

50376
1982
175

n° d'ordre 314

50376
1982
175

THESE

présentée à l'

UNIVERSITE des SCIENCES et TECHNIQUES de LILLE

pour l'obtention du titre de

DOCTEUR INGENIEUR

Mention : chimie structurale



René DE MOL

**Ingénieur en Sciences Nucléaires Appliquées
(ISNA Bruxelles)**

"Contribution à l'étude par émission acoustique de la fissuration et de la rupture d'aciers faiblement alliés."

Soutenue le 25 novembre 1982 devant la Commission d'Examen

Membres du Jury

MM. FOCT

Président et Rapporteur

FREMIOT

Responsable de Département

PERROT

Examineur

BAVAY

Examineur

FLEISCHMANN

Examineur

FIDELLE

Examineur

AUDENARD

Invité

DOYENS HONORAIRES DE L'ANCIENNE FACULTE DES SCIENCES

MM. R. DEFRETIN, H. LEFEBVRE, M. PARREAU.

PROFESSEURS HONORAIRES DES ANCIENNES FACULTES DE DROIT
ET SCIENCES ECONOMIQUES, DES SCIENCES ET DES LETTRES

MM. ARNOULT, Mme BEAUJEU, BONTE, BROCHARD, CHAPPELON, CHAUDRON, CORDONNIER, CORNIN, DECUYPER, DEHEUVELS, DEHORS, DION, FAUVEL, FLEURY, P. GEFMAIN, GLACET, GONTIER, HEIM DE BALSAC, HOCQUETTE, KAMPE DE FERIET, KOURGANOFF, LAMOTTE, LASSERRE, LELONG, Mme LELONG, LHOMME, LIEBAERT, MARTINOT-LAGARDE, MAZET, MICHEL, PEREZ, ROIG, ROSEAU, ROUELLE, SAVARD, SCHILTZ, WATERLOT, WIEMAN, ZAMANSKI.

PROFESSEUR EMERITE

M. A. LEBRUN.

ANCIENS PRESIDENTS DE L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET
TECHNIQUES DE LILLE

MM. R. DEFRETIN, M. PARREAU, J. LOMBARD, M. MICEON.

PRESIDENT DE L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES
DE LILLE

M. J. CORTOIS.

PROFESSEURS - CLASSE EXCEPTIONNELLE

M. DURCHON Maurice	Biologie expérimentale
M. GABILLARD Robert	Electronique
M. HEUBEL Joseph	Chimie minérale
M. MONTREUIL Jean	Biochimie
M. PARREAU Michel	Analyse
M. TRIDOT Gabriel	Chimie appliquée
M. VIVIER Emile	Biologie cellulaire
M. WERTHEIMER Raymond	Physique atomique et moléculaire

PROFESSEURS - 1ère CLASSE

M. BACCHUS Pierre	Astronomie
M. BEAUFILS Jean Pierre	Chimie physique
M. BIAYS Pierre	Géographie
M. BILLARD Jean	Physique du solide
M. BOILLY Bénoni	Biologie
M. BONNOT Ernest	Biologie végétale

M. BOUGHON Pierre	Algèbre
M. BOURIQUET Robert	Biologie végétale
M. CELET Paul	Géologie générale
M. CHAMLEY Hervé	Géotechnique
M. COEURE Gérard	Analyse
M. CONSTANT Eugène	Electronique
M. CORDONNIER Vincent	Informatique
M. DEBOURSE Jean Pierre	Gestion des entreprises
M. DELATTRE Charles	Géologie générale
M. ESCAIG Bertrand	Physique du solide
M. FAURE Robert	Mécanique
M. FOCT Jacques	Métallurgie
M. FOURET René	Physique du solide
M. GRANELLE Jean Jacques	Sciences économiques
M. GRUSON Laurent	Algèbre
M. GUILLAUME Jean	Microbiologie
M. HECTOR Joseph	Géométrie
M. LABLACHE COMBIER Alain	Chimie organique
M. LACOSTE Louis	Biologie végétale
M. LAVEINE Jean Pierre	Paléontologie
M. LEHMANN Daniel	Géométrie
Mme LENOBLE Jacqueline	Physique atomique et moléculaire
M. LHOMME Jean	Chimie organique biologique
M. LOMBARD Jacques	Sociologie
M. LOUCHEUX Claude	Chimie physique
M. LUCQUIN Michel	Chimie physique
M. MAILLET Pierre	Sciences économiques
M. PAQUET Jacques	Géologie générale
M. POUZET Pierre	Analyse numérique
M. PROUVOST Jean	Minéralogie
M. SALMER Georges	Electronique
M. SEGUIER Guy	Electrotechnique
M. STANKIEWICZ François	Sciences économiques
M. TILLIEU Jacques	Physique théorique
M. VIDAL Pierre	Automatique
M. ZEYTOUNIAN Radyadour	Mécanique

PROFESSEURS - 2ème CLASSE

M. AL FAKIR Sabah	Algèbre
M. ALLAMANDO Etienne	Electronique et électrotechnique
M. ANCIAN Bernard	Spectrochimie
M. ANTOINE Philippe	Analyse
M. BART André	Biologie animale
Mme BATTIAU Yvonne	Géographie
M. BEGUIN Paul	Mécanique
M. BELLET Jean	Physique atomique et moléculaire
M. BERZIN Robert	Analyse
M. BKOUCHE Rudolphe	Algèbre
M. BODARD Marcel	Biologie végétale
M. BOIVIN Jean Claude	Chimie minérale
M. BONNELLE Jean Pierre	Catalyse
M. BOSCO Denis	Probabilités
M. BOUQUELET Stéphane	Biochimie structurale
M. BRASSELET Jean Paul	Géométrie et topologie
M. BREZINSKI Claude	Analyse numérique
M. BRIDOUX Michel	Chimie physique

M. BRUYELLE Pierre	Géographie
M. CAPURON Alfred	Biologie animale
M. CARREZ Christian	Informatique
M. CHAPOTON Alain	Electronique
M. COQUERY Jean Marie	Psychophysiologie
Mme CORSIN Paule	Paléontologie
M. CORTOIS Jean	Physique nucléaire et corpusculaire
M. COUTURIER Daniel	Chimie organique
M. CRAMPON Norbert	Hydrogéologie et environnement
M. CROSNIER Yves	Electronique
Mlle DACHARRY Monique	Géographie
M. DAUCHET Max	Informatique
M. DEBRABANT Pierre	Géologie appliquée
M. DEGAUQUE Pierre	Electronique
M. DELORME Pierre	Physiologie animale
M. DEMUNTER Paul	Sociologie
M. DENEL Jacques	Informatique
M. DE PARIS Jean Claude	Analyse
M. DEPREZ Gilbert	Physique du solide et cristallographie
M. DERIEUX Jean Claude	Microbiologie
Mlle DESSAUX Odile	Spectroscopie de la réactivité chimique
M. DEVRAINNE Pierre	Chimie minérale
M. DHAINAUT André	Biologie animale
Mme DHAINAUT Nicole	Biologie animale
M. DORMARD Serge	Sciences économiques
M. DOUKHAN Jean Claude	Physique du solide
M. DUBOIS Henri	Spectroscopie hertzienne
M. DUBRULLE Alain	Spectroscopie hertzienne
M. DUBUS Jean Paul	Spectrométrie des solides
M. DYMENT Arthur	Mécanique
Mme EVRARD Micheline	Chimie appliquée
M. FONTAINE Hubert	Dynamique des cristaux
M. FONTAINE Jacques	Electronique, électrotechnique, automatique
M. FOURNET Bernard	Biochimie structurale
M. FRONTIER Serge	Ecologie numérique
M. GAMBLIN André	Géographie urbaine, industrielle et démographique
M. GERVAIS Michel	Gestion
M. GLORIEUX Pierre	Physique moléculaire et rayonnements atmosphériques
M. GOBLOT Rémi	Algèbre
M. GOSSELIN Gabriel	Sociologie
M. GOUDMAND Pierre	Chimie Physique
M. GREMY Jean Paul	Sociologie
M. GREVET Patrick	Sciences économiques
M. GUILBAULT Pierre	Physiologie animale
M. HENRY Jean Pierre	Génie mécanique
M. HERMAN Maurice	Physique spatiale
M. HOUDART René	Physique atomique et moléculaire
M. JACOB Gérard	Informatique
M. JACOB Pierre	Probabilités et statistiques
M. JACQUILLAT Bertrand	Gestion
M. JOURNEL Gérard	Spectroscopie hertzienne
M. KREMBEL Jean	Biochimie
M. LAURENT François	Automatique
Mme LECLERCQ Ginette	Catalyse
M. LEFEVRE Christian	Pétrologie
Mlle LEGRAND Denise	Algèbre
Mlle LEGRAND Solange	Algèbre

Mme LEHMANN Josiane	Analyse
M. LEMAIRE Jean	Spectroscopie hertzienne
M. LENTACKER Firmin	Géographie
M. LEROY Jean Marie	Chimie appliquée
M. LEROY Yves	Electronique, électrotechnique, automatique
M. LESENNE Jacques	Electrotechnique
M. LEVASSEUR Michel	Sciences économiques
M. LHENAFF René	Géographie
M. LOCQUENEUX Robert	Physique théorique
M. LOSFELD Joseph	Informatique
M. LOUAGE Francis	Electronique
M. MACKE Bruno	Physique moléculaire et rayonnements atmosphériques
M. MAHIEU Jean Marie	Physique atomique et moléculaire.
M. MAIZIERES Christian	Automatique
Mlle MARQUET Simone	Probabilités
M. MESMACQUE Gérard	Génie mécanique
M. MESSELYN Jean	Physique atomique et moléculaire
M. MESSERLIN Patrick	Sciences économiques
M. MIGNOT Fulbert	Analyse numérique
M. MONTEL Marc	Physique du solide
M. MONTUELLE Bernard	Biologie et biochimie appliquées
Mme N'GUYEN VAN CHI Régine	Géographie
M. NICOLE Jacques	Chimie analytique
M. NOTELET Francis	Electronique, électrotechnique, automatique
M. PARSY Fernand	Mécanique
Mlle PAUPARDIN Colette	Biologie physiologie végétales
M. PECQUE Marcel	Chimie organique
M. PERROT Pierre	Chimie appliquée
M. PERTUZON Emile	Physiologie animale
M. PETIT Francis	Chimie organique, minérale et analytique
M. PONSOLLE Louis	Chimie physique
M. PORCHET Maurice	Biologie animale
M. POVY Lucien	Automatique
M. RACZY Ladislas	Electronique
M. RAOULT Jean François	Géologie structurale
M. RICHARD Alain	Biologie animale
M. RIETSCH François	Physique des polymères
M. ROGALSKI Marc	Analyse
M. ROUSSEAU Jean Paul	Physiologie animale
M. ROY Jean Claude	Psychophysiologie
Mme SCHWARZBACH Yvette	Géométrie
M. SCHAMPS Joël	Spectroscopie moléculaire
M. SIMON Michel	Sociologie
M. SLIWA Henri	Chimie organique
M. SOMME Jean	Géographie
Mlle SPIK Geneviève	Biochimie
M. STERBOUL François	Informatique
M. TAILLIEZ Roger	Génie alimentaire
M. THERY Pierre	Electronique, électrotechnique, automatique
M. TOULOTTE Jean Marc	Automatique
M. TURREL Georges	Spectrochimie Infrarouge et Raman
M. VANDORPE Bernard	Chimie minérale
M. VAST Pierre	Chimie inorganique
M. VERBERT André	Biochimie
M. VERNET Philippe	Génétique
M. VILETTE Michel	Résistance des matériaux
M. WALLART Francis	Spectrochimie Infrarouge et Raman
M. WARTEL Michel	Chimie inorganique

M. WATERLOT Michel

M. WERNER Georges

M. WOSNIAK Michel

Mme ZINN JUSTIN Nicole

Géologie générale

Informatique fondamentale appliquée

Hydrométallurgie

Algèbre

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Métallurgie et de Contrôle Non Destructif de l'Ecole Nationale Supérieure des Techniques Industrielles et des Mines de Douai sous la direction de Monsieur FREMIOT que nous remercions de ses précieux conseils.

Nous remercions la Direction de l'Ecole Nationale Supérieure des Techniques Industrielles et des Mines de Douai, de nous avoir fourni les moyens de mener à bien cette recherche et d'éditer cette thèse.

Monsieur le Professeur FOCT s'est intéressé de près à notre travail et a bien voulu en être le rapporteur, qu'il trouve ici l'expression de notre profonde gratitude.

Nous remercions vivement Messieurs les Professeurs PERROT et BAVAY qui ont bien voulu examiner ce mémoire.

Que Messieurs FIDELLE et FLEISCHMANN qui sont spécialistes des domaines étudiés, soient remerciés d'avoir bien voulu participer à notre Jury.

Monsieur AUDENARD, Directeur Technique à C.G.R. Recherche et Industrie, nous a aimablement prêté le matériel d'émission acoustique et a accepté de faire partie du jury, nous l'en remercions vivement.

Nos remerciements vont également à Monsieur MEDIEU de la Société COKERILL (usine de Hautmont) pour nous avoir aimablement fourni les aciers ayant servi à cette étude.

Pour l'aide qu'ils nous ont apporté en électronique et en métallographie, nous remercions également nos collègues de Laboratoire en particulier Messieurs BODSON et FLAHAUT.

Enfin, que mon épouse, qui a dactylographié l'ensemble de cet ouvrage, trouve ici le résultat de son soutien constant et des sacrifices consentis.

TABLE DES MATIERES

=====

Chapitre I - INTRODUCTION

Chapitre II - L'EMISSION ACOUSTIQUE

II.1	Introduction.	p. 13
II.2	Rappel sur les ondes élastiques.	p. 16
II.3	Caractéristiques de l'émission acoustique.	p. 19
3.1	Origines des sources d'émission acoustique.	p. 19
3.2	L'émission continue.	p. 21
3.3	L'émission pulsée.	p. 29
3.4	Modèles de sources d'émission acoustique.	p. 32
3.5	Irreversibilité de l'émission acoustique.	p. 34
3.6	Principaux facteurs influençant l'émission acoustique des matériaux.	p. 35
II.4	Chaîne d'acquisition des signaux d'émission acoustique.	p. 38
4.1	Les capteurs.	p. 38
4.2	L'amplification.	p. 47
4.3	Le traitement du signal.	p. 50
II.5	Modes de traitements en monovoie.	p. 50
5.1	Comptage.	p. 51
5.2	Traitement en évènement.	p. 53
5.3	Traitement en amplitude.	p. 53
5.4	Traitement en tension quadratique moyenne.	p. 56
5.5	Traitement en énergie.	p. 58
5.6	Analyse multiparamétrique.	p. 60
5.7	Analyse spectrale.	p. 63
II.6	La localisation (de sources d'Emission Acoustique)	p. 65
II.7	Emission Acoustique et mécanique de la rupture.	p. 72
7.1	Emission acoustique et facteur d'intensité des contraintes.	p. 72
7.2	Emission acoustique et écartement de fissurations.	p. 76
7.3	Cas de la corrosion sous tension et de la fragilisation hydrogène	p. 78
II.8	Applications de l'émission acoustique.	p. 82
8.1	Applications en laboratoire.	p. 83
8.2	Contrat en fabrication.	p. 85
8.3	Surveillance de structures.	p. 86
II 9	Conclusion	p. 87
	Bibliographie.	p. 88

Chapitre III TECHNIQUES EXPERIMENTALES

III.1	Matériaux étudiés.	p.103
1.1	Analyses chimiques des aciers.	p.103
1.2	Formes et dimensions des éprouvettes.	p.104
III.2	Dispositif expérimental pour la préfissuration des éprouvettes.	p.106
2.1	Système de mise en charge.	p.106
2.2	Chargement cathodique et circuit électrolytique.	p.107
2.3	Techniques du suivi de la progression de la fissure.	p.109
2.4	Chaîne d'émission acoustique.	p.111
III.3	Dispositif expérimental pour les essais de rupture.	p.113
3.1	Système de flexion 3 points.	p.113
3.2	Mesure de l'écartement des lèvres de la fissure.	p.114
3.3	Chaîne d'émission acoustique.	p.116
	Bibliographie.	p.117

Chapitre IV RESULTATS EXPERIMENTAUX

IV.1	La fissuration par fragilisation hydrogène sous contraintes.	p.120
1.1	Traitements thermiques et caractéristiques mécaniques.	p.120
1.2	Structure et état inclusionnaire des aciers.	p.122
1.3	Conditions expérimentales pour les essais de fissuration.	p.125
1.4	Résultats expérimentaux.	p.130
1.5	Vitesses de fissuration.	p.134
1.6	Emission acoustique et fissuration.	p.134
IV.2	Les essais de rupture.	p.163
2.1	Traitements thermiques et propriétés mécaniques.	p.163
2.2	Etats structuraux.	p.169
2.3	Conditions et résultats expérimentaux.	p.174
2.4	Paramètres et caractéristiques de la mécanique de la rupture.	p.175
2.5	Micrographie des aciers.	p.175
2.6	L'émission acoustique et la rupture.	p.197
IV.3	Caractérisation des capteurs piézoélectriques.	p.197
3.1	Détermination de la fréquence de résonance.	p.197
3.2	Détermination de l'impédance.	p.207

Chapitre V DISCUSSION

V.1	Préfissuration par fragilisation hydrogène cathodique sous tension.	p.217
1.1	Aspect fragilisation et mode de fissuration.	p.217
1.2	Cinétiques de fissuration.	p.218
1.3	L'émission acoustique et la préfissuration.	p.226
1.4	Conclusion.	
V.2	Les essais de rupture.	p.236
2.1	Aspect mécanique de la rupture.	p.236
2.2	Suivi par émission acoustique.	p.236
2.3	Conclusion.	p.238
V.3	Caractérisation des capteurs.	p.241
3.1	Fréquence de résonnance et sensibilité des capteurs.	p.241
3.2	Impédance des capteurs.	p.242
3.3	Conclusion.	p.243
	Bibliographie.	p.244

Chapitre VI	CONCLUSION	p.246
-------------	------------	-------

Annexe I	LA MECANIQUE DE LA RUPTURE	p.249
----------	----------------------------	-------

Annexe II	LA FRAGILISATION PAR L'HYDROGENE	p.315
-----------	----------------------------------	-------

Annexe III	COURBES D'ETALONNAGES.	
3.1	Anneau dynamométrique.	p.337
3.1	Capteur ASTM.	p.339

Annexe IV.	SCHEMA ELECTRONIQUE DU DETECTEUR DE SIGNAUX CRETE (FREBOMOL).	p.
------------	---	----

L'objectif de ce travail est de détecter et de suivre par émission acoustique la propagation de fissures au cours d'essais mécaniques dans des aciers faiblement alliés traités thermiquement.

Nous avons utilisé une méthode de fissuration par fragilisation par l'hydrogène cathodique sous contrainte statique pour la création de fissures initiales.

Durant la préfissuration, la vitesse de propagation des fissures et l'émission acoustique dépendent de la nuance de l'acier étudié et de la contrainte appliquée.

Au cours des essais de rupture, nous avons montré que l'émission acoustique apparaît lorsque le facteur d'intensité des contraintes (K) atteint 50 % de la valeur critique et devient significative pour 75 % de cette valeur. Son intensité est une fonction décroissante de la température de revenu.

En conclusion cette étude pose les bases d'un contrôle en milieu industriel de pièces sécurité.

