ a ; données expérimentales pour l'acier XC 35 traité (sens long et travers).

CARACTERISTIQUE MECANIQUE DE L'ACIER XC 35, TRAITE, SENS LONG, ESSAI STATIQUE								
EPROUVETTE	TENACITE K _{Ic} (MPa m)	PARAMETRE J _{Ic} (kJ/m ²)	LIMITE D' ELASTICITE Re (MPa)	RESISTANCE ULTIME R _m (MPa)	RESISTANCE ECOULEMENT R _c (MPa)	FLECHE (s/s P Q) (mm)	FLECHE s/s P _{max} (mm)	FLECHE TOTALE (mm)
7L6	53,7	125,32	594	800	697	0,196	0,264	0,264
7L14	55,4	150,90	618	821	720	0,212	0,281	0,281
7L7	59,9	117,85	690	913	802	0,264	0,350	0,350
7L3	71,8	97,56	800	1072	936	0,274	0,367	0,367
7L16	56,8	209,98	640	903	772	0,229	0,323	0,401
7L5	71,0	143,32	795	963	879	0,277	0,336	0,428
7L12	58,9	209,15	657	858	757	0,225	0,294	0,363
7L20	72,7	151,74	815	1012	914	0,286	0,355	0,466
7L9	51,0	299,93	566	783	674	0,189	0,262	0,214
7L19	60,5	178,54	675	866	770	0,231	0,297	0,385
7L18	63,5	235,88	710	962	836	0,246	0,334	0,487
7L13	61,3	230,01	690	883	786	0,246	0,315	0,481
7L2	78,7	183,97	874	1047	960	0,295	0,354	0,529
7L17	55,3	121,42	614	868	741	0,206	0,291	0,487
7L8	71,1	179,57	793	967	880	0,272	0,332	0,578
7L11	51,0	392,16	574	801	687	0,204	0,285	0,494
7L10	64,7	236,36	720	914	817	0,245	0,311	1,008
7L1	85,3	314,63	958	1040	999	0,338	0,366	8,508
MOYENNE :	63,5	198,8	710,2	915,2	812,7			
ECART :	9,7	77,4	109,0	89,4	97,3			

CARACTERISTIQUE MECANIQUE DE L'ACIER XC 35, TRAITE, SENS TRAVERS, ESSAI STATIQUE								
EPROUVETTE	TENACITE K _{Ic} (MPa m)	PARAMETRE J _{Ic} (kJ/m ²)	LIMITE D' ELASTICITE Re (MPa)	RESISTANCE ULTIME R _m (MPa)	RESISTANCE ECOULEMENT R _c (MPa)	FLECHE (s/s P Q) (mm)	FLECHE s/s P _{max} (mm)	FLECHE TOTALE (mm)
7C82	49,6	85,79	551	708	630	0,186	0,239	0,239
7C71	61,9	77,10	690	858	774	0,236	0,294	0,294
7C32	51,4	127,87	574	774	674	0,198	0,266	0,330
7C81	70,5	81,19	792	905	848	0,279	0,319	0,385
7C101	67,7	102,66	759	841	800	0,265	0,293	0,339
7C42	59,3	147,51	657	849	753	0,218	0,282	0,399
7C31	51,5	148,81	574	726	650	0,196	0,248	0,260
7B52	49,9	177,52	555	769	662	0,189	0,261	0,393
7C72	65,3	100,25	728	844	786	0,249	0,289	0,390
7C62	55,0	186,56	624	770	697	0,227	0,281	0,706
7C91	63,2	93,00	719	887	803	0,264	0,326	0,928
7C102	66,1	102,70	743	880	812	0,263	0,312	0,973
7D62	62,8	89,81	703	979	841	0,245	0,342	0,725
7D52	64,6	161,51	738	874	806	0,275	0,326	1,937
7C92	78,4	84,83	878	881	879	0,305	0,306	0,913
7A52	57,1	381,98	642	800	721	0,228	0,283	6,951
MOYENNE :	60,9	134,3	682,8	834,2	758,5			
ECART :	8,1	75,2	92,8	71,4	77,2			

Tableau A3-7 b) : Diagramme J - Δ a ; calculs effectués sur données expérimentales pour l'acier XC 35 traité (sens long et travers).

N°	DURETE		FORCE P max (daN)	Rm (MPa)	FORCE P Q (daN)	Re (MPa)
	HRC	Rm (MPa)				
29	50,8	1720	1341	962	1341	962
30	48,5	1600	1428	1216	1423	1212
31	49,5	1650	1316	1114	1316	1114
32	51	1735	1198	1119	1192	1113
33	50	1680	1252	1146	1051	962
34	51,5	1760	1015	957	1014	956
36	54	1910	1049	852	1049	852
MOYENNE ECART-TYPE				1052,19 129,87	1198,00 164,67	1024,37 124,66

N° EPROUVETTE	Ao (mm)	FORCE P Q (daN)	LIMITE ELASTIQUE (MPa)	TENACITE KQ (MPa/m)	AIRE s/s P max (JOULES)	AIRE TOTALE (JOULES)	PARAMETRE JIC (KJ/m ²)	RESILIENCE Kv (J/cm ²)
29	3,21	1341	962	85,93	2,6	4,5	75,1	9,8
30	3,77	1423	1212	89,90	2,8	5,6	89,2	14,4
31	3,75	1316	1114	82,17	2,1	4,5	68,5	11,6
32	4,05	1192	1113	89,08	2,0	4,2	66,5	11,8
33	3,99	1051	962	75,72	2,1	4,4	71,2	12,3
34	4,08	1014	956	77,19	1,7	3,5	57,7	10,0
36	3,62	1049	852	60,73	1,6	3,6	51,5	8,8
MOYENNE ECART-TYPE			1024,37 124,66	80,10 10,15			68,54 12,19	

Tableau A3-8 : Résultats des essais de flexion trois-points statique pour l'acier 35 NCD 16.

MATÉRIAU 7949 LONG	Lze (μm) (M.E.B.)	RUGOSIME. (μm)		Hr (μm)	Lar (μm)	Hw (μm)	Law (μm)
		Lze	Hze				
33 *	102,6	65,6	29,4	17,6	22,8	11,8	58,4
31 *	58,8	57,5	27,9	9,3	23,8	22,9	73,1
35 *	121,2	47,9	29,4	5,3	13,3	6,3	33,2
MOYENNE	96,3	57,0	28,9	10,8	20,0	13,7	54,9
ECART TYPE	32,1	8,9	0,9	6,3	5,8	8,5	20,2
32	40,0	67,3	33,3	5,2	10,5	7,0	23,9

MATÉRIAU 7175 LONG	Lze (μm) (M.E.B.)	RUGOSIME. (μm)		Hr (μm)	Lar (μm)	Hw (μm)	Law (μm)
		Lze	Hze				
24 *	45,5	59,5	33,6	60,7	160,2	68,3	236,3
08 *	46,5	42,5	31,6	15,9	17,7	xxxxxx	xxxxxx
02 *	34,3	56,7	31,5	35,4	147,5	84,6	264,7
31 *	72,0	XXXXX	XXXXX	xxxxxxx	xxxxxxx	xxxxxxx	xxxxxxx
MOYENNE	49,6	52,9	32,2	37,3	108,5	76,4	250,5
ECART TYPE	16,0	9,1	1,2	22,5	78,9	11,5	20,1
29	73,6	XXXXX	XXXXX	xxxxxxx	xxxxxxx	xxxxxxx	xxxxxxx
9	50,5	56,8	26,6	57,0	87,3	31,3	205,5
MOYENNE	62,1	56,8	26,6	57,0	87,3	31,3	205,5
ECART TYPE	16,3						

MATÉRIAU 7175 TRAV	Lze (μm) (M.E.B.)	RUGOSIME. (μm)		Hr (μm)	Lar (μm)	Hw (μm)	Law (μm)
		Lze	Hze				
6	91,7	51,2	27,9	12,8	27,5	27,2	145,6
19	95,7	56,8	32,6	12,5	24,1	50,1	211,2
20	69,3	47,1	22,1	10,9	20,8	42,4	168,9
14	75,0	40,1	24,1	4,6	13,2	0,2	29,7
21	120,0	54,3	43,5	16,9	40,6	41,2	204,9
22	68,3	50,5	28,9	10,9	24,6	30,3	136,6
MOYENNE	86,7	50,0	29,9	11,4	25,1	31,9	149,5
ECART TYPE	20,0	5,9	7,6	4,0	9,0	17,7	66,0

MATÉRIAU 7475 LONG	Lze (μm) (M.E.B.)	RUGOSIME. (μm)		Hr (μm)	Lar (μm)	Hw (μm)	Law (μm)
		Lze	Hze				
20	64,0	XXXXX	XXXXX	71,4	120,0	xxxxxxx	xxxxxxx
25	101,4	46,7	26,1	27,5	77,9	177,5	239,3
27	110,0	XXXXX	XXXXX	xxxxxxx	xxxxxxx	xxxxxxx	xxxxxxx
MOYENNE	91,8	46,7	26,1	49,4	99,0	177,5	239,3
ECART TYPE	24,5			31,1	29,7		

MATÉRIAU 7475 TRAV	Lze (μm) (M.E.B.)	RUGOSIME. (μm)		Hr (μm)	Lar (μm)	Hw (μm)	Law (μm)
		Lze	Hze				
19 *	60,0	61,0	37,3	17,8	61,4	6,2	132,5
06 *	63,6	64,7	34,6	8,5	21,2	15,2	122,7
MOYENNE	61,8	62,9	36,0	13,1	41,3	10,7	127,6
ECART TYPE	2,6	2,6	1,9	6,6	28,4	6,4	6,9
26	57,9	63,5	49,4	4,7	10,2	9,9	152,1
09	81,7	59,3	30,0	14,5	42,5	23,6	234,4
16	103,0	54,4	31,2	27,7	63,1	102,4	313,9
15	49,2	56,2	37,4	11,5	31,6	55,9	144,7
13	30,0	53,2	30,0	20,1	51,0	75,3	337,0
MOYENNE	66,0	55,8	32,2	15,7	39,7	53,4	236,4
ECART TYPE	32,6	2,7	3,5	8,7	20,1	37,7	88,9

Tableau A3-9 : Détail des mesures de la zone étirée des alliages d'aluminium (les repères * indiquent les éprouvettes rompues à la vitesse d'impact de 3,68 m/s ; les autres 4,38 m/s).

XC 35 ETAT RECUIT ESSAI STATIQUE										
REPÈRE	Lze (μm)	Lze (μm)	COUPES NICKÉLÉES CRM (* : ESSAI BESANCON)		RUGOSITÉ		ONDULATION			
	e- SEC	e- r{tro	Lze (μm)	Hze (μm)	Hze R (μm)	Lze AR (μm)	Hze W (μm)	Lze AW (μm)		
N 152	XXXXXXXX	90,2	95,7 \pm 35,9	67,3 \pm 22,3	13,8	21,1	25,9	9,8		
N 138	XXXXXXXX	XXXXXXXXXX	138,3 \pm 54,4	81,5 \pm 20,3	21,6	56,1	70,3	19,0		
N 144	73,6	67,2	121,2 \pm 48,7	84,4 \pm 39,7	7,8	36,9	1,6	68,0		
N 145	113,7	80,0	125,8 \pm 47,4	95,3 \pm 47,8	17,9	33,6	26,9	118,6		
N 148	XXXXXXXX	XXXXXXXXXX	94,5 \pm 35,3	74,5 \pm 18,9	15,7	39,7	14,9	218,3		
N 146	XXXXXXXX	72,0	92,8 \pm 34,1	65,9 \pm 21,7	9,0	5,8	47,8	133,3		
MOYENNE	93,7	77,4	111,4	42,6	78,2	28,5	14,3	32,2	31,2	94,5
ECART TY	28,4	10,1					5,3	17,1	24,4	78,7

Tableau A3-10 : Détail des mesures de la zone étirée : (microscopie électronique, méthode rugosimétrique et estimation de la rugosité) pour l'acier XC 35 recuit, essai statique.