Mots-clefs :

- acier faiblement allié
- fragilisation hydrogène
- émission acoustique
- contrôle non destructif
- fissuration
- rupture

TABLE DES SYMBOLES

=====

a	: longueur rotale utile du défaut ($a=h+f$).
$2a$: longueur d'une fissure dans une plaque infinie.
Δa	: différence de longueur de fissure.
$\frac{da}{dn}$: accroissement des dimensions d'une fissure par cycle (fatigue).
A	: constante.
A'	: constante.
A_{EA}	: amplitude d'un signal élémentaire d'émission acoustique.
b	: pente de la distribution d'amplitude cumulée.
$b_{1,2}$: constantes.
B_0	: constante.
B	: épaisseur de l'éprouvette.
c	: dimension caractéristique d'une maille (E.A.).
dc	: différence de concentration d'un élément.
C	: constante.
C_0	: vitesse des ondes longitudinales de longueur d'onde infinie dans une barre.
C_1	: vitesse des ondes longitudinales dans un milieu illimité.
C_2	: vitesse des ondes transversales dans un milieu illimité.
C_H	: concentration en hydrogène miégé.
C_K	: concentration critique d'un défaut.
C_L	: vitesse des ondes longitudinales planes dans une tôle quand la longueur d'onde est grande devant l'épaisseur de la tôle (milieu limité).
C_S	: vitesse des ondes de surface de Rayleigh.
C_T	: vitesse des ondes transversales dans un milieu limité.
D	: coefficient de diffusion.
D_V	: débit volumique ($\text{cm}^3 \text{s}^{-1}$).
E	: module de Young.
\bar{E}	: temps de référence en localisation.
E_{EA}	: énergie de l'émission acoustique.
$E_{EA(f)}$: énergie libérée par une surface unitaire fracturée (E.A.).
E_P	: amplitude de la pression acoustique.
E_R	: taux d'énergie (E.A.).
ΣE	: énergie cumulée d'émission acoustique.
$E_{ij}(\theta)$: fonction angulaire.
f	: longueur de la fissure.
f	: fréquence linéaire d'un signal (Hz).
F	: charge appliquée.
F_5	: valeur particulière de F .
F_i	: force extérieure.
F_{\max}	: charge maximale atteinte au cours de l'essai.
F_q	: valeur critique de la charge F .

FPH : fragilisation par l'hydrogène.
 G, G_I : énergie de déchirure (N/mm).
 G_I : valeur critique de G.
 h : profondeur utile de l'entaille usinée.
 h^* : valeur de l'amplitude crête.
 h_{min}^* : valeur minimale de l'amplitude crête.
 $H(t_o)$ fonction de Haeviside.
 J : intégrale de Rice (N/mm).
 J^* : flux.
 J_{IC} : valeur critique de J (N/mm).
 K : facteur d'intensité de contrainte ($MPa\sqrt{m}$)
 K_I, K_{II}, K_{III} : facteur d'intensité de contrainte en mode I, II, ou IV. ($MPa\sqrt{m}$).
 K_c, K_{Ic} : valeur critique du facteur d'intensité des contraintes. ($MPa\sqrt{m}$).
 K_{Isc} : seuil de non propagation en corrosion sous tension ($MPa\sqrt{m}$).
 K_{ISH} : seuil de non propagation en présence d'hydrogène ($MPa\sqrt{m}$).
 K_q : valeur de K pouvant être égale dans certains cas à K_{Ic} ($MPa\sqrt{m}$).
 K_T : coefficient de concentration de contrainte.
 L : distance entre appuis.
 L_t : longueur totale de l'éprouvette.
 m : constante.
 m' : constante.
 n : nombre de cycles (fatigue).
 n' : constante fixant le centre fictif de rotation.
 N : nombre de coups pour un événement élémentaire d'E.A.
 ΣN : nombre d'émission acoustique cumulée (coups).
 N_{EA}^{nNT} : nombre total de coups (au cours d'un essai).
 N_e : nombre d'évènements en émission acoustique.
 N_{H^*} : fonction de distribution d'amplitude.
 N_R : comptage.
 P : pression initiale d'un gaz (atm.).
 p : pression acoustique.
 Q : flux gazeux ($atm\ cm^3\ s^{-1}$).
 r : coordonnée polaire.
 r_y : rayon de la zone plastique (mm).
 R : résistance à la propagation des fissures (courbe R) (N/mm).
 RMS : tension quadratique moyenne (Root Mean Square).
 S : source d'émission acoustique.
 t : temps.
 t_o : origine des temps.
 t_i : $t_i - t_o$ différence de temps d'arrivée du signal E.A. sur les capteurs i et o.
 Δt : intervalle de temps unitaire.
 T : temps de montée d'un signal élémentaire d'émission acoustique.
 u_i : déplacements en fonds de fissure.

- v_{fiss} : vitesse de fissuration.
 V : tension d'un signal d'émission acoustique amplifié et filtré.
 V_o : tension initiale d'un signal élémentaire d'émission acoustique dû à un évènement.
 V_t : tension de seuil continu.
 V_A : énergie acoustique totale par cycle de chaque composant de Fournier.
 V_{ob}^{max} : tension maximale en sortie d'un voltmètre RMS.
 ΔV : énergie (signal).
 V_E : énergie de sortie d'un transducteur d'impédance Z .
 W : largeur utile de l'éprouvette.
 W_{EA} : largeur d'un signal élémentaire d'E.A.
 ΔW_i : travail de la force F_i .
 ΔW_{el} : variation de l'énergie élastique d'un corps.
 Z : impédance.
- α : facteur géométrique dans l'équation donnant le facteur d'intensité de contrainte.
 β : constante de décroissance.
 β_i : constante de croissance ou de décroissance.
 γ_P : énergie de déformation plastique.
 γ_s : énergie superficielle.
 Γ_{Ic} : énergie nécessaire pour la progression d'une fissure.
 δ : ouverture en fonds de fissure ou écartement de fissuration (COD) (mm).
 δ_c : valeur critique de δ ou écartement critique de fissuration.
 Δ : flèche.
 ϵ, ϵ_{ij} : déformations.
 ϵ_r : allongement à la rupture.
 θ : coordonnée polaire.
 λ : longueur d'onde.
 λ_L : coefficient de Lamé.
 μ : module de rigidité.
 ν : coefficient de Poisson.
 ξ : déplacement d'une particule.
 $\dot{\xi}$: vitesse d'une particule.
 ρ : masse volumique.
 ρ_c : rayon de fond d'entaille.
 σ : contrainte (N/mm^2).
 σ_{ij} : contrainte ou fond de fissure.
 σ_N : contrainte nominale (N/mm^2).
 σ_Y : limite d'élasticité (N/mm^2).
 σ_{rh} : charge de rupture.
 σ_c : force de cohésion en présence d'hydrogène.

σ_T^H : contrainte totale en présence d'hydrogène.

σ_c° : force de cohésion.

σ_T° : contrainte totale.

σ_R° : contraintes résiduelles.

σ_a° : contraintes appliquées.

Σ : striction (%).

$\Sigma_{ij}(\theta)$: fonction angulaire.

τ : période d'un phénomène cyclique (ou périodique).

ϕ : angle (de déphasage dans le cas d'un signal électrique).

ω : fréquence angulaire d'un signal (radian).

α : constante de proportionnalité.

\mathcal{P} : énergie potentielle du corps fissuré par unité d'épaisseur.

\mathcal{D}_{ab} : énergie consommée par la déformation plastique.

\mathcal{U} : travail de la force F .

\mathcal{E} : complément du travail de la force F .

CHAPITRE I

CHAPITRE I - INTRODUCTION

=====

Le terme "Emission Acoustique" apparaît pour la première fois dans la littérature aux environs des années 1950. Cependant des observations telles que le "cri" de l'étain ou le "craquement" du bois de mine étaient déjà mentionnées depuis bien des années, mais n'allaient être reliées que bien plus tard au phénomène d'Emission Acoustique.

C'est Joseph KAISER qui le premier, en Allemagne, a utilisé un matériel électronique pour détecter les sons produits par la déformation des métaux. Depuis, de nombreux chercheurs, aux Etats-Unis d'abord, en Europe ensuite, ont développé ce nouveau moyen de contrôle.

L'importante bibliographie actuelle porte sur l'étude même du phénomène physique de l'émission acoustique, mais également sur son utilisation comme moyen de contrôle dans différents domaines tels que la métallurgie, la mécanique, le béton, les composés fibreux, le soudage, le nucléaire, l'Off-Shore, etc... et pour diverses utilisations : études en laboratoire, contrôle de fabrication, surveillance de structure, etc...

Le but de cette étude, est d'utiliser l'émission acoustique comme moyen de détection et de suivi de fissures dans le cas d'aciers faiblement alliés traités thermiquement. Il s'agit en effet de savoir, si pour un défaut existant, une très légère progression de la fissure conduit à l'observation du phénomène d'émission acoustique afin de pouvoir prévoir une rupture brutale.

Ce genre de défauts est obtenu généralement par des essais de fatigue qui sont longs et demandent un matériel coûteux. Aussi certains auteurs (1) (2) ont accéléré ces essais par l'introduction d'hydrogène cathodique dans l'acier. Notre étude portant sur des aciers traités à résistance relativement élevée, nous avons pensé qu'il serait possible d'utiliser cette méthode de fissura-

tion lors d'essais statiques.

Notre étude sera donc double : nous tenterons d'abord de créer rapidement des défauts par fragilisation hydrogène sous contraintes, puis nous suivrons en continu par émission acoustique, leur évolution jusqu'à la rupture finale. Nous prendrons en compte les caractéristiques mécaniques et métallurgiques obtenues après traitement thermique pour des aciers faiblement alliés.

En définitive, notre objectif est essentiellement appliqué ; aux interprétations fondamentales nous préférons dans cette étude développer les possibilités d'applications industrielles.

(1) GRANJON - BEGHE

Mesure du COD en vue de ses applications en construction soudée.

Rapport final contrat DGRST 70-72-305
1972.

(2) SAVAGE (B.) - PLUVINAGE (G.) - DE MOL (R.) - MONTARIOL (F.)

Influence de facteurs métallurgiques et mécaniques sur l'écartement de fissuration.

Rapport DGRST 72-7-0660
1974.

CHAPITRE II

CHAPITRE II - L'EMISSION ACOUSTIQUE

=====

Au cours de ce chapitre, nous tenterons de décrire la technique de l'émission acoustique d'une façon la plus complète possible, mais tout en restant pratique.

Après un bref historique de la technique et un rappel sur les ondes, nous examinerons les grands principes et caractéristiques de l'émission acoustique, et nous décrirons les éléments constitutifs d'une chaîne d'émission, les différents modes de traitements du signal, les systèmes de localisations.

Nous tenterons, en nous basant sur des éléments bibliographiques d'établir des relations entre la mécanique, la métallurgie et l'émission acoustique.

Enfin, nous donnerons quelques cas d'application pour les différents systèmes les plus couramment utilisés dans différentes disciplines ou industries.

II.1. INTRODUCTION :

Lorsqu'on soumet un matériau à une sollicitation mécanique ou thermique, correspondant à des phénomènes pour la plupart irréversibles, on crée en son sein un champ de contraintes ou de déformations ; il s'en suit une accumulation localisée d'énergie élastique. Lors de brusques relaxations locales de ce champ, correspondantes aux sources d'émission acoustique, une partie de l'énergie ainsi emmagasinée est libérée sous forme d'ondes élastiques de déformations qui se propagent dans toutes les directions du matériau jusqu'à leur amortissement complet.

On peut donc définir l'émission acoustique comme une onde élastique engendrée par la libération brusque et spontanée d'énergie due à une modification d'un matériau soumis à une sollici-

tation externe.

Le terme "émission d'ondes de contraintes" correspondant à l'anglo-saxon "Stress wave emission" reste peu utilisée bien que décrivant mieux le phénomène.

Les récents développements des matériaux piézo-électriques et de l'électronique ont permis une meilleure utilisation du phénomène émission acoustique dans le cadre du contrôle qualité des matériaux.

Si l'émission acoustique est généralement incluse dans les méthodes de contrôle non destructif, il faut toutefois remarquer dès à présent que cette méthode est semi-destructive puisque, d'après ce que nous venons de dire, elle suppose l'évolution, aussi minime soit-elle, d'un défaut ou la modification structurale du matériau.

Le principe général de la technique émission acoustique réside dans la transformation des ondes de déformation en signal électrique par l'intermédiaire d'un capteur type piézo-électrique appelé généralement transducteur, signal qui est ensuite analysé au moyen d'une chaîne électronique comme nous le verrons plus loin.

Lorsque les ondes de contraintes sont détectées par un capteur, leur forme est déjà modifiée par rapport à l'origine de l'émission en raison des fonction de transfert des différentes composantes du système : nature du matériau, type de source, mode de propagation des ondes élastiques, distance source capteur, sensibilité et spectre de réponse fréquentielle du transducteur, ainsi que son couplage sur la pièce ou la structure.

Il en résulte que le spectre de fréquence de ces vibrations transitoires s'étend du domaine de l'audible à plusieurs mégahertz, voir dizaines de mégahertz.

Rien d'étonnant alors à ce que le phénomène du craquement du bois des mines, le plus anciennement connu et rattaché par la suite à l'émission acoustique, se situe dans l'audible.

D'autres phénomènes du domaine de l'audible tel que les cris du zinc ou de l'étain font partie de ces éléments, que nous nous permettrons de qualifier d'anecdotes, et qui constituent l'histoire de cette technique.

Si la notion d'émission acoustique ne date que des années 50, plusieurs auteurs avaient constaté des phénomènes de ce type d'émission bien avant cette date comme on peut le voir dans le bref récapitulatif historique ci-dessous :

- 1917 - CZOCHRALSKI : rattachement du cri de l'étain à un phénomène du maclage.
- 1923 - POITEVIN et LECHATELIER (II.1).
- 1936 - FOSTER et SCHEIL : cliquetis de la transformation martensitique dans les aciers au nickel. (II.2).
- 1950 - KAISER : développement des appareils électroniques pour émission acoustique. (II.3).
- 1955 - SCHOFIELD et TATRO : début des recherches aux U.S.A.
- 1957 - CRUSSARD
- 1958 - SCHOFIELD
- 1963 - SCHOFIELD-DUNEGAN : rôle des dislocations.
- 1964 - 1ère application en Contrôle Non Destructif, (fusée Polaris).
- 1964 - 1968 - JONES et BROWN } Emission Acoustique
 HARTEBOWER et al. } et les essais de la
 DUNEGAN et al. } rupture
- 1968 - PARRY et al. : triangulation par Emission Acoustique (localisation).
- 1970 - 1ère société d'étude et d'exploitation aux U.S.A.
- 1972 - 1er symposium européen sur l'émission acoustique.

Les recherches actuelles sont orientées dans trois directions principales :

- caractérisation et étalonnage des transducteurs,
- analyse des signaux,
- localisation.

A cela, il faut ajouter les recherches fondamentales sur l'interprétation des phénomènes microscopiques des sources d'émission, ainsi que des tentatives de normalisation de la technique émission acoustique.

II.2. RAPPEL SUR LES ONDES ELASTIQUES :

Avant d'aller plus avant dans la théorie de l'émission acoustique, il est bon de faire un bref rappel sur les ondes élastiques dans un milieu isotrope. Pour un développement complet, nous nous référons à DIEULESSAIN (II.4).

Lorsqu'un milieu solide infini est déformé, il apparaît en son sein deux types d'ondes élastiques : des ondes de dilatation et des ondes de distorsion, on les appelle les ondes de volume.

Certains auteurs ont montré que lorsqu'une onde d'un de ces deux types percutait une extrémité du solide, les deux types d'ondes se trouvaient générées dans le solide (II.5) simultanément. C'est notamment le cas de l'émission acoustique correspond à un mode d'ondes simple (ondes longitudinales par exemple), la réflexion sur les parois de l'éprouvette se traduit par l'apparition de modes supplémentaires dont les angles de réflexion obéissent à la loi de Descartes.

De plus, lorsque le milieu est limité, des ondes élastiques peuvent se propager le long de la surface du solide : les ondes de Rayleigh. Les perturbations associées à ce type d'ondes décroissant exponentiellement avec la profondeur. Ces ondes ne se propagent que suivant deux dimensions et leur amortissement est plus lent (en $1/D$) en fonction de la distance (D) que les ondes de volume (en $1/D^2$). Elles ont enfin une grande importance

dans les phénomènes sismiques, d'où leur application en mécanique des sols.

Dans le cas du phénomène d'émission acoustique, nous verrons qu'un même capteur pourra être atteint quasi simultanément par les différents types d'ondes énumérés ci-dessus avec toutefois un poids relatif plus important pour les ondes de Rayleigh en raison de la plus grande sensibilité des capteurs à leur égard.

Les ondes longitudinales :

Les ondes longitudinales ou ondes de compression correspondent à une variation locale de la pression ou de la contrainte, leur vitesse donnée par la formule suivante :

$$c_1 = \left(\frac{\lambda_L + 2\mu}{\rho} \right)^{1/2}$$

λ_L = coefficient de Lamé
 μ = module de rigidité
 ρ = masse volumique

Les ondes transversales :

Les ondes transversales ou ondes de cisaillement correspondent à des contraintes de cisaillement dont la vitesse est définie par :

$$c_2 = \left(\frac{\mu}{\rho} \right)^{1/2}$$

Les ondes de surface :

Comme nous l'avons vu ce type d'ondes se propagent au voisinage immédiat de la surface limitant un milieu solide, dans une épaisseur de l'ordre de λ . La vitesse est définie par :

$$c_s = \frac{0.87 + 1.12 \lambda}{1 - \lambda} \cdot c_2 \quad \lambda = \text{longueur d'onde}$$

Voici quelques ordres de grandeur des valeurs numériques des ondes élastiques dans quelques matériaux solides d'après H. KOLSKY (réf.II.5)

	Acier au C	Cuivre	Aluminium	Verre	Caoutchouc
λ (dynes/cm ²)	$11,2 \cdot 10^{11}$	$9,5 \cdot 10^{11}$	$5,6 \cdot 10^{11}$	$2,8 \cdot 10^{11}$	$1 \cdot 10^{10}$
μ	$8,1 \cdot 10^{11}$	$4,5 \cdot 10^{11}$	$2,6 \cdot 10^{11}$	$2,8 \cdot 10^{11}$	$7 \cdot 10^6$
E	$21 \cdot 10^{11}$	$12 \cdot 10^{11}$	$7 \cdot 10^{11}$	$7 \cdot 10^{11}$	$2 \cdot 10^7$
k	$16,7 \cdot 10^{11}$	$12,5 \cdot 10^{11}$	$7,3 \cdot 10^{11}$	$4,7 \cdot 10^{11}$	$1 \cdot 10^{10}$
v	0,29	0,34	0,34	0,25	0,5
ρ	7,8	8,9	2,7	2,5	0,93
C_1 (m/s)	5 940	4 560	6 320	5 800	1 040
C_2	3 220	2 250	3 100	3 350	27
C_0	5 190	3 670	5 090	5 300	46
C_S	2 980	2 120	2 920	3 080	26
C_L	5 420	3 900	5 410	5 460	53

C_1 = Vitesse des ondes longitudinales dans un milieu illimité.

C_2 = Vitesse des ondes transversales dans un milieu illimité.

C_0 = Vitesse des ondes longitudinales de longueur d'onde infinie dans une barre :

C_S = Vitesse des ondes de surface de Rayleigh.

C_L = Vitesse des ondes longitudinales planes dans une tôle quand la longueur d'onde est grande devant l'épaisseur de la tôle.

MORO A. et all. (II.5) fournissent d'autre part des valeurs des vitesses de propagation des ondes ultrasonores dans le cas d'un acier 38 NCD 4 en fonction de la structure due au traitement thermique de l'acier.

	C_1	C_2	ρ
réf. état normal perlite	5 944	3 240	7 829
trempe + revenu 500°C sorbite	5 915	3 226	-
trempe + revenu 350°C sorbite à grain fin	5 900	3 212	-
trempe + revenu 250°C martensite + ferrite	5 900	3 203	-
trempe huile martensite	5 878	3 140	7 810

En conclusion, il faut remarquer que la durée du signal reçu par le capteur n'a pas forcément en ce qui concerne sa durée un rapport simple avec la durée du signal d'émission.

II.3. CARACTERISTIQUES DE L'EMISSION ACOUSTIQUE :

II.3.1 - Origine des sources d'émission acoustique :

L'émission acoustique peut avoir des origines très diverses suivant le phénomène physique qui crée l'onde de propagation. Aussi comme l'indiquent DUNEGAN et GREEN (II.7), il existe une grande variété de sources d'émission acoustique produites par les matériaux.

Ainsi certains matériaux lorsqu'ils sont sollicités, mécaniquement par exemple, produisent une forte émission acoustique alors que d'autres dans les mêmes conditions sont relativement silencieux. Ceci peut s'expliquer par le fait que l'émission acoustique constitue une méthode d'observation globale de l'évolution d'un matériau sollicité. Elle intègre l'influence de différents paramètres tels que l'homogénéité, la composition chimique, l'état cristallographique, les caractéristiques mécaniques (limite élastique, ténacité, ductilité) ainsi que l'histoire structurale du matériau.

Suivant le type et les caractéristiques des matériaux et les conditions de sollicitation, il se produira ainsi des phéno-

mènes physiques différents qui peuvent fournir des signatures acoustiques différentes. Comme l'indiquent de nombreux auteurs (II.7) (II.8) (II.9) (II.10) (II.11) (II.12), on considère actuellement qu'il existe deux types principaux d'émission acoustique : l'émission continue ou semi-continue de faible énergie et assimilable à un bruit de fond et l'émission discrète ou pulsée de plus forte énergie symbolisée par les impulsions ou "bursts". Le premier type d'émission rassemble tous les phénomènes résultant de la déformation plastique des matériaux ou plus généralement liés aux mécanismes de mouvements (vitesse ou accélération) de dislocation tels que glissement, montée, désancrage etc..., tous les phénomènes qui, microscopiquement, présentent cependant un caractère discontinu. L'apparition des bandes de Luders et les phénomènes Porte-vin Le Châtelier en sont les manifestations macroscopiques bien connues (II.12).

A ces phénomènes liés à la plasticité, il faut cependant ajouter l'émission due aux frottements solides-solides, solides-fluides (fuites) qui se traduisent également par une augmentation du bruit de fond (II.13). L'observation des fuites sur des circuits hydrauliques présente un intérêt au niveau des applications industrielles, ce qui se traduit par l'implantation de systèmes de surveillances fondés sur ces principes.

Dans le second type, on regroupe toutes les manifestations liées à la rupture des matériaux : initiation, propagation de microfissures, rupture finale, qu'elles procèdent par clivage ou par rupture ductile (II.12) et qu'elle qu'en soit la cause : surcharge locale ou généralisée, fatigue, corrosion, fragilisation.

BARTLE (II.14) propose une échelle de détectabilité de sources d'émission acoustique suivant le type de phénomène et la taille du défaut (fig. II.3.1) ainsi qu'une classification entre sources lentes ou ductiles et sources rapides ou fragiles (fig. II.3.2) en fonction de leurs dimensions (surface ou volume).

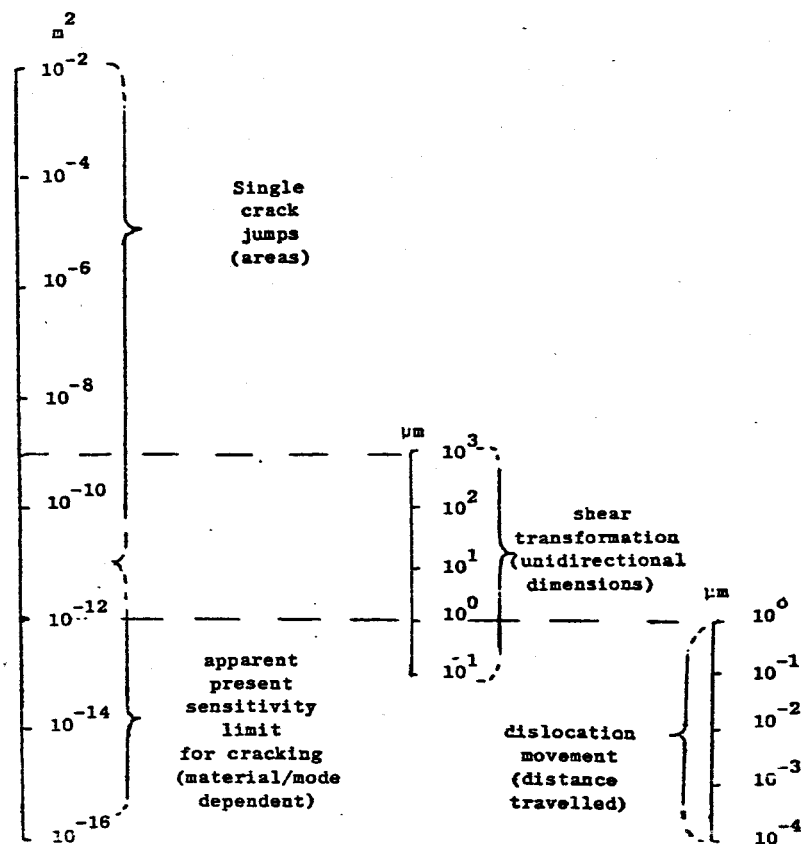


Fig. II.3.1 - Exemples de dimensions de sources d'émission acoustique

II.3.2 - L'émission continue :

Ce type d'émission acoustique a surtout été observé lors des essais de traction sur des éprouvettes lisses (sans défaut type fissure). Pratiquement tous les matériaux métalliques ont ainsi été testés, entre autre l'aluminium (II.9) (II.16) et ses alliages (II.179) (II.18) surtout l'alliage à durcissement structural 7075-T6 (II.10) (II.19) (II.20), le béryllium (II.21), le cuivre (II.16) (II.23), l'uranium (II.7), les alliages ferreux tels que les aciers au silicium (II.16) (II.22) (II.23) (II.24) ainsi que les aciers au carbone (II.13) (II.19) et faiblement alliés (II.25).

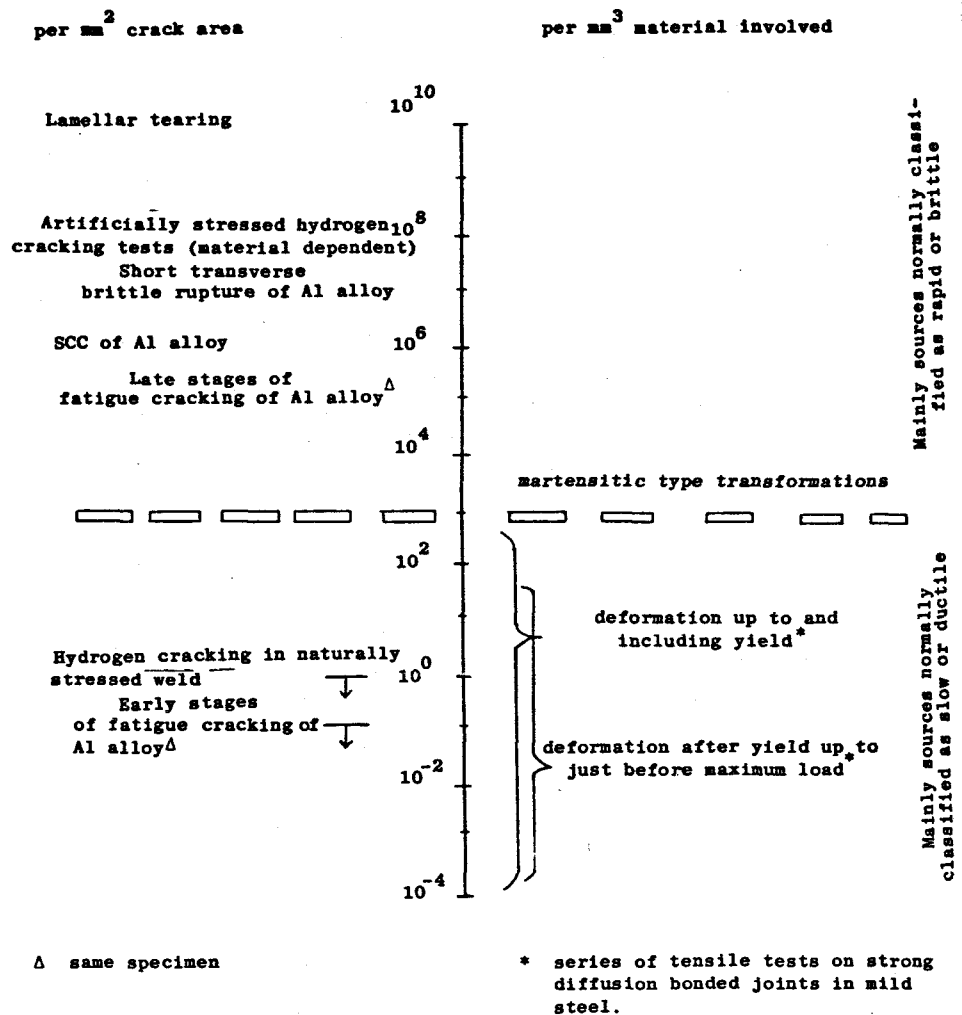


Fig. II.3.2 - Exemples de corrélations entre les valeurs de l'émission acoustique détectée et l'aire ou le volume de la source.

Tous les auteurs sont d'accord pour relier ce type d'émission à la déformation plastique des matériaux.

Cette émission continue, de faible énergie, se manifeste comme une augmentation du bruit de fond. Comme le montrent les figures II.3.3 et II.3.4 l'émission croît dès la mise sous contrainte de la pièce (domaine macroélastique) pour atteindre un maximum au passage de la limite conventionnelle d'élasticité du matériau testé et dans la zone de "pop-in" (domaine de propagation des bandes de Luders) lorsqu'elle existe. L'émission décroît ensuite plus ou moins rapidement lorsque la déformation se poursuit (domaine de consolidation).

Il faut remarquer que la figure II.3.3 coïncide remarquablement avec le modèle théorique de Gilman donnant la densité de dislocations mobiles en fonction de la déformation plastique. Mais comme l'indiquent MIANNAY (II.26) et DUMOUSSEAU (II.19), ce modèle ne peut expliquer aucun mécanisme générateur d'ondes. Nous ferons toutefois la distinction entre déformation plastique homogène et déformation plastique hétérogène. Dans le premier cas, la déformation a lieu uniformément dans tout l'échantillon. On constate expérimentalement que l'émission est proportionnelle à la vitesse de déformation et au volume de l'échantillon.

Dans le second type, la déformation apparaît successivement dans de petites fractions de l'échantillon. Un exemple typique d'une telle déformation est la propagation de bande de Luders dans les aciers au carbone dont la figure II.3.5 est caractéristique. On constate dans la zone de propagation de ces bandes une activité acoustique intense mais très irrégulière.

GILLES (II.27), FREDERICK et FELBECK (II.28), MIRABILE (II.29), MASON (II.21), POLLOCK (II.30) et bien d'autres ont montré que ce type d'émission, lié à la déformation plastique était provoqué par les mouvements de dislocation engendrés par la déformation du réseau cristallin.

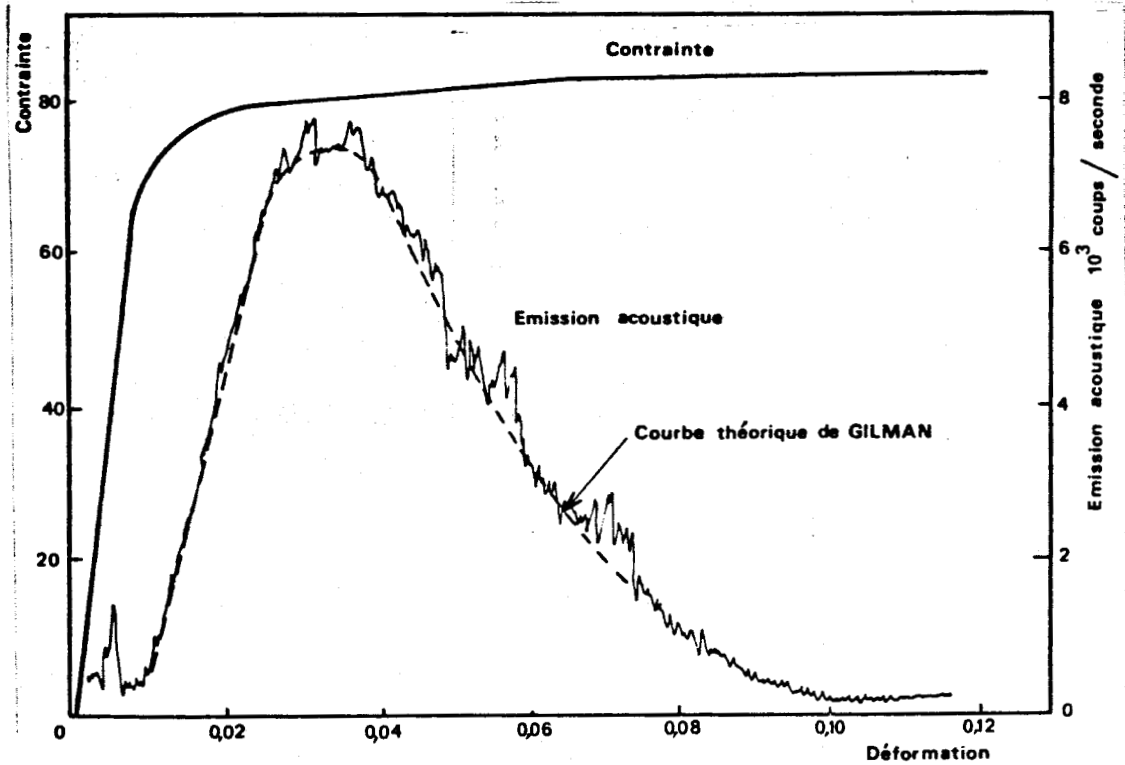


Fig. II.3.3 - Evolution du taux d'émission acoustique lors du passage dans le domaine plastique. (essais de traction sur 7075-T6 - DUNEGAN).

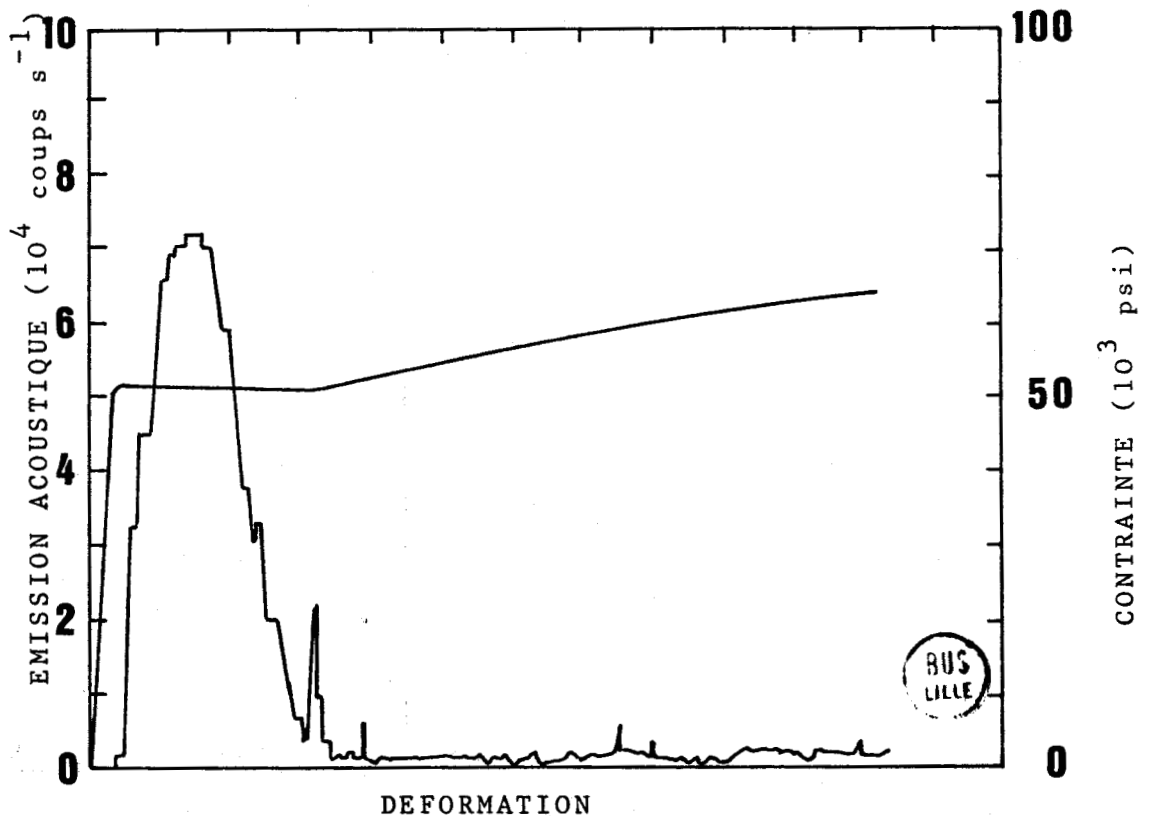


Fig. II.3.4 - Emission acoustique au cours d'un essai de traction de fer avec 3% de silicium.

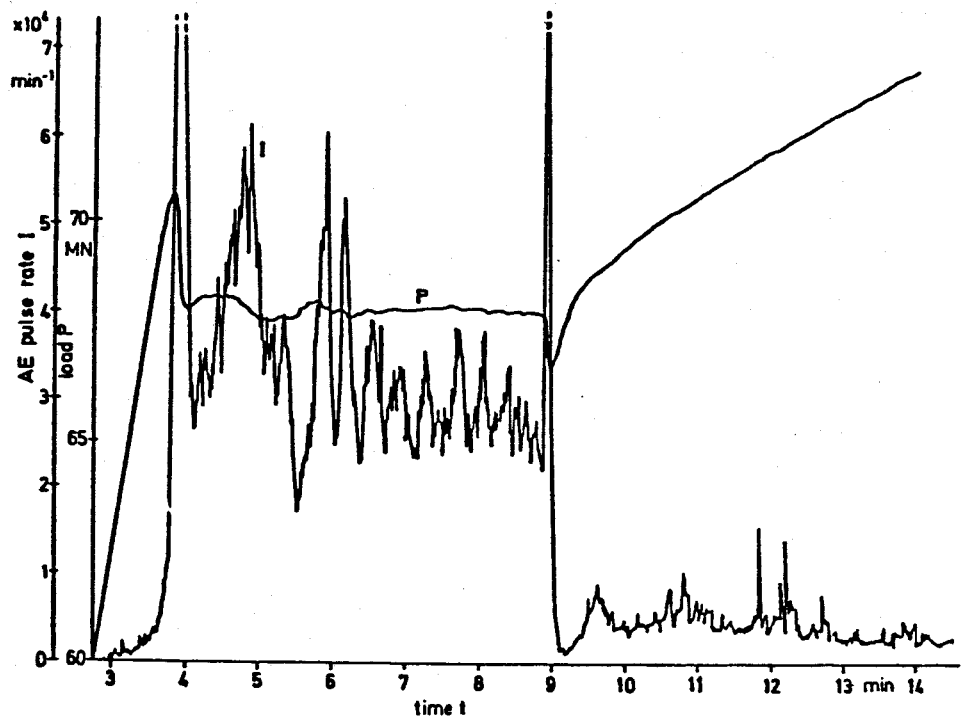


Fig. II.3.5 - Taux d'émission et courbe de traction d'un acier au Ni, Cr, Mo

Comme l'explique MASSON (II.12) cela correspond au passage d'un état d'énergie minimale à un autre état d'énergie minimale après le franchissement d'une barrière d'énergie qui s'accompagne d'une relaxation transitoire, origine de l'émission acoustique. En fait, ces mouvements de dislocations engendrent des événements élémentaires trop faibles pour être perçus, mais c'est leur multiplication coordonnée intervenant lors du développement des systèmes de glissement qui, par accord de phase, les rend détectables.