XC 35		SENS LONG		ETAT TRAITE		ESSAI STATIQUE			
REPERE	Lze (μm)	Lze (μm)	COUPES NICKELEES CRM (* : ESSAI BESANCON)		RUGOSITE		ONDULATION		
	(e- SEC)	e- retro	Lze (μm)	Hze (μm)	Hze R (μm)	Lze AR (μm)	Hze W (μm)	Lze AW (μm)	
7L75	29,1	86,6	53,4 \pm 9,7	25,4 \pm 7,1	19,5	2,6	51,6	9,1	
7L76	50,0	XXXXXXXX	89,8 \pm 30,1	52,4 \pm 18,6	9,5	21,1	13,6	38,3	
7L67	XXXXXXXX	62,9	52,7 \pm 10,3	34,0 \pm 8,9	9,2	20,6	13,3	5,9	
7L65 *	XXXXXXXX	XXXXXXXX	73,5 \pm 25,6	27,8 \pm 13,3	10,4	22,9	18,7	63,0	
7L69	35,0	XXXXXXXX	76,3 \pm 11,1	40,4 \pm 11,1	12,7	50,8	52,2	235,6	
7L71	50,0	XXXXXXXX	87,9 \pm 26,1	61,6 \pm 25,1	6,5	7,9	13,3	57,7	
7L63	XXXXXXXX	53,9	83,3 \pm 35,8	60,4 \pm 33,2	10,6	8,5	23,9	12,3	
7L77	XXXXXXXX	57,7	65,7 \pm 32,7	42,6 \pm 11,2	11,7	11,9	2,1	120,8	
7L64	XXXXXXXX	XXXXXXXX	69,8 \pm 25,1	58,8 \pm 13,0	16,5	13,5	30,0	209,3	
7L74	XXXXXXXX	XXXXXXXX	42,5 \pm 7,6	21,1 \pm 2,8	13,7	2,5	22,2	76,0	
7L66	XXXXXXXX	57,7	76,7 \pm 15,9	47,5 \pm 13,3	9,3	63,4	0,4	365,4	
7L1 *	35,0	XXXXXXXX	59,3 \pm 18,3	31,8 \pm 12,3	6,5	15,8	15,8	28,3	
7L1			68,8 \pm 9,9	33,8 \pm 17,7	18,8	6,0	36,3	91,5	

TTemp. NOY	39,8	63,8	69,2	19,9	41,3	14,4	11,9	19,0	22,6	101,0
\pm	9,6	13,2					4,2	18,3	16,3	107,5
Amb. NOY	42,5	56,5	69,2	21,4	44,7	16,1	11,7	16,2	18,0	120,2
\pm	10,6	2,2					4,4	19,6	12,7	116,4

Tableau A3-11 : Détail des mesures de la zone étirée :
(microscopie électronique, méthode rugosimétrique et estimation
de la rugosité) pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai
statique.

XC 35 SENS TRAVERS STATIQUE ETAT TRAITE									
REPERE	Lze (μm)	Lze (μm)	COUPES NICKELEES CRM (* : ESSAI BESANCON)		RUGOSITE		ONDULATION		
	e- SEC	e- retro	Lze (μm)	Hze (μm)	Er (μm)	Lar (μm)	Hw (μm)	Law (μm)	
7A61	100,0	XXXXXXXX	XXXXXXXXXXXXXX	XXXXXXXXXXXXXX	XXXXXXX	XXXXXXX	XXXXXXX	XXXXXXX	
7D61 *	133,3	XXXXXXXX	88,9 \pm 34,4	45,2 \pm 27,1	28,6	70,7	59,2	244,6	
7C52	30,0	75,5	82,8 \pm 23,6	50,3 \pm 23,4	36,1	2,6	72,0	135,0	
7D51	XXXXXXXX	57,7	49,0 \pm 23,9	30,1 \pm 13,5	23,4	10,0	44,6	89,6	
7A51	85,9	61,3	85,4 \pm 23,4	52,8 \pm 15,3	20,2	6,4	142,8	453,2	
7B51	XXXXXXXX	XXXXXXXX	XXXXXXXXXXXXXX	XXXXXXXXXXXXXX	XXXXXXX	XXXXXXX	XXXXXXX	XXXXXXX	
7C61	24,6	XXXXXXXX	96,4 \pm 42,8	77,9 \pm 53,4	18,6	58,8	77,6	121,5	
7C51	XXXXXXXX	93,8	65,9 \pm 20,2	52,2 \pm 24,0	27,3	1,6	67,9	131,8	
7B62	XXXXXXXX	XXXXXXXX	76,1 \pm 24,5	51,3 \pm 14,5	31,3	5,1	93,8	101,9	
7B61	50,0	XXXXXXXX	64,3 \pm 20,3	41,4 \pm 11,4	20,9	44,5	41,6	149,3	
7C11	32,2	XXXXXXXX	78,8 \pm 18,8	39,2 \pm 14,5	33,4	46,6	54,6	45,9	
7C41	30,0	XXXXXXXX	68,3 \pm 17,8	41,7 \pm 2,6	26,1	38,0	36,1	24,9	
7A52	XXXXXXXX	XXXXXXXX	59,5 \pm 13,6	31,9 \pm 12,5	26,1	15,6	30,0	220,3	
7A52 *	XXXXXXXX	XXXXXXXX	64,2 \pm 14,0	25,7 \pm 11,9	9,2	7,9	3,4	18,9	

TTemp. MOY	60,7	72,1	73,3	23,1	45,0	18,7	25,1	25,7	60,3	144,7
±	40,7	16,4					7,3	24,6	35,4	119,3
Amb. MOY	34,2	93,8	71,7	21,5	45,2	18,1	24,1	27,3	50,6	101,8
±	11,0						7,7	22,2	28,9	69,2

Tableau A3-12 : Détail des mesures de la zone étirée : (microscopie électronique, méthode rugosimétrique et estimation de la rugosité) pour l'acier XC 35 traité, sens travers, essai statique.