FAYOLLE (II.1) pour sa part considère cinq grands types d'émission acoustique continue suivant le type de matériau testé (fig. II.3.6).

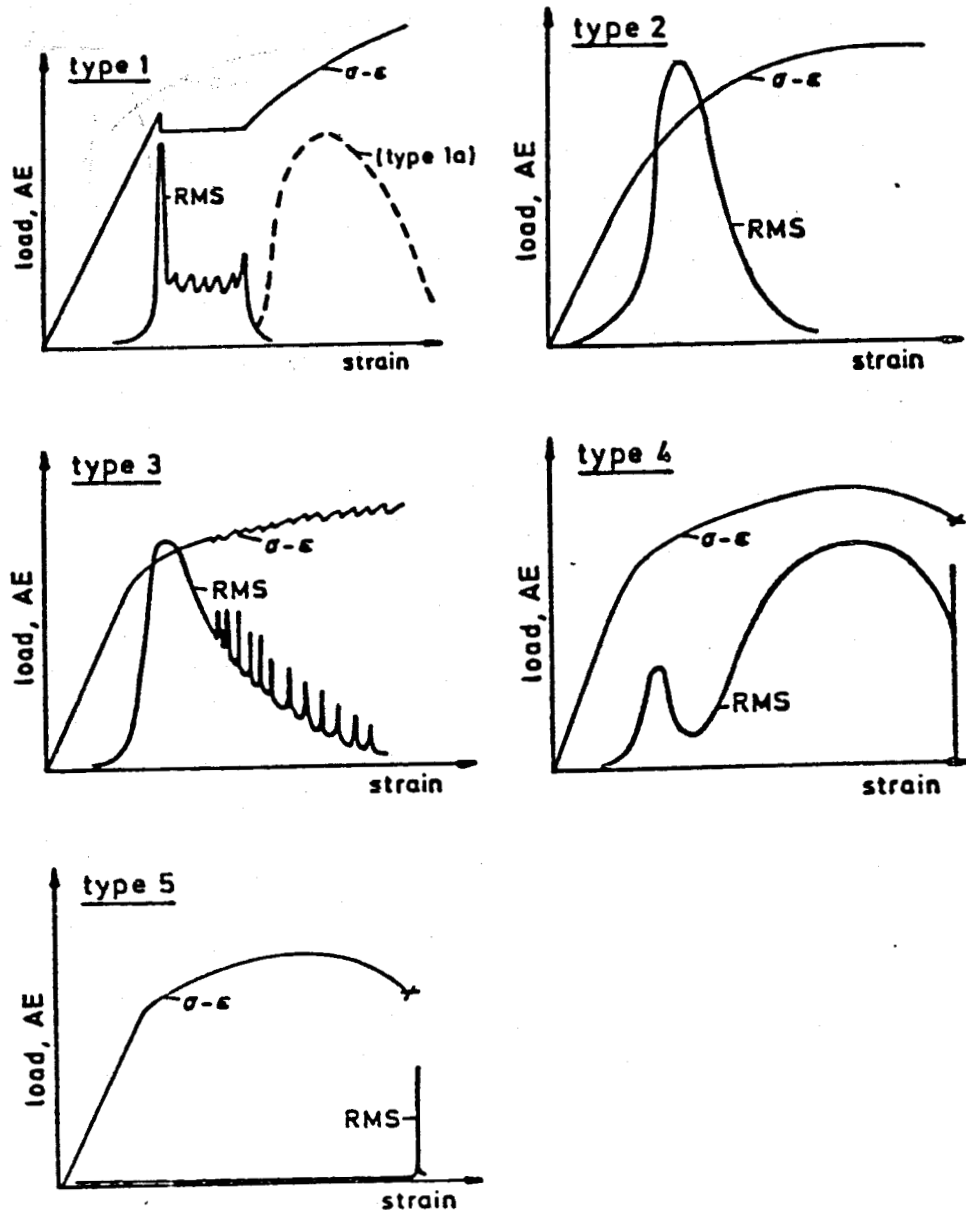


Fig. II.3.6 - Types d'émission acoustique durant des essais de traction de métaux.

(R M S : Root Mean Square)

Pour le type 1, l'émission continue est associée à la formation et à la propagation de bandes de Luders. C'est le cas des aciers au carbone, du fer ARMCO, de certains alliages d'aluminium et d'alliages de cuivre. Un second pic d'émission acoustique peut apparaître pour certains aciers à structure perlitique grossière.

re, qui est attribué à la rupture des lamelles de crémentite.

Pour le type 2, l'émission passe par un maximum au voisinage de la limite conventionnelle d'élasticité. Ce type d'émission est produite par les métaux à structure cristalline cubique à face centrée en général, et certains laitons.

La présence d'inclusions entraîne l'apparition d'implusions qui se superposent à l'émission continue. BIANCHETTE et all (II.20) ont notamment observé ce phénomène sur l'alliage d'aluminium (7075-T6) comportant des inclusions de 20 à 60µm. GREEN (II.25) pour sa part a observé le même type de superposition sur des aciers faiblement alliés lorsque la contrainte est appliquée suivant la direction de traction dans le sens travers court.

Pour le type 3, on peut considérer l'émission comme la superposition du type 2 et d'un effet Poitevin-Le Châtelier. Elle se produit dans le cas des laitons, les alliages aluminium-magnésium, les aciers à haute température et les alliages de Nickel.

Pour le type 4, l'émission acoustique présente un ou deux pics à une déformation plastique plus élevée que pour le type 2. C'est le cas des alliages vieillis Al Cu Mg, Al Zn Mg Cu. Le premier pic est attribué à des processus de déformation homogène, ce phénomène est inhibé au fur et à mesure du vieillissement. Le second pic serait par contre lié à des hétérogénéités de déformation, associées aux précipités.

Pour le type 5, se caractérise par l'absence d'émission. Ce peut être le cas de métaux écrouis, d'aciers à grain fin, de l'aluminium pur lorsqu'on étudie l'émission acoustique à basse fréquence ou sous faible sensibilité de détection. Les aciers austénitiques également présentent peu d'émission.

Les signatures acoustiques que nous venons de décrire peuvent être évidemment affectées par les phénomènes de frottement. Les premières applications industrielles portant sur la détection

de fuites dans des canalisations ou appareils à pression montrent une augmentation notable du bruit de fond ce qui peut être donc considéré comme un autre type d'émission continue.

Si la sensibilité des appareillages de détection de l'émission acoustique aux mouvements de fluides, entre autres les fuites hydrauliques et pneumatiques se révèle comme un inconvénient au départ, imposant même des conditions d'étanchéité très strictes lors d'épreuves hydrauliques. Elle peut être mise à profit par BALDERSTON entre autre (II.13) pour la détection et la localisation des fuites. Comme l'indique MASSON (II.12) l'intensité efficace du signal croît avec la proximité de la fuite et lorsqu'il s'instaure un régime turbulent avec, éventuellement cavitation.

Les essais de BALDERSTON (fig. II.3.7) (II.13) montrent, dans le cas des fuites pneumatiques, l'existence d'un seuil limite de détection correspondant à un flux gazeux voisin de $0,2 \text{ atm cm}^3 \text{ s}^{-1}$. Le débit minimum détectable peut donc être évalué dans chaque cas à partir de la relation :

$$Q = P.Dv$$

Q : flux gazeux en $\text{atm cm}^3 \text{ s}^{-1}$.

P : pression initiale du gaz en atm.

Dv : débit volumique en $\text{cm}^3 \text{ s}^{-1}$.

Ce seuil de détection est supposé correspondre d'après MASSON au passage du régime d'écoulement laminaire à un régime turbulent, bien qu'aucune confirmation expérimentale à notre connaissance n'ait été effectuée.

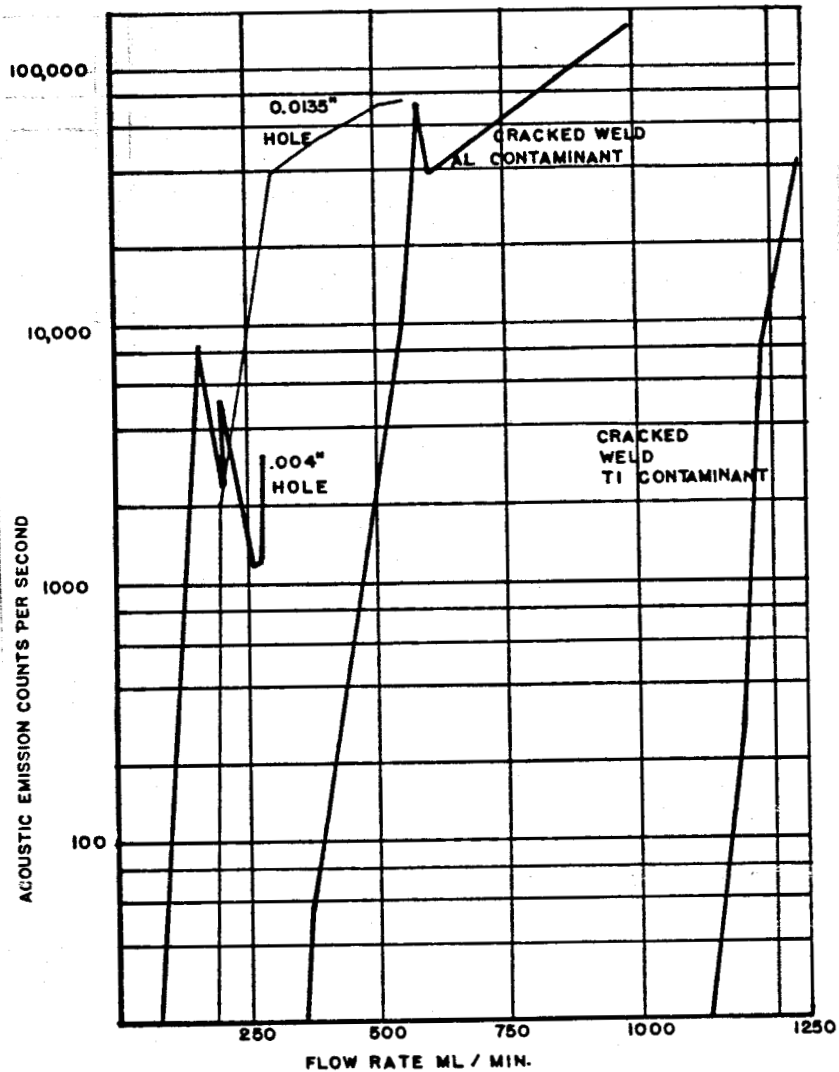


Fig. II.3.7 - Emission acoustique donnée par une fuite pneumatique

II.3.3 - L'émission discrète ou pulsée (ou encore impulsive) :

Ce type d'émission se caractérise par l'apparition de signaux transitoires appelée pulses ou "bursts". Elle apparaît chaque fois qu'une énergie relativement importante est relaxée brusquement. Elle a surtout été observée lors de l'étude des différents stades de la fissuration (initiation, propagation et rupture) des matériaux.

De ce fait, ce phénomène s'observe dans la plupart des matériaux même non cristallins. Comme l'indique MASSON (II.12), elle peut

aussi être attribuée à des phénomènes de désancrages massifs de dislocation. Le maclage est une des premières sources détectées (cf. cri de l'étain).

Comme l'indiquent SWINDLEHURST (II.10) et DUNEGAN(II.17), l'accroissement de la zone plastique en tête d'une fissure est également à l'origine de ce type d'émission.

Ce type d'émission a également permis lors d'épreuve hydraulique de prévenir la rupture catastrophique et même de développer des techniques de localisation de sources des défauts en évolution. Les signaux transitoires détectés par un capteur piézo-électrique lors d'une émission pulsée se présentent en première approximation sous forme d'ondes sinusoïdales amorties à décroissance exponentielle en l'absence de réflexions, HARRIS (II.31) et TETELMAN (II.32) ont proposé une relation mathématique pour un signal élémentaire de la forme :

$$V = V_0 e^{-\beta t} \sin (\omega t + \phi)$$

$$\text{avec } \lambda = 2 \pi f$$

V : tension d'un signal d'émission acoustique amplifié et filtré.

V_0 : tension initiale d'un signal d'émission acoustique due à un évènement élémentaire.

β : constante de décroissance.

ω : fréquence angulaire du signal en radians.

f : fréquence linéaire du signal en Hz.

t : temps en seconde.

ϕ : déphasage.

Actuellement, on considère que le signal fournit par un évènement élémentaire sans réflexion est de la forme de la figure (II.3.8).

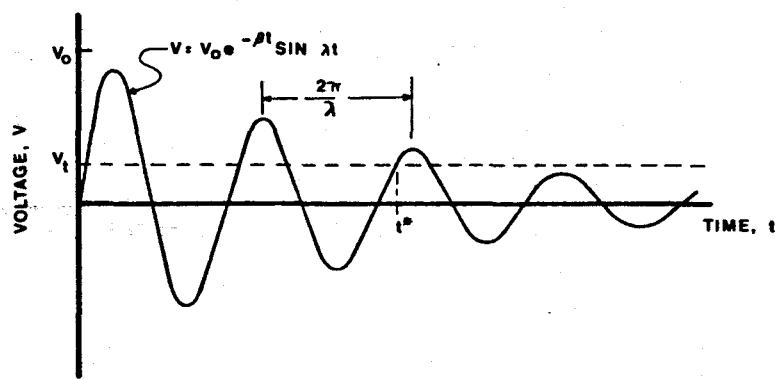


Fig. II.3.8 - Signal d'émission acoustique dû à un évènement élémentaire.

Nous pensons qu'une expression du type ci-dessous reflète mieux la forme du signal et tient compte de la partie ascendante de la courbe.

$$V = \{1 - H(t_0)\} V_0 e^{\beta_1(t - t_0)} \sin(\omega t + \phi) + H(t_0) V_0 e^{\beta_2(t - t_0)} \sin(\omega t + \phi)$$

$H(t_0)$: fonction de Heaviside

Ce type de signal se caractérise par un temps de montée, une amplitude, une durée totale et le nombre d'oscillations. La durée de ces signaux s'étend de quelques microsecondes, voir même nanosecondes à plusieurs centaines de millisecondes. Ce temps est fonction de l'amplitude initiale du signal et donc de l'énergie libérée.

La gamme d'énergie couverte par l'émission acoustique a été estimée par MIRABILE (II.29) entre 10^{-4} Joule dans le cas de la rupture à 10^{-11} Joule dans le cas de la déformation plastique. Comme le fait remarquer CHRETIEN (II.9) l'énergie dans le cas de l'émission pulsée est beaucoup plus grande que l'émission continue et avance même un rapport compris entre 10^{10} et 10^{14} . Enfin la signature des signaux acoustiques est très complexe du fait que les phénomènes énergétiques initiaux sont de

très courte et engendre des ondes dont le spectre fréquentiel est très large et s'étend de quelques hertz à quelques dizaines de mégahertz (II.12). Nous pensons pour notre part qu'il doit exister une ou plusieurs fréquences préférentielles d'émission en fonction d'un phénomène donné et de l'état physique du matériau. Nous développerons ce sujet dans le paragraphe 2.5. abordant les différents modes de traitement du signal.

En définitive, quel que soit cependant le type d'émission, l'énergie est très faible et nécessitera pour le traitement de signaux une amplification comprise entre 10^2 et 10^6 (II.9) soit 40 à 120 dB. Il faut cependant signaler que la notion de rapport signal/bruit est plus significative que le gain.

II.3.4 - Modèles de sources d'émission acoustique :

Depuis de nombreuses années, les praticiens de l'émission acoustique ont tenté de modéliser les sources d'émission acoustique qu'elles soient du type continu ou pulsé.

Actuellement, il existe un certain nombre de modèles simples ou plus complexes qui tentent de décrire les mécanismes de l'émission acoustique sans que l'on ne dispose de critères surs de choix entre ces différents modèles.

Les modèles de sources d'émission acoustique continues, les plus connus sont liés aux mouvements de dislocations dans les matériaux et sont développés par GILLIS (II.27), FREDERICK et FELBERK (II.28).

POLLOCK (II.30) pour sa part utilise un modèle mécanique à ressorts et masse.

Ces modèles sont peu à peu abandonnés pour des modèles mathématiques, faisant appel à des fonctions dynamiques et incluant les fonctions de transfert du milieu et de l'appareil de mesure. De tels modèles ont été développés par FLERSCHMAM et ROUBRY (II.33) (II.34) (II.35), SIMMONS et CLOUGH (II.36), MIRABILE (II.29),

BOLIN (II.37).

La figure II.3.9 représente un bloc diagramme du modèle de BOLIN.

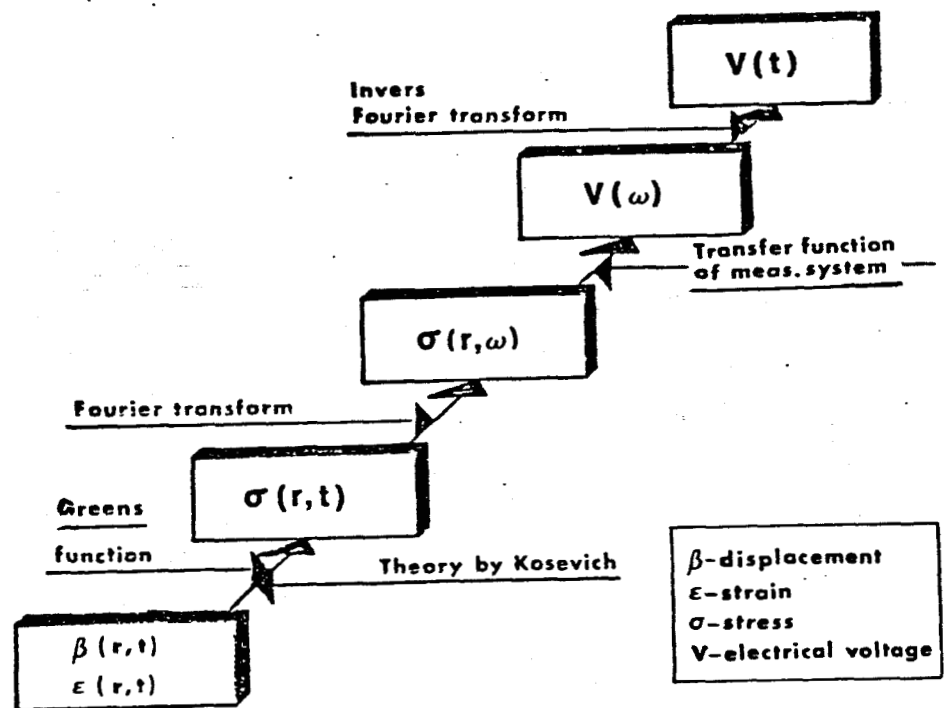


Fig. II.3.9 - Modèle de Bolin.

On considère actuellement qu'une source élémentaire est l'association d'une impulsion et d'un échelon (II.40) (II.4)

Le mécanisme de l'apparition et de la propagation d'une microfissure et leurs relations avec l'émission acoustique a été présentées sous une forme "déterministe" par TETELMAN et CHOW (II.32). Les auteurs ont trouvé une relation entre le nombre de coups et le niveau de contrainte appliqué. HILLE et STEPHEN (II.38) pour leur modèle assimilent la forme de l'onde à une impulsion carrée et considère le capteur comme un filtre passe bande pour des impulsions de courtes durées. HANAGUD et CLINTON (II.39) pour leur part prennent en compte la densité de microfissuration et la vitesse de formation de la microfissure et proposent un modèle probaliste reliant le nombre d'évènements et le comptage à la contrainte. Ce modèle est fondé sur un procédé stochastique d'arrivée des évènements.

Enfin FLEISCHMAM et ROUBY (II.40) proposent un modèle, basé sur le fait qu'un évènement source fourni un signal d'émission acoustique, dont la formulation est différente en fonction de la fréquence des signaux crée par les différents phénomènes.

II.3.5 - Irréversibilité de l'émission acoustique : effet KAISER :

Comme nous l'avons vu précédemment tout volume de matériau homogène (sans défaut) qui subit une déformation plastique ϵ_p exponentielle croissante, émet des ondes de type continu.

Toutefois comme l'indique PELLETHIER (II.21), l'émission cesse lorsque ϵ_p demeure constant en tout point de ce volume. La suppression de la cause de la déformation plastique en l'occurrence la contrainte σ_p entraîne donc l'arrêt de l'émission acoustique qui ne reprendra son activité que lorsque le même volume sera soumis à une nouvelle contrainte σ supérieure à la contrainte précédemment appliquée σ_p .

C'est donc l'irréversibilité des déformations plastiques qui entraîne l'irréversibilité de l'émission acoustique.

Ce phénomène a été observé pour la première fois par KAISER et porte ainsi son nom.

Bien entendu, l'effet KAISER peut être perturbé, voir annulé, si le matériau subit une modification entre l'instant de la décharge et l'instant de la mise en charge suivante.

Ceci explique également la difficulté d'observer ce phénomène dans le cas de matériaux fissurés puisque la valeur de la sollicitation ne suffit plus à définir le champ de contraintes (II.21). Toutefois si dans le cas de matériaux fissurés, on ne parle plus en terme de contraintes, mais en terme de facteurs d'intensité des contraintes ou d'écartement critique de fissuration, l'effet Kaiser reste valable.

Ce phénomène reste donc la base de nombreux contrôles non destructifs de pièces et d'assemblage. La figure II.3.10 montre l'émission acoustique enregistrée lors de deux épreuves successives.

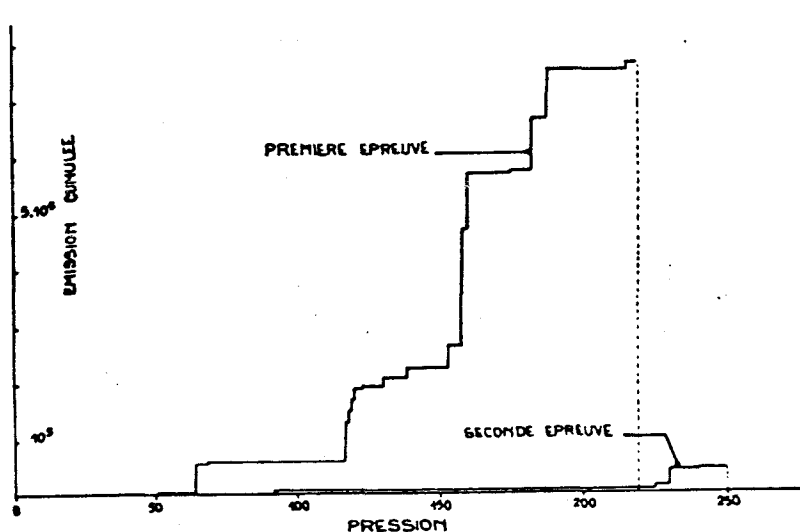


Fig. II.3.10 - Comparaison de l'émission acoustique détectée sur une même capacité lors de deux épreuves successives, mise en évidence de l'effet Kaiser.

II.3.6 - Principaux facteurs influençant l'émission acoustique des matériaux :

Nous avons vu que les origines des sources étaient très diverses et que les signaux émis pouvaient avoir des amplitudes plus ou moins grandes. Les nombreuses études sur l'émission acoustique

ont révélé une série de paramètres qui vont influencer les deux grands types d'émission précédemment décrits.

Dans le cas de l'émission continue les paramètres importants sont de toute évidence la nature du matériaux, son histoire antérieure, la vitesse de déformation (HATONO (II.15), HANSTAD et MUKERJEE (II.18)), et la taille de grain (TANDON-TANGUI (II.24), FLEISCHMAM et ROUBY (II.34)). Dans le cas de l'émission discrète bien d'autres facteurs vont jouer comme l'indiquent de nombreux auteurs (II.7) (II.2) (II.41) ainsi que le tableau II.3.11.

TABLEAU II.3.11 - PRINCIPAUX FACTEURS INFLUENCANT LE TAUX D'EMISSION ACOUSTIQUE D'UN MATERIAU

Facteurs favorisant des signaux de grande amplitude	Facteurs entraînant des signaux de faible amplitude
<ul style="list-style-type: none"> * - Résistance mécanique élevée - Vitesse de déformation élevée - Anisotropie * - Hétérogénéité - Epaisseur importante * - Tendance à former des macles - Rupture par clivage - Températures basses * - Présence de défauts * - Transformation martensitique possible * - Propagation de fissure - Structure brute de coulée - Structures brutes de soudage - Taille de grain élevée 	<ul style="list-style-type: none"> * - Résistance mécanique faible - Vitesse de déformation faible - Isotropie * - Homogénéité - Epaisseur faible * - Maclage très difficile - Déformation par cisaillement - Températures élevées * - Matériau sans défaut * - Transformations de phase contrôlées par un phénomène de diffusion. * - Déformation plastique uniforme - Structure forgée - Structures détensionnées - Structure à grains fins

A ces nombreux paramètres, il faut ajouter le passé historique de la pièce ou de l'assemblage depuis l'élaboration jusqu'au moment des sollicitations d'essais en passant par les traitements thermiques et thermomécaniques. (effet Kaiser).

Nous nous sommes jusqu'à présent intéressés aux facteurs influ-

ençant l'origine et des sources d'émission acoustique. Mais comme nous l'avons indiqué au début de ce chapitre, l'onde émise par la ou les sources va se propager dans tout le matériau. Il s'en suit que lors de son passage à travers le matériau depuis la source jusqu'au capteur, le signal de la source comme l'indique ARRINGTON (II.11) sera encore modifié et déformé. Le diagramme de la figure II.3.12 résume les principaux facteurs amenant cette dégradation du signal, et notamment deux paramètres essentiels à notre sens : les dimensions et la géométrie de l'éprouvette ainsi que la réponse du capteur associés à son couplage.

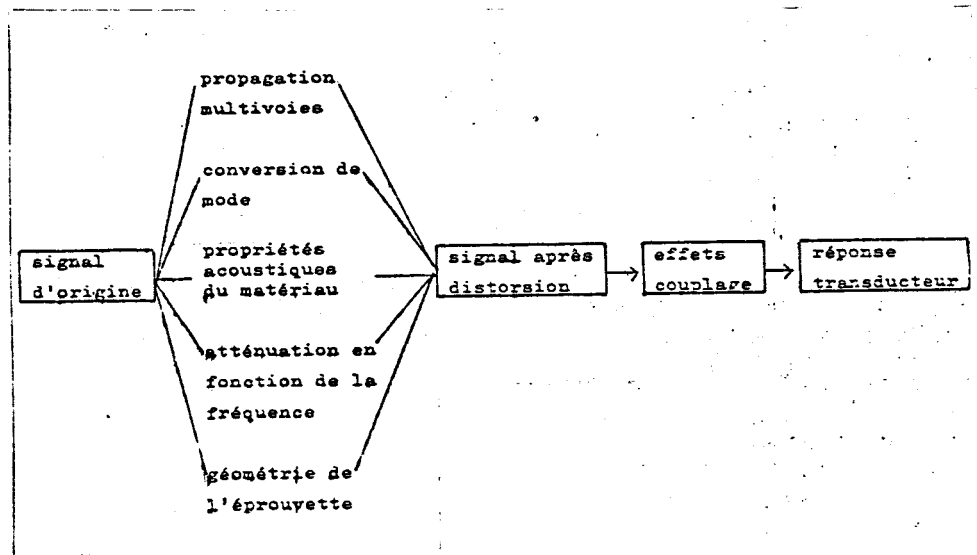


Fig. II.3.12 - Facteurs contribuant à la dégradation du signal d'origine de la source.

Il résulte de tous ces éléments que l'émission acoustique comme l'indique SWINDLEHURST (II.10) est très sensible au type de matériau, à sa géométrie ainsi qu'aux conditions expérimentales. Dès lors comme le disent DUNEGAN et GREEN (II.7) si l'émission acoustique peut être utilisée pour prédire la rupture catastrophique de pièces ou structure, elle doit l'être sous réserve que les pièces ou assemblages soient testés dans les conditions réelles d'utilisation après avoir établi clairement les relations entre l'émission acoustique et les processus de rupture.

II.4. CHAÎNE D'ACQUISITION DES SIGNAUX D'ÉMISSION ACOUSTIQUE :

Toute chaîne d'acquisition des signaux d'émission acoustique assure trois fonctions principales à savoir : la capture du signal par conversion mécanique-électrique, l'amplification et le traitement (II.12). On parle également de voie de mesure constituée par un capteur, un préamplificateur et un amplificateur (souvent à filtre incorporé) ainsi que les liaisons électriques reliant ces différents éléments entre eux. La figure II.4.1 montre le schéma synoptique d'une chaîne d'analyse de l'émission acoustique. Nous aborderons dans ce paragraphe, un descriptif des différents éléments constitutifs d'une voie de mesure. Nous verrons par ailleurs, au paragraphe suivant, les divers modes de traitement.

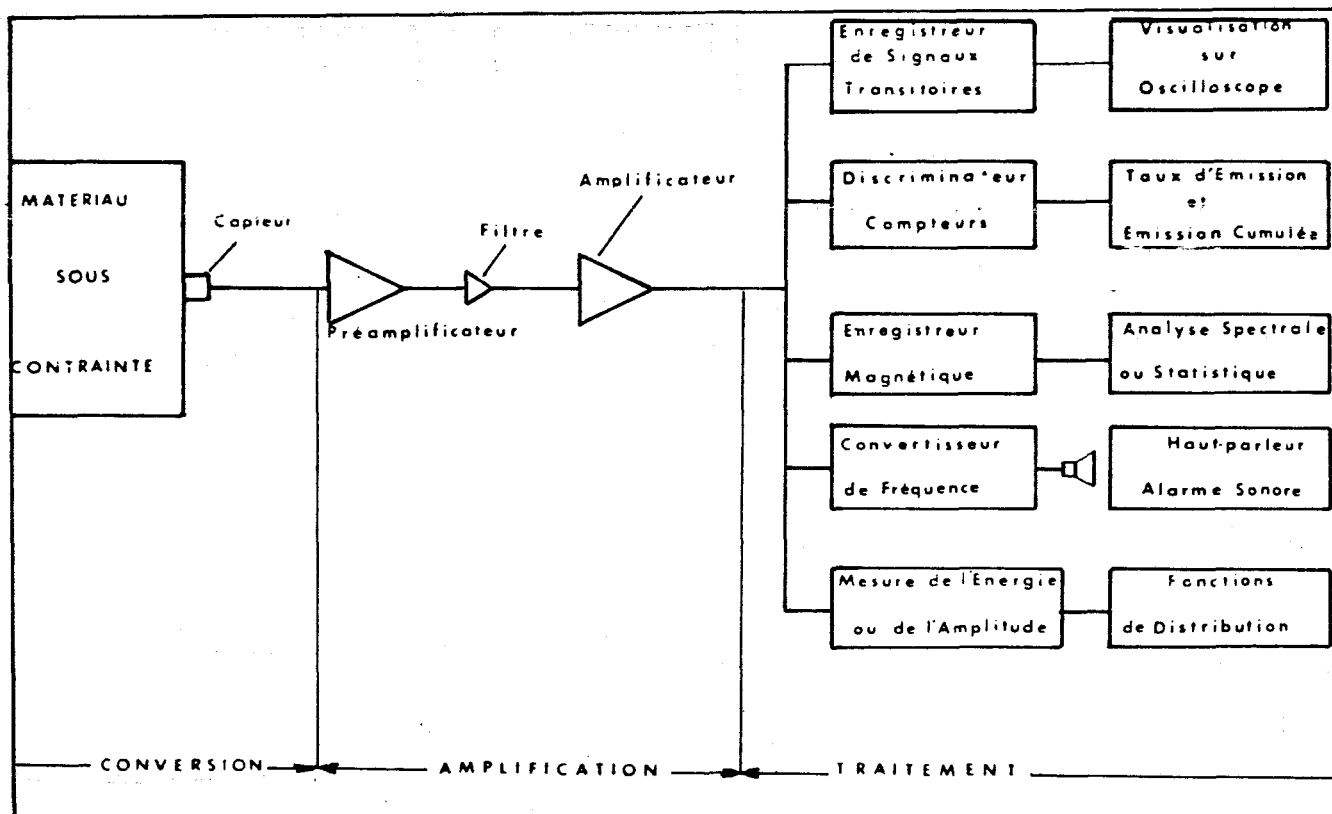


Fig. II.4.1 - Schéma synoptique d'une chaîne d'analyse de l'émission acoustique.

II.4.1 - Les capteurs :

La fonction de la capture du signal émission acoustique par

conversion de l'énergie élastique de vibration en signal électrique est assurée par un capteur piézoélectrique. Ce dernier est l'élément essentiel de la chaîne. Il faut toutefois lui associer un milieu de couplage (couplant) assurant son contact avec la pièce ou structure à contrôler. Nous verrons, plus loin, l'importance du couplant. Le capteur ou transducteur est constitué d'une pastille d'un matériau piézoélectrique, dont on métallise une ou plusieurs faces. Cette pastille est installée dans un boîtier le plus souvent métallique.

Ce boîtier sera lui-même isolé, électriquement de la structure par une semelle en matériaux isolants. Les matériaux piézoélectriques ont comme propriété de se charger électriquement lorsqu'ils sont percutés mécaniquement. Pour les transducteurs d'émission acoustique, on utilise des matériaux tels que le titanate-zirconate de plomb (PZT) ou le niobiate de lithium.

Le tableau II.4.2 montre quelques caractéristiques de ces deux types de matériaux.

TABLEAU II.4.2 - CARACTERISTIQUES DE QUELQUES MATERIAUX
PIEZOELECTRIQUES ENTRANT DANS LA COMPOSITION
DES CAPTEURS D'EMISSION ACOUSTIQUE
(II.19)

	PZT	Niobiate de lithium
température de Curie	370 (°C)	1210 (°C)
constante piézoélectrique	20 à 40	
coefficient de couplage	0,7	

Le PZT 5 est le plus couramment utilisé, en raison de sa faible impédance à la résonance, permettant une adaptation satisfaisante avec l'électronique.

Les transducteurs peuvent être sensibles préférentiellement aux ondes longitudinales ou transversales. Toutefois comme le fait

remarquer S.D. 'HART (II.42), dans les tôles minces, le mouvement de particules a tendance à s'effectuer suivant deux types d'ondes de Rayleigh ou de Lamb. Lorsque ce genre d'ondes s'est propagée sur une certaine distance, elles sont d'une manière prédominante, soit parallèles, soit perpendiculaires à la surface. Les mouvements parallèles à la surface se propageant avec une altération moindre, il semble préférable d'utiliser des transducteurs d'ondes transversales. Cependant ces transducteurs sont à réponse directionnelle, ce qui peut être défavorable pour certaines applications. Les transducteurs d'ondes longitudinales peuvent être utilisés du fait que le mouvement des particules est rarement parfaitement parallèle à la surface. Etant donné que dans les deux cas, les faces des transducteurs sont appliquées de façon approximativement parallèles au sens de propagation, leur dimension par rapport à une longueur d'onde est un facteur qu'il faut prendre en considération. Si le diamètre du transducteur est approximativement égal à la longueur de l'onde, on peut prévoir que les mouvements positifs et négatifs du milieu de propagation s'annulent effectivement (II.42). Ceci orienterait le choix vers un transducteur de dimension beaucoup plus courte que la longueur d'ondes. Mais le signal de sortie faiblit avec une diminution de la taille du capteur. Ceci amène à opter pour un compromis. La géométrie déterminera également la fréquence nominale du transducteur (II.19).

Suivant le mode de fabrication, on obtient soit un capteur résonnant, soit un capteur à large bande. Pour le premier type, la pastille céramique est faiblement amortie ou sans amortissement, afin de bénéficier de la surtension à la résonnance. Ce genre de capteur présente une bonne sensibilité de l'ordre de -80dB par rapport à $1\text{ V}/\mu\text{bar}$ à la résonnance, mais par contre, il présente l'inconvénient de favoriser les fréquences correspondant aux modes propres du capteur.

Un exemple de spectre de ce type de capteur est fourni à la fig. II.4.3.

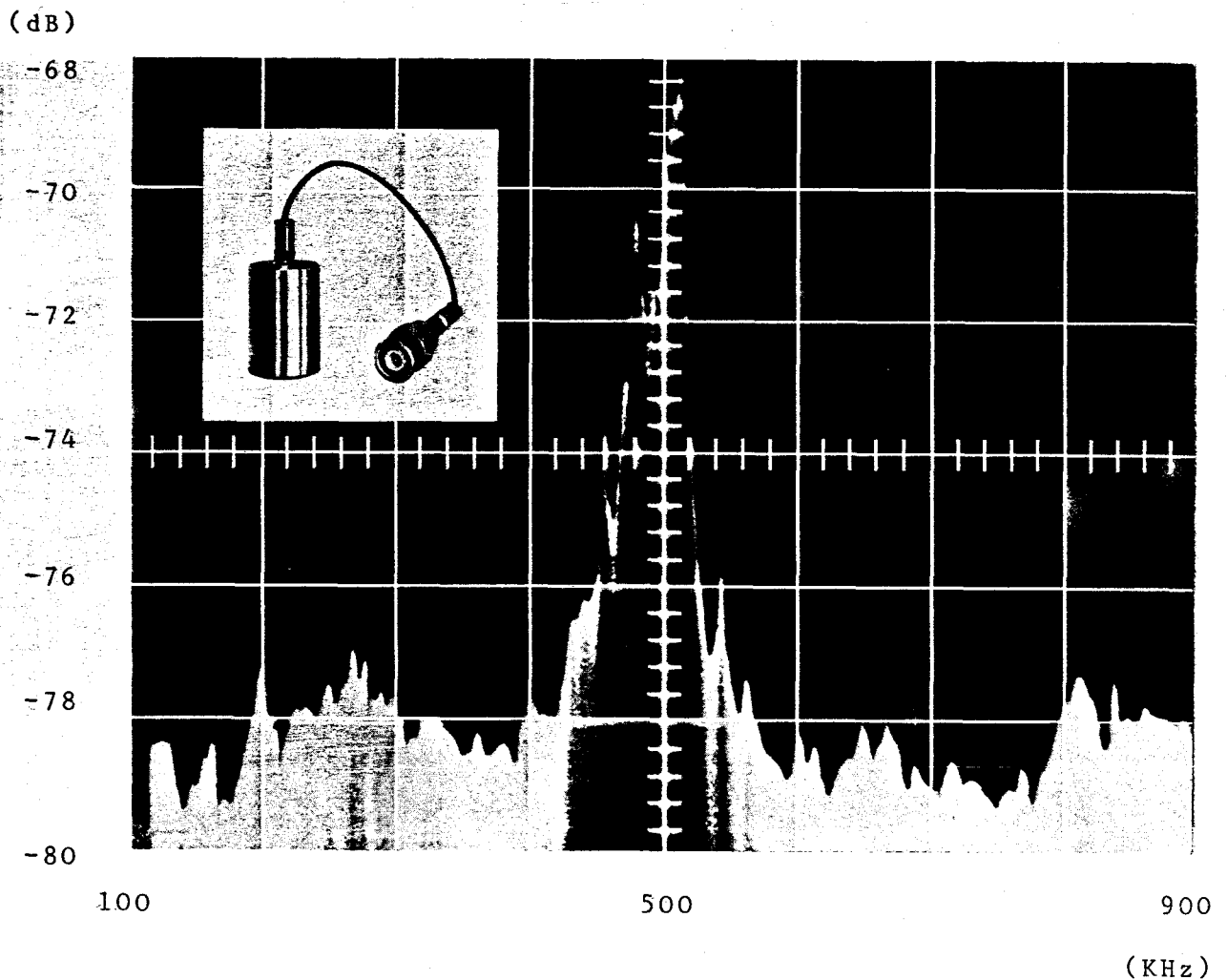


Fig. II.4.3 - Spectre d'un capteur résonnant.