XC 35		ETAT TRAITE		ESSAI DYNAMIQUE		SENS LONG			
REPERE	TEMP. ESSAI (KELVIN)	Lze (μm) e- SEC	Lze (μm) e- retro	COUPES NICKELEES CRM (* : ESSAI BESANCON) Lze (μm) Hze (μm)		RUGOSITE Hze Lze R (μm) Ar(μm)		ONDULATION Hze Lze W (μm) Aw(μm)	
7L45	114	xxxxxxx	xxxxxxx	37,9 \pm 10,1	13,0 \pm 6,4	9,6	86,0	37,8	93,8
7L50	119	18,8	xxxxxxx	25,0 \pm 5,2	11,7 \pm 3,8	7,4	6,8	7,6	130,6
7L38	126	xxxxxxx	xxxxxxx	37,1 \pm 5,0	16,7 \pm 5,2	4,5	4,4	23,2	116,1
7L24	133	xxxxxxx	xxxxxxx	39,9 \pm 14,2	17,8 \pm 7,1	5,6	2,5	15,2	386,2
7L56	143	5,0	xxxxxxx	49,8 \pm 14,2	22,2 \pm 7,1	16,5	21,9	37,4	34,8
7L52	153	35,0	10,0	44,6 \pm 19,8	26,9 \pm 6,2	18,7	10,5	22,7	100,3
7L55	173	xxxxxxx	xxxxxxx	22,5 \pm 5,2	13,3 \pm 8,2	7,0	6,6	3,2	44,9
7L25	173	30,0	xxxxxxx	36,2 \pm 11,7	24,2 \pm 11,2	10,4	7,1	9,9	164,0
7L60	194	37,0	xxxxxxx	48,5 \pm 9,2	23,3 \pm 6,6	21,5	9,7	38,9	58,6
7L32 G 7L32 D	203	xxxxxxx	xxxxxxx	37,5 \pm 5,9 83,6 \pm 19,4	19,1 \pm 10,6 36,9 \pm 12,2	10,1 18,9	8,5 44,4	37,7 54,2	78,8 80,9
7L46	223	27,0	xxxxxxx	51,4 \pm 7,4	29,8 \pm 17,8	17,8	14,1	45,1	169,8
7L21	243	25,6	xxxxxxx	57,9 \pm 12,1	49,6 \pm 21,0	23,1	41,6	17,6	247,0
7L61	258	21,1	xxxxxxx	51,0 \pm 12,6	27,3 \pm 8,0	11,3	2,3	31,5	95,9
7L41	269	26,0	xxxxxxx	53,3 \pm 12,5	31,0 \pm 9,7	9,6	33,7	30,0	350,4
7L44	296	33,6	xxxxxxx	58,2 \pm 19,4	40,9 \pm 12,0	11,6	92,3	49,2	273,3
7L49	296	20,0	20,0	39,4 \pm 9,9	15,2 \pm 8,2	20,7	7,4	91,5	165,8
7L59	296	45,9	xxxxxxx	83,9 \pm 15,3	40,7 \pm 20,8	19,1	20,5	90,8	6,4
7L54	296	40,0	17,5	74,6 \pm 17,6	45,4 \pm 15,8	13,6	19,6	19,5	38,3
7L33	296	xxxxxxx	xxxxxxx	71,3 \pm 10,0	35,0 \pm 12,4	30,4	1,7	34,9	64,3
7L39	296	49,3	xxxxxxx	76,8 \pm 14,4	34,2 \pm 13,1	15,8	31,4	43,0	78,7
7L30 *	296	100,0	28,9	79,7 \pm 33,7	33,56 \pm 14,3	13,4	31,0	24,1	90,8
7L51 * 7L51	296	xxxxxxx	81,4	58,2 \pm 11,3 70,2 \pm 10,1	26,9 \pm 9,9 40,2 \pm 12,8	11,8 36,4	18,6 4,9	25,9 34,3	107,2 55,9
7L34 * 7L34	296	53,9	xxxxxxx	62,4 \pm 35,2 67,9 \pm 14,7	29,1 \pm 20,3 42,9 \pm 8,9	9,1 28,2	22,0 118,9	20,4 38,1	105,5 176,8
TOUTES TEMP. MOY \pm	35,5 21,3	31,6 28,7	54,6 13,7	28,7 11,1	15,5 7,9	25,7 30,0	34,0 21,1	127,5 94,5	
AMBIANTE MOY \pm	49,0 25,2	37,0 30,1	67,5 17,4	34,9 13,5	19,1 8,9	33,5 37,4	42,9 25,6	105,7 75,0	

Tableau A3-13 : Détail des mesures de la zone étirée (microscopie électronique, méthode rugosimétrique et estimation de la rugosité) pour l'acier XC 35 traité, sens long, essai dynamique.