Pour le second type, par adjonction d'un amortisseur, on élargit la bande passante, mais en même temps, on réduit la sensibilité du transducteur. Toutefois par certains artifices, on peut atteindre des sensibilités de -90 par rapport à V/μ bar comme le montre le spectre de la figure II.4.4.

On classe également, les transducteurs suivant leur mode de fonctionnement. Ainsi comme l'indiquent AE BROWN et RG LIPTAI (II.43), trois types de transducteurs sont utilisés pour la détection de l'émission acoustique à savoir les capteurs absolus ou asymétriques, les capteurs différentiels et les capteurs à

sorties équilibrées. Ces différents modes de fonctionnement sont obtenus par des métallisations ou des branchements différents de la pastille de céramique.

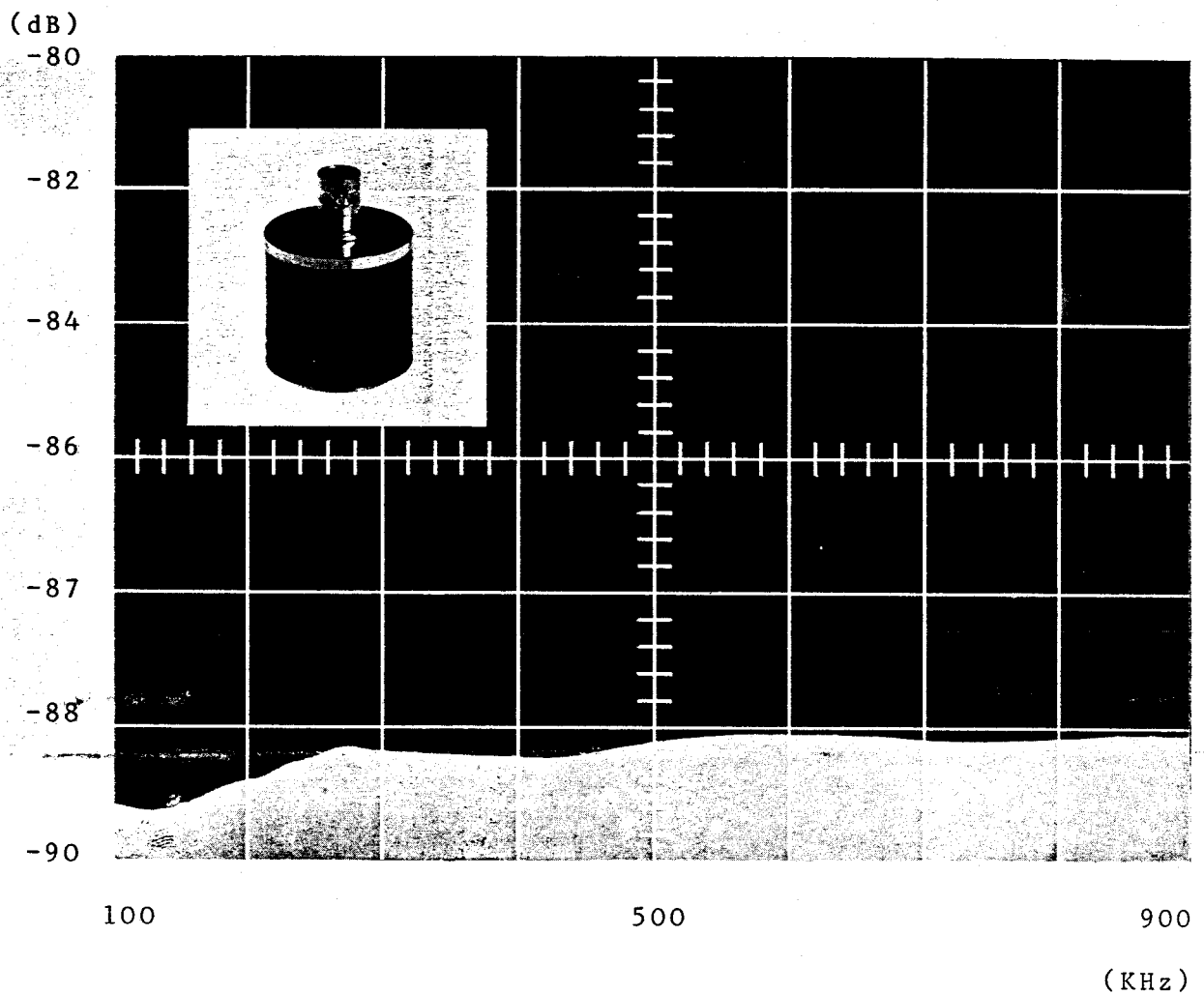


Fig. II.4.4 - Spectre d'un capteur large bande.

Ainsi le capteur asymétrique a deux faces métallisées et donc deux électrodes de contact.

Le transducteur différentiel a trois faces électriques (soit trois contacts). La première face est appliquée le plus près possible de l'échantillon ou de la structure à contrôler et a un potentiel électrique voisin du potentiel de terre.

Par référence à la première face, les deux autres ont une pola-

rité alternativement positive et négative. Les capteurs différentiels ne doivent pas être confondus avec les capteurs à sorties équilibrées. Ce dernier type de transducteurs utilise des pastilles à deux contacts. La tension de sortie est appliquée sur un circuit séparateur de phase, qui peut être un artifice inclus dans le boîtier du capteur.

Ces deux derniers types de montages ont l'avantage de réduire les parasites électromagnétiques, sans toutefois les éliminer complètement dans le cas de bruits radiatifs élevés.

En fait, comme nous venons de le voir, lors de la réalisation ou de l'utilisation d'un transducteur d'émission acoustique, il faut tenir compte des facteurs tels que : température de fonctionnement, bande de fréquences, mode de fonctionnement et dimensions géométriques.

La planche II.4.5 présente un ensemble de capteurs que propose un fabricant.

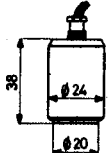
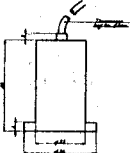
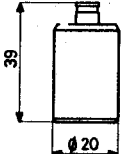
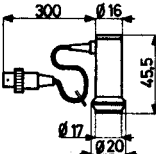
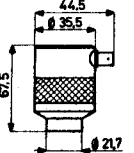
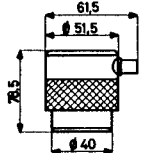
Une difficulté dans l'état actuel de la technique des capteurs d'émission acoustique est la mise au point d'une méthode d'étalonnage.

Comme l'indique DUMOUSSEAU (II.19), différents systèmes ont été utilisés : excitation par transducteur de courbe de réponse connue, excitation par bruit large bande (broyage de grain de silice, cavitation), excitation par choc (II.29), excitation par étincelage (II.39), excitation par jet d'hélium (II.44).

On s'oriente actuellement au niveau européen vers une solution par rupture de mine de crayon comme le recommande le sous-groupe code du EWGAE. (European Working Group on Acoustic Emission) (II.45).

Ces mêmes systèmes utilisés dans l'étalonnage des capteurs, servent également de source artificielle pour le réglage des chaîne de mesure.

Planche II.4.5 - Panoplie de capteurs d'émission acoustique
présentée par un fabricant (source CGR).

Formes et dimensions (mm)	Réf.	Type	Fréquences (KHz)	température d'utilisation (°C)	Observation Destination
	AF AM	résonant absolu	300 ou 500	110 250	Etude de phénomènes métallurgiques - mécanique rupture
	AH	résonant absolu	500 ou 1000	600	idem que AF-AM - mais à haute température.
	A 2002	résonant absolu	200 ou 300	70	économique
	A 2003	résonant absolu	500 ou 1000	70	en fonderie
	A 2004	résonant absolu	100 ou 200 ou 500	70	en fonderie
	A 2005	résonant absolu	40	70	roches béton

8/85
LILLE

Pour notre part, nous pensons que d'autres méthodes d'étalonnage à base de laser (impulsion d'énergie) ou d'interferométrie laser devraient se développer. Quant à la méthodologie de l'étalonnage, rien n'est encore bien défini. Certains chercheurs placent la source artificielle directement en contact avec le capteur, d'autres préfèrent au contraire placer le capteur dans les conditions proches d'un contrôle (sur pièce ou partie de structure) et actionner la source artificielle sur le matériau à contrôler (fig. II.4.6).

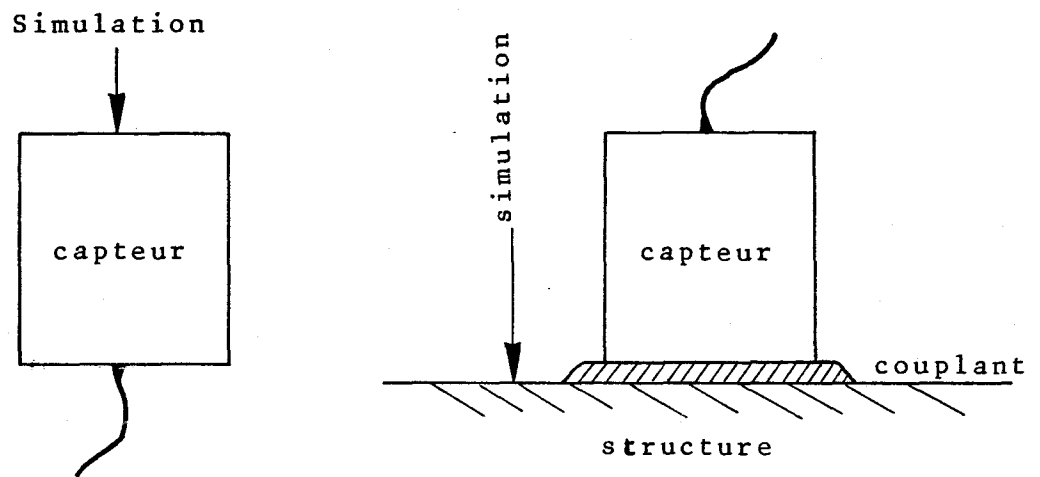


Fig. II.4.6 - Types de simulation.

Dans le premier cas, on ne tient pas compte de l'effet de couplage, dans le second on en tient compte, mais l'étalonnage ne sera que relatif, compte tenu de la non reproductibilité parfaite du couplage et de la nécessité de faire varier des paramètres tels que distance source-capteur, épaisseur de matériau, type de matériau et couplant afin de caractériser de manière absolue le capteur pour un maximum d'applications.

II.4.2 - L'amplification :

L'amplification est réalisée par l'intermédiaire de deux systèmes successifs et cumulatifs que sont le préamplificateur et l'amplificateur.

Le préamplificateur : a pour principale fonction, outre la nécessité d'être adapté en impédance au capteur, d'amplifier le signal en sortie de ce dernier de manière à pouvoir le véhiculer sur plusieurs mètres de distance (100 m. au maximum actuellement), car la chaîne de traitement peut être rarement placée très près du capteur du fait de l'accessibilité ou de la sécurité (nucléaire notamment).

Comme nous l'avons vu précédemment les signaux en sortie du capteur sont très faibles et le fait des les acheminer par câble jusqu'à la chaîne de traitement les rendraient totalement inexploitable par les moyens électroniques actuels.

Ceci nécessite donc de placer le préamplificateur le plus près possible du capteur.

Suivant les constructeurs d'appareillage, les préamplificateurs seront à gain fixe ou à gain ajustable par commutation. La gamme d'amplification varie généralement de 20 à 60 dB suivant le type d'amplificateur, le choix du constructeur et le type d'application.

En fonction du type de capteur utilisé, on pourra également disposer de préamplificateurs absolus ou différentiels. Dans la pratique, on s'oriente uniquement vers ce dernier type, que l'on rend compatible avec les différentes sortes de capteurs par des branchements électriques adéquats.

Une des caractéristiques importante du préamplificateur est sa bande passante, car elle risque, de masquer une partie de la réponse en fonction des fréquences des différents signaux.

Toutefois lorsque la bande de fréquences des signaux à traiter est bien définie, on peut améliorer le rapport signal/bruit en intégrant au préamplificateur un filtre passe-haut ou passe-bande.

L'amplificateur renferme quant à lui un amplificateur différentiel, un filtre, un système de discrimination à seuil ainsi qu'un étage de forme des signaux (redressement double alternance) en vue de leur traitement ultérieur.

L'amplification est réalisée par un amplificateur à gain ajustable pouvant atteindre 60 dB de manière à obtenir un gain total de 100 à 120 dB.

Le filtre incorporé à l'amplificateur est souvent du type passe-haut commutable dont les fréquences de coupure s'étendent de 50 KHz à 400 KHz pour la majorité des applications sur un produit métallique.

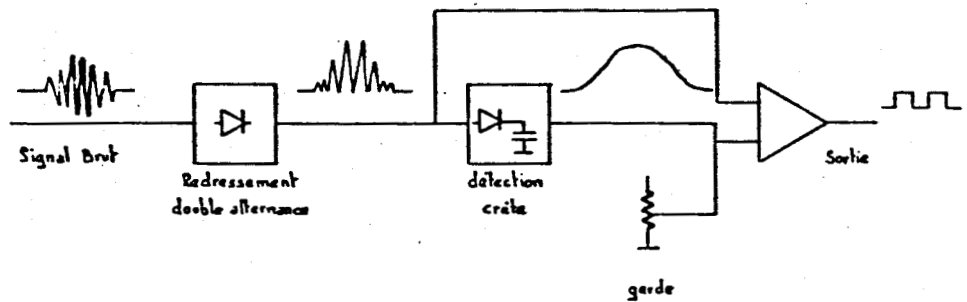
Le système de discrimination peut être à seuil fixe ou à seuil automatique. Pour le premier type, il consiste à afficher un seuil de tension continue souvent réglable dont la valeur est légèrement supérieure au bruit de fond. C'est la plus ancienne des méthodes utilisées en émission acoustique.

Le seuil automatique, de développement récent a été conçu pour se prémunir des évolutions du bruit de fond.

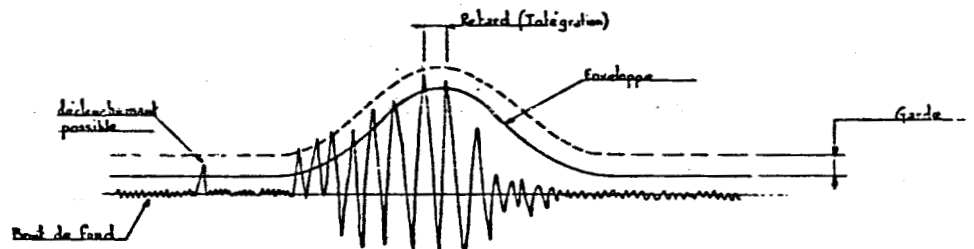
En effet comme l'indique AUDENARD (II.46) on ne connaît pas à priori l'amplitude moyenne des signaux que l'on captera au cours d'une manipulation : celle-ci peut être variable car dépendante de l'énergie libérée. Il en résulte que l'amplification devrait être réglée au maximum dans le cas d'un seuil fixe, d'où une amplification également du bruit de fond.

Le principe de ce discriminateur à seuil automatique est basé sur l'élaboration de l'enveloppe du signal d'émission acoustique par un système de détection crête avec intégration.

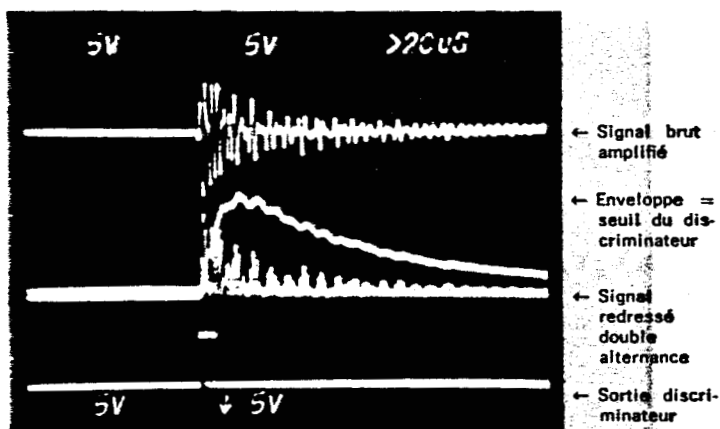
Fig. II.4.7 - Discrimination à seuil automatique.



a — Synoptique. Discriminateur à seuil automatique.



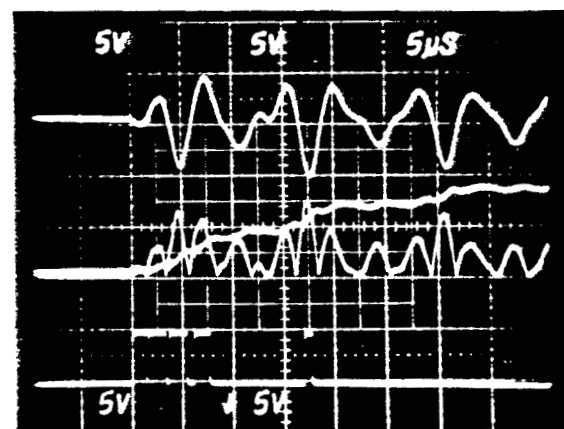
b - principe



Gain = 60 dB

Durée de l'événement = 100 μs

c — Signal brut - Signal redressé double alternance - Enveloppe montrant l'effet d'intégration - Sortie du discriminateur.



d — Même signal dilaté mettant clairement en évidence le déclenchement du discriminateur sur la première demi-onde sans perte de signal.

On associe à ce premier système un dispositif de "garde" consistant en un décalage constant de quelques dizaines de millivolts, afin de ne pas déclencher sur des signaux parasites.

La figure (II.4.7) montre le synoptique du système ainsi qu'un oscillogramme.

Enfin le redressement double alternance permet de fournir un signal au discriminateur qui verra indifféremment l'une ou l'autre polarité.

II.4.3 - Le traitement du signal :

Il existe différents modes de traitement des signaux d'émission acoustique que l'on peut diviser en deux grandes catégories : les traitements en monovoie basés sur les caractéristiques des signaux et les traitements de localisation destinés à déterminer les coordonnées d'une source dans une structure.

Nous aborderons ces différents aspects du traitement aux paragraphes II.5 et II.6 respectivement pour les traitements monovoie et pour la localisation.

II.5. MODES DE TRAITEMENTS EN MONOVOIE :

Nous avons volontairement dénommé les différents traitements qui vont suivre du terme monovoie, car ce sont les traitements utilisés pour la caractérisation soit des signaux de sources, soit des phénomènes suivis par émission acoustique souvent, d'ailleurs on se limite à une seule voie compte tenu de la forme des éprouvettes normalisées.

Toutefois, ces mêmes traitements seront applicables dans le cas de contrôles utilisant plusieurs voies en parallèles (multivoies) sans pour autant faire de la localisation.

Chacun de ces traitement fait intervenir une, voire plusieurs

caractéristiques électriques du signal d'émission acoustique. Ainsi, nous verrons successivement les traitements en comptages, en évènement (s), en amplitude, en tension quadratique moyenne (RMS), en énergie ainsi que par analyse paramétrique ou statistique et par analyse spectrale.

Les cinq premiers types de traitements se font en temps réel, les deux derniers s'opèrent en temps différé, ou légèrement différé.

II.5.1 - Comptage :

Cette technique consiste, après avoir fixé un seuil de discrimination de tension continue, à redresser les arches négatives du signal et à compter le nombre d'arches ayant dépassé le seuil (fig. II.5.1).

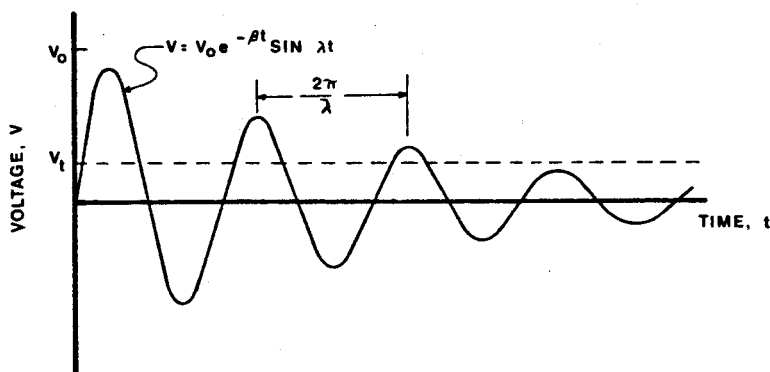


Fig. II.5.1 - Schéma d'un signal sinusoïdal amorti montrant la tension de seuil et le nombre de coups résultant d'un évènement élémentaire.

La mémorisation peut se faire soit durant une base de temps réglable variant de 0,1s à 99mn, c'est ce qu'on appelle le comptage en taux, soit en sommant le nombre de coups durant la durée totale de l'essai, on parle alors de comptage cumulé.

Pour le comptage en taux, les compteurs sont remis à zéro, à la fin de chaque base de temps.

Souvent les appareils existant permettent d'effectuer ces deux traitements simultanément.

HARRIS (II.31) a déterminé le nombre de coups pour un événement en fonction de la valeur du seuil suivant la relation :

$$N = \frac{\omega}{2\pi\beta} \ln \frac{V_o}{V_t}$$

N = nombre de coups pour un événement.

ω = fréquence angulaire ou pulsation.

V_o = tension initiale d'un signal d'émission acoustique due à un événement.

V_t = tension de seuil continu.

β = constante de décroissance.

BRINDLEY (II.47) pour sa part évalue l'influence de l'amplitude du signal sur le nombre total de coups au cours d'un essai par la loi :

$$N_T = \int_0^\infty N_R N_{h^*} dh^* = \int_0^\infty B_D \cdot \frac{\log h^*}{h^{*2,5}} dh^*$$

B_o et D = constantes

$N_R = D \log h^* =$ comptage

$N_{h^*} = \frac{B_o}{h^{*2,5}} =$ fonction de distribution d'amplitude

h^* = valeur de l'amplitude crête

h_{\min}^* = valeur minimum de l'amplitude crête détectée.

Bien que ces méthodes de comptage, les plus anciennes de la technique, aient un caractère global, elles ont cependant été à

la base de nombreuses études et recherches.

II.5.2 - Traitement en évènement :

Cette méthode consiste en un comptage d'évènements ayant dépassé un seuil soit durant une base de temps, soit tout au long de l'essai. Dans le premier cas, on parle de taux d'évènements, dans le second d'évènements cumulés. Cette méthode est semblable à la précédente, et les courbes obtenues en fonction du temps sont homothétiques à celles enregistrées en comptage. Il faut toutefois, comme l'indique CHRETIEN (II.9) différencier nombre de coups et nombre d'évènements.

La difficulté de cette méthode réside dans la reconnaissance de l'évènement élémentaire et de sa discrimination par rapport à ses suivants, à des parasites ou des renforcements amenés par les réflexions et changements de modes par exemple.

Cette technique de traitement simple est surtout utilisée dans le cas d'émissions pulsées caractérisées par un intervalle de temps entre évènements successifs relativement important, notamment lors de l'étude macroscopique de phénomène de fissuration lente telle que la corrosion sous tension par exemple.

Ce type de traitement est cependant abandonné pour des traitements plus évolués (II.17) tels que nous le verrons par la suite.

II.5.3 - Traitement en amplitude :

Le but des essais par émission acoustique étant de remonter à la source émettrice et donc à la quantité d'énergie libérée, il est normal que de nombreux chercheurs (II.48) (II.30) (II.49) aient songé à traiter les signaux d'émission acoustique par leur amplitude. L'énergie peut être en effet reliée en première approximation au carré de l'amplitude (II.50).

Pour les distributions ou histogrammes ainsi obtenus, NAKAMURA

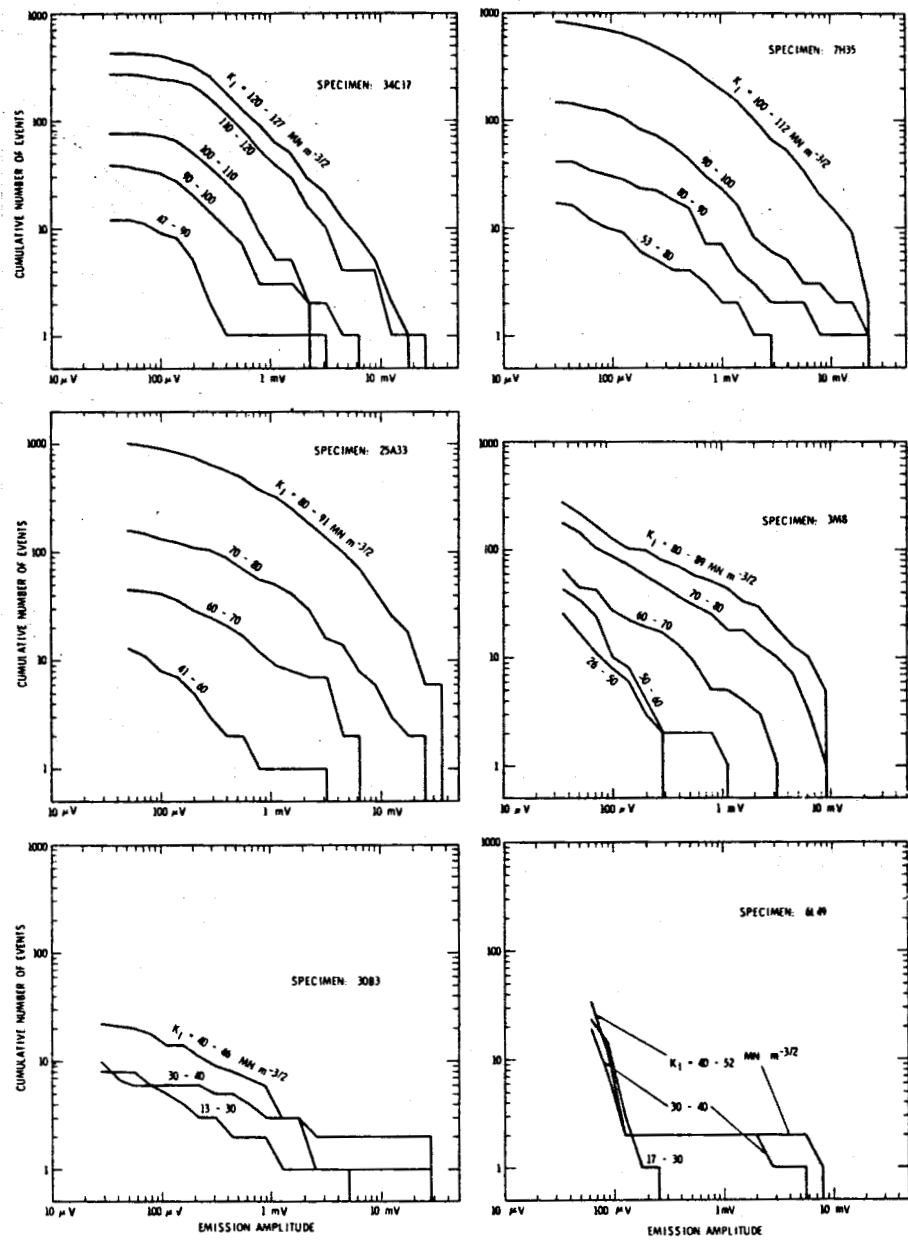


Fig. II.5.2 - Exemples de distributions cumulatives d'amplitude de signaux d'émission acoustique (NAKAMURA).



(II.48) annonce plus de 60 dB de dynamique, soit un rapport d'énergie entre les plus petits et les plus grands signaux de 10^6 .

L'exploitation conventionnelle de ce paramètre des signaux d'émission acoustique est une distribution cumulée du nombre d'évènements d'une amplitude donnée. Cette méthode vient des applications séismologiques.

Ce nombre cumulé d'évènements est le nombre d'évènements dont l'amplitude est égale ou supérieure à une amplitude donnée. En échelles logarithmiques, on obtient des courbes qui sont une fonction décroissante monotone de l'amplitude et qui généralement peuvent être assimilées à un ou plusieurs segments de droite. La figure (II.5.2) montre un exemple de ce type de courbe.

POLLOCK (II.30), KIM (II.49) en ont fourni la formulation mathématique telle que :

$$N_e = AV^{-b} \quad \text{ou} \quad N_e = \left(\frac{V}{V_o} \right)^{-b}$$

V_o = plus petite amplitude détectable.

N_e = nombre d'évènements.

V = amplitude.

A et b sont des constantes.

La pente b est une caractéristique de la distribution d'amplitude. La valeur de b comme l'indique KIM varie d'un matériau à l'autre, et en outre dépend de la nature des phénomènes ou l'origine de l'émission. Aucune signification physique n'a été attribuée à cette relation. NAKAMURA (II.48) indique que la distribution peut même être bimodale.

Malgré ces difficultés ce mode de traitement prend de plus en plus d'essor et dans des applications toujours plus nombreuses.

II.5.4 - Traitement en tension quadratique moyenne :

Comme l'indique ARRINGTON (II.11) le traitement du signal en tension quadratique moyenne est le plus couramment utilisé pour l'émission acoustique continue. Certains auteurs l'emploient également dans des cas d'émission impulsive. Pour ce faire le signal en sortie de la chaîne est traité par un voltmètre RMS.

SAITO et VCHIYAMA (II.51) ont établi une relation entre la tension quadratique moyenne et la tension maximale d'un signal impulsif en sortie d'amplification telle que :

$$V_{RMS}(t) = \alpha V_0 \exp - \beta_3 t$$

(cas de la propagation d'impulsion d'une fissure de pop-in)

α = constante de proportionnalité.

β_3 = constante de décroissance du système.

Ils ont d'autre part démontré que ce traitement était une première approche de l'énergie par la relation :

$$\ln \Delta V = m \ln V_{ob}^{max} + \ln c$$

m et c sont des constantes.

ΔV = énergie.

V_{ob}^{max} = tension maximale en sortie du voltmètre RMS.

C'est grâce à cette technique que HAMSTAD et MUKERJEE (II.18) ont pu montrer l'influence de la déformation et de la vitesse de déformation sur l'émission acoustique comme le montre la figure (II.5.3).

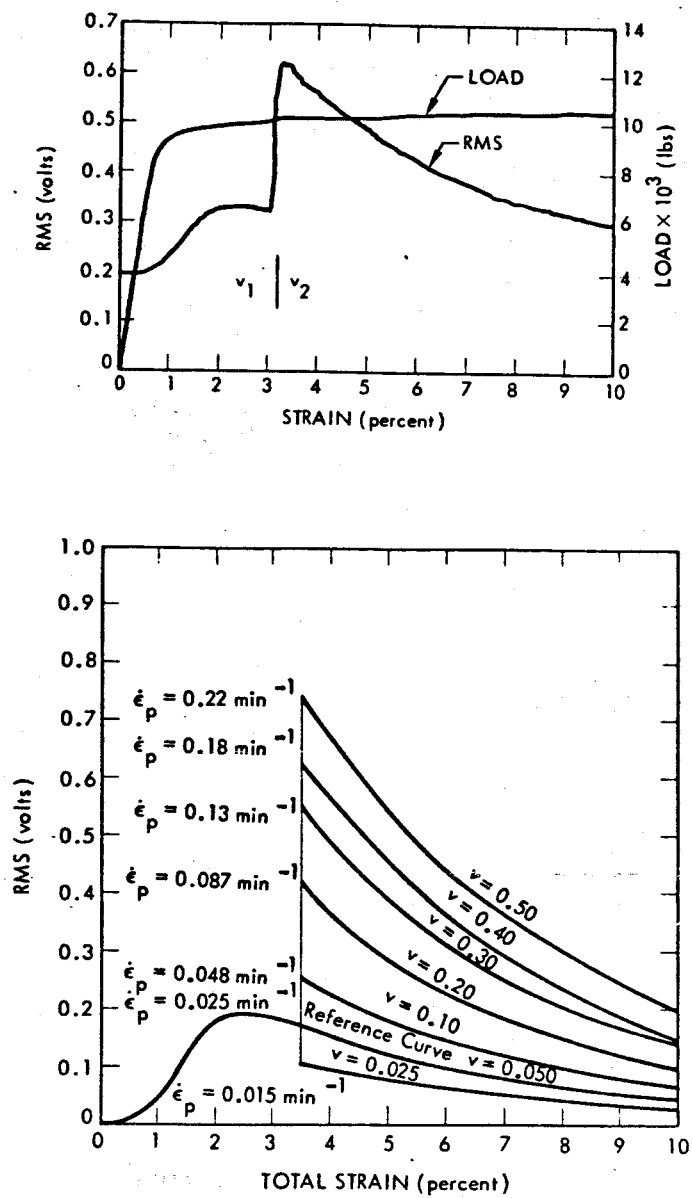


Fig. II.5.3 - Relation entre la tension quadratique moyenne et la déformation ou la vitesse de déformation.

II.5.5 - Traitement en énergie :

Comme nous venons de le voir au paragraphe précédent l'énergie est une fonction de l'amplitude.

L'énergie d'un évènement est donc obtenue en intégrant sur la durée de l'évènement, l'amplitude quadratique instantanée.

Plusieurs méthodes ont été successivement appliquées notamment la mesure de la tension quadratique moyenne, le carré de l'amplitude crête, la surface sous enveloppe du signal et enfin grâce aux techniques récentes la détermination de la somme des surfaces décrites par chaque élément d'arche soit sur signal brut, soit sur signal redressé double alternance.

HARDY (II.52) pour sa part distingue trois types de traitements de l'énergie :

- l'énergie de l'émission acoustique (E_{EA}) : c'est le carré de l'amplitude de l'évènement en unités arbitraires.
- l'énergie accumulée (ΣE) : c'est la somme de l'énergie émise par l'ensemble des évènements observés pendant une période de temps spécifique.
- le taux d'énergie (ER) : c'est la somme de l'énergie émise par l'ensemble des évènements observés par une unité de temps (Δt).

STONE et DINGWALL (II.53) ont mis en évidence deux types d'énergie, l'une dépendant de la fréquence et proportionnelle au déplacement d'une particule, l'autre proportionnelle à la vitesse de la particule et indépendante de la fréquence, et dont nous présentons ci-dessous les formulations mathématiques :

$$\frac{V_E}{V_A} = \frac{C_1^2}{Z p \omega^2} \quad (\text{tensions x déplacement})$$

$$\frac{V_E}{V_A} = \frac{C_2^2}{Z p} \quad (\text{tension x vitesse})$$

V_E = énergie de sortie (par cycle de période τ) d'un transducteur d'impédance Z .

V_A = énergie acoustique totale par cycle de chaque composant de Fourier.

p = pression acoustique.

$C_1 = V = C_1 \xi$

$C_2 = V = C_2 \dot{\xi}$

ξ = déplacement de la particule.

$\dot{\xi}$ = vitesse de la particule.

Ces auteurs font cependant remarquer que la tension de sortie d'un capteur n'est pas simplement proportionnelle au déplacement ou à la vitesse et que les constantes de proportionnalité varient en fonction de la fréquence.

Toutefois, lorsque l'on travaille avec un capteur résonnant et une instrumentation passe bande, la constante de proportionnalité est fixe et on peut écrire :

$$E_p = g V^2$$

E_p = amplitude de la pression acoustique.

V = tension de sortie du capteur.

g = constante.

Par des mesures de l'énergie totale MIRABILE (II.29) a pu distinguer une déformation plastique d'une propagation de fissure. Il a trouvé que les mécanismes qui prennent naissance dans la zone de proportionnalité d'une courbe effort-déformation (cas d'es-

sais de mécanique de la rupture), peuvent être attribués à des phénomènes de plastification localisée, accompagnés d'une émission d'énergie de l'ordre de 10^{-1} à 10 erg. Par contre, la propagation de la fissure est caractérisée par une émission dont l'énergie est de l'ordre de 10 à 10^6 erg.

Il a d'autre part déterminé l'énergie libérée par la surface unitaire fracturée, soit :

$$\frac{E}{B\Delta a} = 9,2 \cdot 10^5 \text{ erg cm}^{-2}$$

Δa = différence de longueur de fissure.

B = épaisseur d'une éprouvette de flexion.

II.5.6 - Analyse multiparamétrique :

Le signal d'émission acoustique détecté renferme des informations qui ne peuvent être extraites par la seule méthode de comptage. Aussi une nouvelle méthode d'analyse est apparue récemment, que certains appellent statistique et que nous préférons appeler multiparamétrique.

Cette méthode consiste à caractériser le signal élémentaire par différents paramètres tels qu'ils apparaissent sur la figure (II.5.4) : la durée totale de l'évènement (W), l'amplitude crête (A), son temps de montée (T) séparant la première oscillation de l'amplitude crête, son énergie et le nombre de coups par évènements (N).

Comme l'indique LENAIN (II.54) les fonctions de distribution sont particulièrement adaptées au traitement des phénomènes transitoires. Elles peuvent être utilisées pour définir statistiquement les paramètres du signal acoustique.

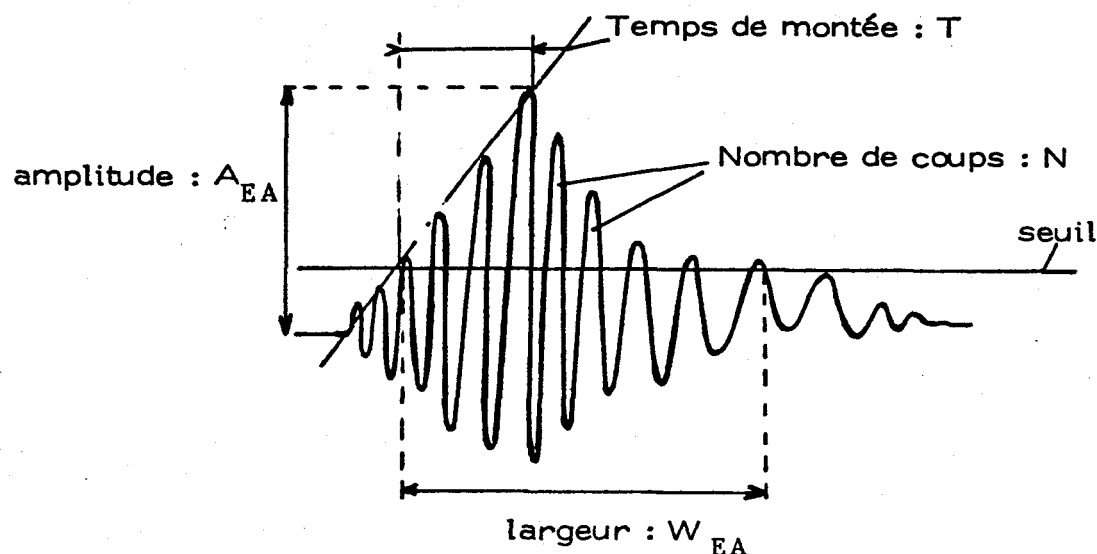


Fig. II.5.4 - Paramètres d'analyse d'un évènement d'émission acoustique.