XC 35		ETAT TRAITE		ESSAI DYNAMIQUE		SENS TRAVERS					
REPERE	TEMP. ESSAI (KELVIN)	Lze (μm)	Lze (μm)	COUPES NICKELEES CRM (* : ESSAI BESANCON)		RUGOSITE		ONDULATION			
		e- SEC	e- retro	Lze (μm)	Hze (μm)	Hze R (μm)	Lze Ar (μm)	Hze W (μm)	Lze Aw (μm)		
7B41	103	xxxxxxx	xxxxxxx	34,0 \pm 5,5	18,3 \pm 6,82	6,0	3,7	5,1	108,1		
7A42	113	20,0	xxxxxxx	32,5 \pm 7,3	16,5 \pm 9,1	3,3	21,9	2,4	142,7		
7B101	123	xxxxxxx	xxxxxxx	50,8 \pm 14,9	25,3 \pm 12,4	1,6	18,8	35,4	287,1		
7B82	124	56,4	xxxxxxx	37,1 \pm 8,7	13,8 \pm 5,1	5,3	3,1	6,1	58,4		
7B71	133	35,0	xxxxxxx	36,1 \pm 9,7	21,3 \pm 8,3	4,3	2,0	13,2	106,8		
7A32	171	xxxxxxx	15,0	49,6 \pm 14,0	30,7 \pm 14,0	6,4	67,8	27,4	176,6		
7B81	175	47,0	xxxxxxx	59,3 \pm 14,6	36,9 \pm 17,1	5,0	18,5	19,5	72,5		
7A31	194	48,6	xxxxxxx	52,9 \pm 11,7	18,8 \pm 7,9	15,3	0,6	36,4	2,7		
7B12	203	54,2	xxxxxxx	38,3 \pm 7,0	21,7 \pm 4,7	8,7	11,3	23,1	76,0		
7A71	226	22,2	xxxxxxx	45,5 \pm 19,2	23,8 \pm 8,3	13,6	4,5	33,1	7,0		
7C12	243	32,8	xxxxxxx	52,5 \pm 13,5	22,7 \pm 9,5	12,1	16,6	1,9	55,8		
7A102	253	33,3	xxxxxxx	57,7 \pm 15,9	28,8 \pm 11,0	7,0	36,4	10,1	112,4		
7A41	268	40,0	xxxxxxx	57,0 \pm 20,1	25,5 \pm 14,4	23,9	33,3	27,8	188,1		
7A21	296	48,0	xxxxxxx	66,3 \pm 24,6	28,4 \pm 15,9	31,9	4,7	4,0	142,1		
7A12	296	xxxxxxx	xxxxxxx	52,9 \pm 5,4	27,0 \pm 24,3	22,3	46,5	71,6	193,1		
7A11	296	50,0	xxxxxxx	66,2 \pm 17,8	29,5 \pm 12,8	29,6	22,0	35,0	57,9		
7A22	296	xxxxxxx	20,0	67,1 \pm 17,8	30,7 \pm 14,0	37,3	40,2	105,9	140,2		
7B11	296	70,0	xxxxxxx	46,4 \pm 9,5	21,7 \pm 12,0	9,5	3,5	25,1	49,1		
7B22	296	72,3	xxxxxxx	80,6 \pm 19,4	43,3 \pm 24,3	14,1	17,2	30,6	238,0		
7B72	296	111,4	xxxxxxx	72,1 \pm 15,0	32,5 \pm 11,8	28,3	10,8	23,7	68,0		
7B72 *				43,6 \pm 13,7	31,6 \pm 19,8	13,7	29,7	27,3	132,1		
7B21 *	296	81,2	xxxxxxx	97,3 \pm 54,8	61,8 \pm 35,5	23,8	56,3	50,0	177,7		
7B31	296	100,0	43,3	55,5 \pm 8,8	41,0 \pm 20,4	25,8	57,3	66,5	88,2		
TOUTES TEMP. MOY.		54,3	26,1	54,4	15,2	28,3	13,9	15,2	22,9	29,6	116,5
		\pm 25,6	15,1					10,5	19,8	24,9	71,1
AMBIANTE MOY.		76,1	31,7	64,8	18,7	34,7	19,1	23,6	28,8	44,0	128,6
		\pm 23,7	16,5					8,9	20,4	29,9	62,8

Tableau A3-14 : Détail des mesures de la zone étirée (microscopie électronique, méthode rugosimétrique et estimation de la rugosité) pour l'acier XC 35 traité, sens travers, essai dynamique.

35 NCD 16		ETAT TRAITE		SENS LONG		ESSAI STATIQUE			
REPERE	Lze (μm) e- sec	COUPES NIQUELEES CPM (* : ESSAI BESANCON)		RUGOSITE		ONDULATION			
		Lze (μm)	Hze (μm)	Hze R (μm)	Lze AR (μm)	Hze W (μm)	Lze AW (μm)		
EP 29	37,5	43,9 \pm 17,3	15,0 \pm 6,0	2,0	36,3	1,5	129,4		
EP 30	39,0	35,5 \pm 11,3	12,7 \pm 5,1	2,7	23,2	8,5	38,5		
EP 31	43,0	31,9 \pm 10,4	14,6 \pm 4,8	1,3	23,4	0,4	65,9		
EP 32	42,5	32,0 \pm 8,7	11,5 \pm 4,4	2,2	5,2	1,2	76,6		
EP 33	27,5	31,3 \pm 14,6	14,1 \pm 3,3	0,5	14,2	3,2	29,4		
EP 34	42,0	39,2 \pm 8,1	12,7 \pm 18,3	0,4	3,8	4,3	178,4		
EP 36	50,0	50,2 \pm 18,1	22,8 \pm 8,8	0,3	34,3	3,5	130,7		
MOYENNE	40,2	37,7	12,6	14,8	7,2	1,4	20,1	3,3	92,7
ECART TYPE	6,9					1,0	13,0	2,7	54,9

Tableau A3-15 : Détail des mesures de la zone étirée :
(microscopie électronique, méthode rugosimétrique et estimation
de la rugosité) pour l'acier 35 NCD 16 traité, sens long, essai
statique.

ETALONNAGE STATIQUE DU COUPEAU ACIER : ϕ 20mm						
FORCE EXERCÉE (NEWTONS)	ALIMENTATION		RAPPORT G 1		RAPPORT G 2 ALIM. 3,5 V (10 + 3)	DEFORMATION $\Delta L / L$ (10 - 5)
	2,7 VOLTS ΔU (mV)	3,5 VOLTS ΔU (mV)	2,7 VOLTS (10 - 3)	3,5 VOLTS (10 - 3)		
4905	50	66	0,133	0,134	36,65	9,2
9810	97	126	0,254	0,255	38,47	18,5
14715	144	187	0,379	0,379	38,84	27,7
19620	191	246	0,504	0,501	39,20	36,9
24525	237	308	0,625	0,624	39,27	46,2
29430	285	369	0,750	0,749	39,29	55,4
34335	333	430	0,877	0,874	39,30	64,7
39240	381	491	1,002	0,997	39,34	73,9
44145	427	552	1,123	1,121	39,38	83,1
49050	472	611	1,243	1,242	39,50	92,4
53955	520	674	1,369	1,368	39,43	102,0
58860	566	732	1,489	1,486	39,62	111,0
63765	613	793	1,613	1,610	39,60	120,0
68670	660	854	1,738	1,734	39,60	129,0

ETALONNAGE STATIQUE DU COUPEAU ACIER : ϕ 17 mm						
FORCE EXERCÉE (NEWTONS)	ALIMENTATION		RAPPORT G 1		RAPPORT G 2 ALIM. 3,5 V (10 + 3)	DEFORMATION $\Delta L / L$ (10 - 5)
	2,7 VOLTS ΔU (mV)	3,5 VOLTS ΔU (mV)	2,7 VOLTS (10 - 3)	3,5 VOLTS (10 - 3)		
4905	69	95	0,181	0,194	25,3	13,1
9810	138	181	0,362	0,368	26,7	21,2
14715	205	268	0,538	0,544	27,0	39,4
19620	272	355	0,715	0,722	27,2	52,5
24525	337	441	0,887	0,896	27,4	65,6
29430	404	529	1,063	1,074	27,4	78,7
34335	471	616	1,240	1,251	27,4	91,8
39240	537	703	1,414	1,428	27,5	105,0
44145	604	790	1,590	1,604	27,5	118,0
49050	669	875	1,760	1,776	27,6	131,0

ETALONNAGE STATIQUE DU COUPEAU ALUMINIUM : ϕ 20 mm								
FORCE EXERCÉE (NEWTONS)	ALIMENTATION DES JAUGES			RAPPORT G 1 CALCULER AVEC L'ALIM.			RAPPORT G 2 ALIM. 5 V (10 + 3)	DEFORMATION CAPTEUR (10 - 5)
	3,5 VOLTS ΔU (mV)	5 VOLTS ΔU (mV)	7 VOLTS ΔU (mV)	3,5 VOLTS (10 - 3)	5 VOLTS (10 - 3)	7 VOLTS (10 - 3)		
1962	63	90	126	0,180	0,181	0,180	10,84	11,0
3924	117	168	235	0,334	0,337	0,336	11,64	21,9
5886	174	249	348	0,497	0,498	0,497	11,82	32,9
7848	230	329	460	0,657	0,659	0,657	11,91	43,8
9810	287	411	577	0,820	0,823	0,824	11,92	54,8
11772	345	491	686	0,986	0,982	0,980	11,99	65,8
13734	401	575	800	1,146	1,151	1,143	11,93	76,7
15696	458	653	915	1,309	1,307	1,307	12,01	87,7
17658	515	735	1030	1,471	1,471	1,471	12,00	98,6
19620	572	816	1144	1,634	1,633	1,634	12,01	110,0

TABLEAU A3-16 : Synthèse des essais d'étalonnage des corps d'épreuves en acier (deux diamètres 20 et 17 mm) et en aluminium en fonction des développements mathématiques suite aux vérifications de l'étalonnage.

APPROXIMATION DE LA FORCE SELON TROIS METHODES

MATIERE	N°	TENSION MESUREE F=f(t)	FORCE STATIQUE (daN)	ENERGIE ABSORBEE KV(Joules)	AIRE F=f(t) (10 ⁻⁵ V.s)	RAPPORT K=KV/AIRE	FORCE DYNAMI. (daN)	DEFORMEE (mm) F=f(L)	LIGAMENT (mm)	FORCE A PARTIR DE LA DEFORMEE
ALUMINIUM										
7175 L	29	241,64	577		3,73				4,02	
7949 L	32	180,96	429	15,8	4,6				4,11	
7949 L	31 *	159,23	376	15,75				0,88	4,4	676,1
7949 L	33 *	153,9	363	13,9				0,69	4,6	475,3
7949 L	35 *	173,17	410	13,4				0,63	3,98	601,3
7475 L	27	240	573	12,42	9,2	135000	648,0	2,4	4,07	2189,5
7475 L	25	252,3	603	11,9	9,3	127957	645,7	2,06	4,16	1795,1
7475 L	20	252,3	603	11,38	8,4	135476,2	683,6	2,42	4,16	2108,8
7475 T	6 *	251,48	601	9,85	8,11	121455	610,9	1,78	3,8	1856,0
7475 L	13	284,28	681	8,41	6,01	139933,4	795,6	2,06	3,63	2329,5
7475 T	19 *	237,95	568	8,4	6,36	132075,5	628,5	1,5	3,96	1446,0
7475 T	16	278,95	668	8,16	5,94	137373,7	766,4	1,84	3,6	2110,3
7475 T	9	270,34	647	7,92	5,76	137500	743,4	1,83	3,64	2059,7
7475 T	15	280,59	672	7,92	6	132000	740,8	1,57	3,74	1685,0
7175 L	8 *	224,01	534	6,6	5,28	125000	560,0	1,3	4,06	1192,0
7175 L	24 *	222,37	530	6,52	5,47	119195,6	530,1	1,5	3,72	1625,4
7475 T	26	238,77	570	6,3	4,68	134615,4	642,8	1,56	4,64	1051,0
7175 L	9	250,66	599	5,43	4,07	133415,2	668,8	1,25	4,1	1123,2
7175 L	2 *	226,47	540	5,43	4,14	131159,4	594,1	1,1	4,12	978,4
7175 L	31 *	230,16	549	4,95	3,92	126275,5	581,3	1	4,02	935,6
7175 T	22	219,91	524	2,83	1,96	144387,8	635,0	0,81	3,97	777,0
7175 T	14	201,05	478	2,78	2,05	135609,8	545,3	0,79	4,16	688,4
7175 T	20	191,62	455	2,78	1,93	144041,5	552,0	0,75	4	708,8
7175 T	19	189,57	450	2,72	1,87	145454,5	551,5	0,76	3,97	729,0
7175 T	6	185,06	439	2,66	1,74	152873,6	565,8	0,75	4,46	557,9
7175 T	21	212,94	507	2,5	1,88	132978,7	566,3	0,78	4,16	679,7

Tableau A3-17 : Résultats obtenus sur des éprouvettes d'alliages d'aluminium rompu avec le mouton pendule inversé.

Le symbole T et L représente le sens de prélèvement des éprouvettes, respectivement travers et longitudinal.

Les éprouvettes ayant un point ont été rompues avec une vitesse d'impact de 3.68 m/s ; les autres sont de 4.38 m/s

REFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **G. KNAUF H. RIEDEL**
 "A comparative study on different methods to measure the crack opening displacement"
 I.C.F. 5, pp 2547-2554 (1981)
- [2] **J.F. KNOTT S. SLATCHER**
 "The ductile fracture of high-strength steels"
 I.C.F. 5, pp 201-207 (1981)
- [3] **A.A. WELLS**
 "Application of fracture mechanics at and beyond general yielding"
 British Welding Journal, Vol. 10-11, pp 563-570 (1971)
- [4] **F.M. BUDERKIN D.E.W. STONE**
 "The crack opening displacement approach to fracture mechanics of yielding materials"
 J. of Strain Analysis I-2, pp 145-153 (1966)
- [5] **D.M. TRACEY**
 Trans ASME, serie H
 J. of Eng. Materials and Tech., Vol. 98, pp 146 (1976)
- [6] **C.E. TURNER D.S. HAYES**
 "Application of finite element technics to post yield analysis of proposed standart three point bend fracture test pieces"
 Int. J. of Fracture, Vol. 10, pp 17-32 (1974)
- [7] **J.D. LANDES J.A. BEGLEY**
 "Test results from J-integral studies: an attempt to establish a J_{IC} testing procedure"
 ASTM STP N° 560, pp 170-186 (1974)
- [8] **WEI-DI CAO XIAO-PING LU**
 "On the relationship between the geometry of deformed crack tip and crack parameters."
 Int. J. of Fracture, Vol. 25, pp 33-52 (1984)
- [9] **D. BROEK**
 "Correlation between stretched zone size and fracture toughness"
 Eng. Fracture Mech., Vol. 6, pp 173-181 (1974)
- [10] **J.W. HUTCHINSON**
 " plastic stress and strain fields at crack tip"
 J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, N° 4, pp 13-31 (1968)
- [11] **J.R. RICE G.F. ROSENGREN**
 "Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material"
 J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, N° 1, pp 1-12 (1968)
- [12] **C.F. SHIH**
 "Relationship between the J - integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks"
 J. Mech. Phys. Solids, Vol. 29, N° 4, pp 305-326 (1981)

- [13] **H. KOBAYASHI H. NAKAMURA**
 "A relation between crack tip plastic blunting and the J-integral"
 I.C.M. 3th, Vol. 3, pp 529-538 (1979)
- [14] **P. ALBRECHT**
 "Tentative test procedure for determining the plane strain J₁-R curve"
 J. of Testing and Evaluation, pp 245-251 (1982)
- [15] **T. KODAIRA**
 "Evaluation of J_{IC} fracture toughness of nuclear reactor pressure vessel steels by three-point bend specimens (in japanese)"
 TETSU TO HAGANE, Vol. 64, pp 877-890 (1978)
- [16] **J.R. RICE P.C. PARIS J.G. MERKLE**
 "Some further results of J-integral analysis and estimates"
 ASTM STP N° 536, pp 231-245 (1973)
- [17] **G.W. WELLMAN S.T. ROLFE**
 "Engineering aspects of CTOD fracture toughness testing"
 WRC Bulletin N°299 (1974)
- [18] **A.J. KRASOWSKY V.A. VAINSH TOK**
 "On the relationship between stretched zone parameters and fracture toughness of ductile structural steels."
 Int. J. of Fract., Vol. 17, N° 6, pp 579-592 (1981)
- [19] **E. DI RUSSO**
 "Microfractographic characteristics and fracture toughness of 7000 and 2000 series aluminium alloys : proposal of a static fracture model."
 Metal. Science Technology, Vol. 4, N°2, pp 37-48 (1986)
- [20] **W.L. SERVER**
 "Dynamic fracture toughness determined from instrumented pre-cracked CHARPY test"
 Effects Technology Inc., TR 73-27 (1973)
- [21] **S.K. PUTATUNDA J.M. RIGSBEE**
 "Influence of specimen size on the crack opening stretch zone"
 Mat. Science & Eng., Vol. 70, pp 111-122 (1985)
- [22] **M. SRINIVAS G. MALAKONDAIAH P. PRAMA RAO**
 "Influence of polycrystal grain size on fracture toughness of and fatigue threshold in ARMCO iron"
 Eng. Fracture Mech., Vol. 28, N°5/6, pp 561-576 (1987)
- [23] **K.H. SCHWALBE B.K. NEALE T. INGHAM**
 "Draft EGF recommendations for determining the fracture resistance of ductile materials : EGF procedure EGF P1-87D."
 Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol 11, N°6, pp 409-420 (1988)

- [24] S.K. PUTATUNDA
"A comparaisn of various fracture toughness testing methods "
Eng. Fracture Mech., Vol. 25, N°4, pp 429-439 (1986)
- [25] J. HEERENS A. CORNEC K.H. SCHWALBE
"Results of a round robin on stretch zone width determination"
Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol. 11, N°1, pp 19-24 (1988)
- [26] P. NGUYEN-DUY S. BAYARD
"Fracture toughness of 4130 quenched and tempered steel"
J. Eng. Materials and Tech., Vol. 103 pp 55-61 (1981)
- [27] K.F. AMOUZOUVI M.N. BASSIM
"Determination of fracture toughness from stretch zone width maesurement in predeformed AISI type 4340 steel"
Materials Sc. and Eng., Vol. 55, pp 257-262 (1982)
- [28] P. DOIG R.F. SMITH P.E.J. FLEWITT
"The use of stretch zone width measurements in the determination of fracture toughness of low strength steels"
Eng. Fracture. Mech., Vol. 19, N°4, pp 653-664 (1984)
- [29] K. KOMAI M. NOGUCHI
"Three dimensionnal image analysis of corrosion fatigue fracture surface"
Trans. Iron Steel Inst., Vol 27, N°8, pp 658-663 (1987)
- [30] J. RIOUT
"Les états de surface" Tome I
Mémoires techniques du CETIM N° 18 (1976)
- [31] C. BOUHELIER P. COURCOT Y. MAREZ
"Résistance à la rupture fragile des aciers : l'essai CHARPY instrumenté."
CETIM Information N° 56, pp 86-97 (1978)
- [32] W.N. SHARPE A.S. DOUGLAS J.M. SHAPIRO
"Dynamic fracture toughness evaluation by measurement of C.T.O.D.."
Report WNS/ASD-88-02 (1988)
- [33] T. KOBAYASHI
"Analysis of impact properties of A 533 steel for nuclear reactor pressure vessel by instrumented CHARPY test"
Eng. Fracture Mech., Vol. 19, N°1, pp 49-65 (1984)
- [34] W.L. SERVER
"Static and dynamic fibrous initiation toughness results for nine pressure vessel materials"
ASTM STP N°668, pp 493-514 (1979)
- [35] G. HENRY J. PLATEAU
"La microfractographie : méthodes et applications."
Ecole d'été "La Colle s/s Loup" (1970)

- [36] **R.G. HOAGLAND**
 "A double cantiliver specimen for determining the plane strain fracture toughness of metals"
 Report BNWL-168 (US) (1965)
- [37] **J.J. REYMANN J.D. LANVIN**
 "Etude de la ténacité et du comportement dynamique pour trois alliages d'aluminium et un acier."
 Note CRM/JJR/88-202/NT (1988)
- [38] **H.J. SAXTON D.R. IRELAND W.L. SERVER**
 "Analysis and control of inertia effects during instrumented impact testing"
 ASTM STP N°563, pp 50-73 (1974)
- [39] **G. LACOURT**
 "Etude de la ténacité et du comportement dynamique en fonction de la température de différents types d'aciers."
 Thèse, Université de Metz (1986)
- [40] **H. GRANJON S. BEGHE J.P. DOUCET G. PLUVINAGE**
 "Contribution des éprouvettes à double fissures à la mesure du C.O.D. statique et dynamique."
 Institut de Soudure N°72-7-0660 (1972)
- [41] **M. A. RICHTER J. W. WAGNER**
 "Experimental evaluation of hinge phenomenon in notched three point bend bars using laser speckle metrology."
 Eng. Fracture Mech., Vol. 30, N°6, pp 819-826 (1988)
- [42] **R. RAVEZ**
 "Intérêt des mesures de ECO en mécanique de la rupture."
 Revue de Métallurgie, pp 989-994 (1988)
- [43] **WRC BULLETIN**
 PVRC Recommendations on toughness requirements for ferritic materials
 WRC N°175 (1972)

ANNEXE I:

- [1] **D.R. IRELAND**
 "Procedures and problems associated with reliable control of the instrumented impact test"
 ASTM STP N°563, pp 3-29 (1974)
- [2] **H.J. SAXTON D.R. IRELAND W.L. SERVER**
 "Analysis and control of inertia effects during instrumented impact testing"
 ASTM STP N°563, pp 50-73 (1974)
- [3] **W. SEIDL**
 "Comparaison of impact testing on CHARPY V-notch specimens and WOL-1X specimens"
 I.C.F. 5, pp 347-354 (1981)

- [4] **L.W. MEYER K. SEIFERT**
 "Entwicklung einer neuen Prueftechnik die dynamische Bruchzaehigkeitsmessung."
 9. Sit. des Arbeitskreises Bruchvorgaenge, 12 10 1977, pp
 123-130 Deutcher Fuer Materialpruefung, Berlin (1977)
- [5] **K WALLIN R. RINTAMAA K. RAHKA K. IKONEN H. TALJA**
 "Instrumented impact testing machine with reduced specimen oscillation effects."
 VTT Research Report 290, WASHINGTON (1984)
- [6] **G. REVISE**
 "Influence des parametres dimensionnels du mouton pendule."
 Bulletin BNM N°47, pp 29-34 (1982)
- [7] **B. AUGLAND**
 "Fracture toughness determined from instrumented pre-cracked CHARPY test"
 British Welding Journal, Vol. 19, pp 434-435 (1962)
- [8] **A. BLAKE**
 "Practical stress analysis in engineering design."
 Marcel Dekker Inc, New York (1982)
- [9] **W.L. SERVER**
 "Impact three point bend testing for notched and precracked specimens."
 J. of Test. & Evaluation, Vol. 6, N°1, pp 29-34 (1978)
- [10] **J. SAPALY**
 "Mesure des grandeurs rapidement variables."
 Techniques Ingénieur ; Mesure et Controle R 330
- [11] **G. ASCH**
 "Les capteurs en instrumentation industrielle."
 DUNOD (1987)

ANNEXE II :

- [1] **W.L. SERVER**
 "Impact three point bend testing for notched and precracked specimens."
 J. of Test. & Evaluation, Vol. 6, N°1, pp 29-34 (1978)