C'est le but de cette nouvelle méthode qui tentera d'établir des intercorrélations entre les différents paramètres du signal ou avec des paramètres extérieurs tels que pression d'épreuve, température, écartement de fissure, etc.. Ces fonctions peuvent être représentées soit sous forme de distributions normales (nombre d'évènements dont le paramètre x a pour valeur x_1), soit sous forme de distributions cumulées (nombre d'évènements dont le paramètre x a une valeur supérieure ou égale à x_1).

Cette méthode a vu son essort grâce à la mini-informatique qui permet un stockage important de données, ainsi que des possibilités de représentations graphiques à deux, voire trois dimensions comme le montre la figure (II.5.5) :

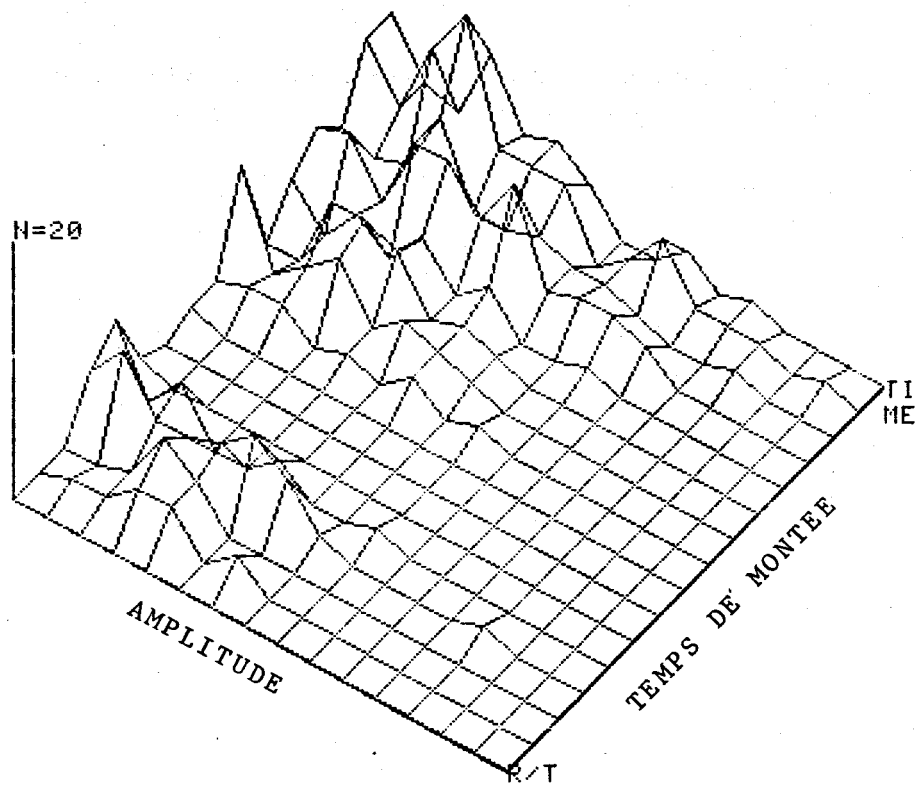


Fig. II.5.5 - Exemple de distribution biparamétrique.
(document EMI)

Dans l'état actuel de la technique, elle ne permet que d'effectuer l'analyse en différé, mais comme l'indique LENAIN (II.55), elle devrait permettre d'une part, une discrimination des sources d'émission acoustique par un filtrage paramétrique et d'autre part, une transposition de résultats obtenus en laboratoires, aux essais sur sites en vue d'une caractérisation de la sévérité des défauts.

II.5.7 - Analyse spectrale :

Les origines des sources étant très diverses, il est donc normal de supposer que l'amplitude et le contenu fréquentiel des signaux transitoires dépendent de la nature des défauts qui les engendrent ainsi que des caractéristiques de propagation des ondes de la source au capteur.

On constate que l'analyse fréquentielle est importante. Comme le montre HARDY (II.52) sur la figure (II.5.6), les études entreprises jusqu'à présent s'étendent sur un large domaine de fréquences.

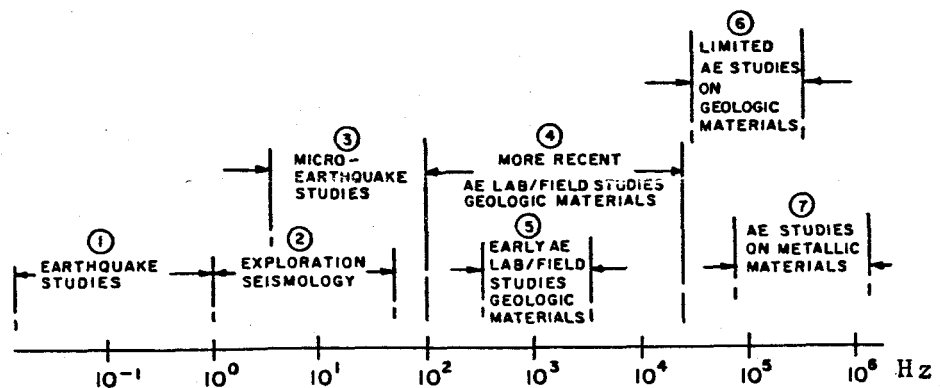


Fig. II.5.6 - Domaines de fréquences d'études de différents types d'émission acoustique.

Toutefois s'il est possible actuellement d'identifier le contenu fréquentiel d'un évènement d'émission acoustique (II.11); c'est grâce au développement, depuis une vingtaine d'années (II.56), d'analyseurs de spectres performants.

Comme l'indique CURTIS (II.56), le système de détection doit être large bande de manière à ne pas faire intervenir ses propres modes de vibrations et ne pas distordre le signal.

MIRABILE (II.29), pour sa part, fait remarquer que l'interprétation doit tenir compte de la fonction de transfert du capteur, de la forme de l'éprouvette, de l'atténuation et de la distorsion de fréquence de l'impulsion originale par la microstructure du matériau.

De plus, du fait du caractère aléatoire de l'évolution de certains types d'émission, il n'est pas toujours possible de travailler à bande ou partie de bande de fréquences constantes et en temps réel. On s'oriente donc vers des solutions telles que celles de ONO (II.57) qui associe un analyseur de corrélation et un analyseur de Fourier.

Ceci nécessite des systèmes informatiques tels que celui de la figure (II.5.7).

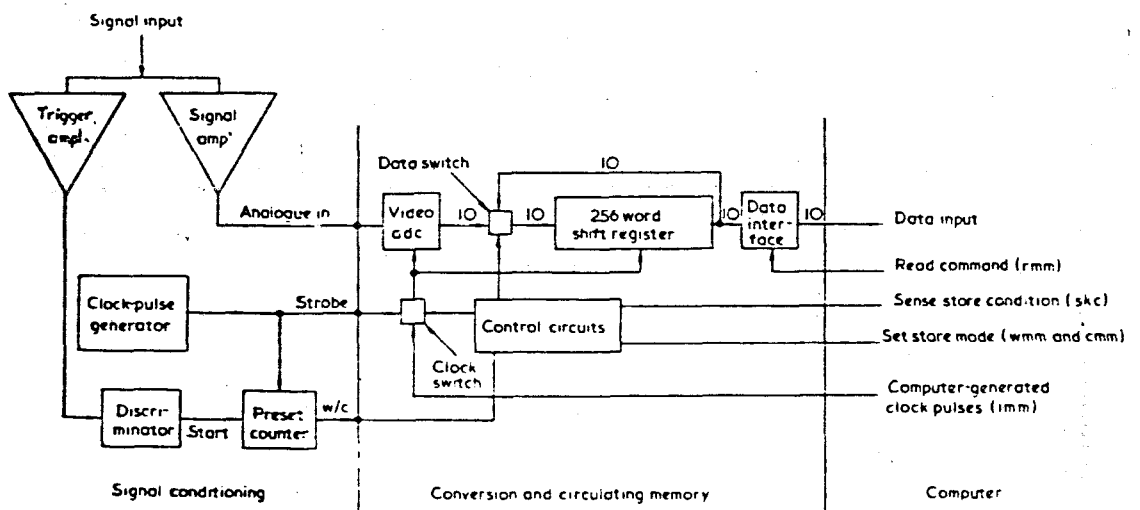


Fig. II.5.7 - Exemple de système informatique pour l'analyse de signaux d'émission acoustique.

Ce type d'analyse a permis de séparer des processus non discriminables par des techniques classiques.

HARTMAN et KLINE (II.58) ont pu déterminer lors d'essais de traction sur l'acier H F 1 trois spectres fréquentiels différents correspondant à la microplasticité, la

la plasticité localisée et la déformation généralisée.

Dans le domaine du génie civil, M.C. REYMOND (II.59) a proposé un mécanisme de l'endommagement d'une voûte en maçonnerie permettant de distinguer la décohésion pierre-liant de la fissuration.

Enfin ONO (II.57) et MIRABILE (II.29), pour leur part, ont travaillé en densité spectrale de puissance. Ceci a permis, notamment à ce dernier, de discriminer en fonction de la fréquence une rupture fragile (peu de pic de fréquence basse) d'une rupture ductile (beaucoup de pic de fréquence élevée).

II.6. LA LOCALISATION :

Dans le cas de structures complexes ou de grandes dimensions, l'interprétation de l'évolution de l'émission acoustique par les méthodes que nous venons de décrire est très délicate.

Il s'est avéré à l'expérience qu'il était nécessaire de procéder à une recherche préalable de l'origine des sources détectées, l'analyse étant effectuée ultérieurement au niveau de chaque source.

Nous limiterons volontairement à la localisation fondée sur la mesure des différences de temps d'arrivée d'un même front d'ondes de même mode sur un réseau de capteurs, couplés sur la surface, permettant de déterminer les coordonnées de l'origine de la source initiale par triangulation hyperbolique. Ceci est possible si on considère que l'onde rayonne à partir de la source et à vitesse constante du moins dans la zone surveillée.

Il faut remarquer immédiatement que l'opération de localisation ne donne pas d'indication sur la sévérité de la source ou du défaut détecté.

Cette opération de localisation implique l'aptitude du système

utilisé à détecter les signaux, à effectuer la mesure des différences des temps de parcours de l'origine de la source au (x) capteur (x), à déterminer les coordonnées de la source et son activité.

La partie détection du système est composée d'un certain nombre de voies analogiques identiques à celles précédemment décrites comprenant à chaque fois un capteur, un préamplificateur, un amplificateur avec filtre et discriminateur, ainsi que les éléments de liaison.

La partie acquisition des différences de temps (ΔT) et traitement en temps réel s'effectue au moyen de l'informatique. La figure (II.6.1) montre le synoptique d'un tel système.

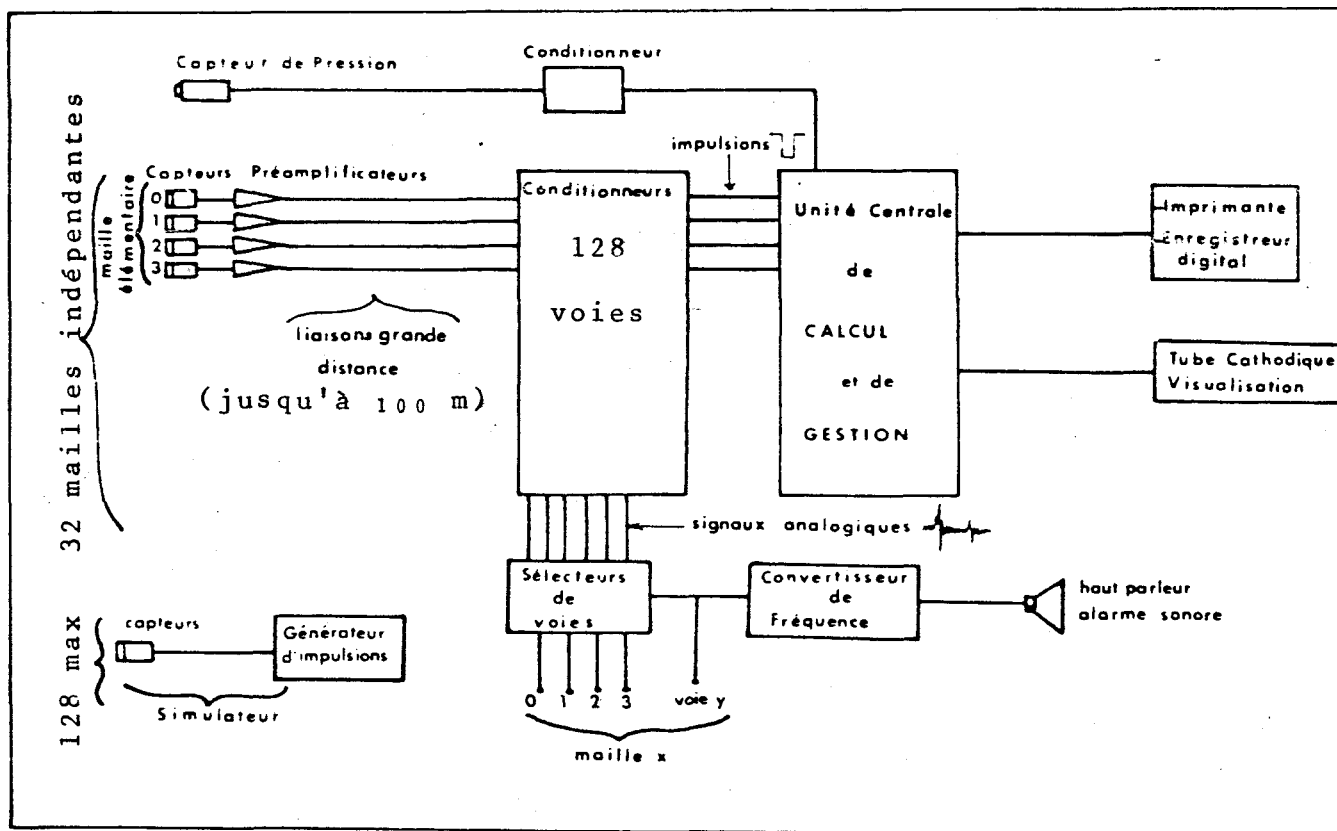


Fig.II.6.1 - Schéma synoptique général d'un système de localisation des sources d'émission acoustique.

Pour les systèmes les plus couramment répandus, on utilise la

méthode de maillage consistant en un ensemble de capteurs disposés suivant des figures géométriques définies.

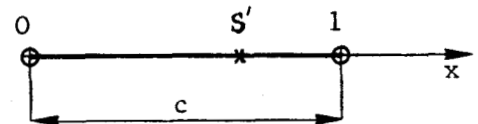
LENAIN (II.54) et d'autres distinguent cependant les localisations linéaires pour lesquelles 2 capteurs sont alignés suivant une droite, ce qui suffit à localiser une source sur cette droite, des localisations planes nécessitant au moins 3 capteurs. AUDENARD et col. (II.60) ont montré que l'utilisation de 4 capteurs permettait de réduire la zone "ambigue" et de déterminer les coordonnées x et y de la source pour une répartition quelconque des capteurs.

Suivant le nombre de capteurs et le type de géométrie, il est nécessaire de développer un algorithme de calcul différent comme nous l'indiquons ci-dessous pour quelques géométries données (d'après MASSON), (fig. II.6.2).

Figure II.6.2 - Principaux types de mailles utilisées en localisation de sources et algorithmes de calcul correspondants.

Maille "linéaire 2 capteurs"

$$x = \frac{c}{2E} (E + t_1)$$



Maille "linéaire 4 capteurs"

$$R_0 = \frac{c}{E} \frac{2E^2 - t_1^2 + 2t_2^2 - t_3^2}{t_1 - 2t_2 + t_3}$$

$$\cos \theta = \frac{c}{E^2} \frac{E^2 - t_1^2 - 2\frac{R_0}{c} E t_1}{2R_0}$$

$$x = R_0 \cos \theta$$

$$y = \pm R_0 \sqrt{1 - \cos^2 \theta}$$

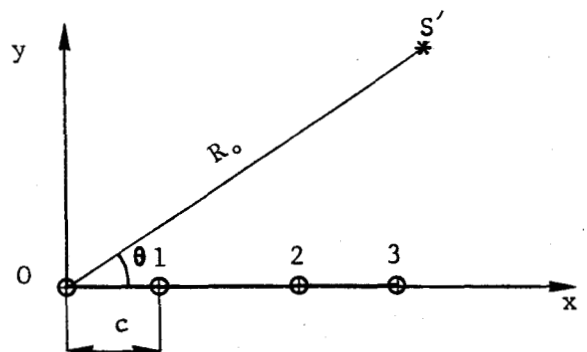


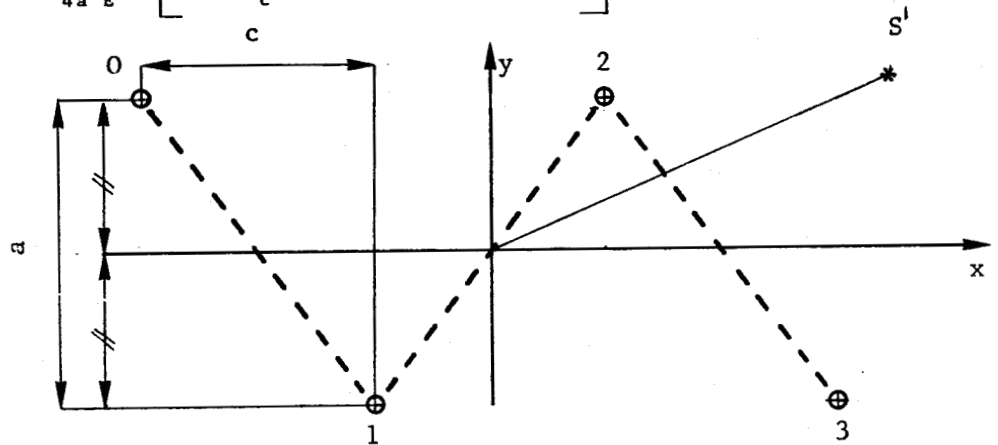
Figure II.6.2 - Principaux types de mailles utilisées en localisation de sources et algorithmes de calcul correspondants. (suite)

Maille "quinconce à 4 capteurs"

$$R_o = c \frac{t_3^2 - t_2^2 - t_1^2 - 4\dot{E}^2}{2\dot{E} (t_1 + t_2 - t_3)}$$

$$x = -\frac{c}{4\dot{E}^2} (2\dot{E}^2 + \frac{R_o}{c} 2\dot{E} t_2 + t_2^2)$$

$$y = -\frac{c^2}{4a \dot{E}^2} \left[2\dot{E}^2 + \frac{R_o}{c} 2\dot{E} (2t_1 - t_2) + 2t_1^2 - t_2^2 \right]$$



Maille "triangle équilatéral centré"

$$x = \frac{c}{2\dot{E}^2} \frac{\dot{E}^2(t_1 - t_2) - t_3^2 t_1 + 2 t_1^2 t_2 + t_1^2 t_3 + t_2^2 t_3 + 2 t_1 t_2^2 - t_2^2 t_3}{t_1 + t_2 + t_3}$$

$$y = \frac{c}{2\sqrt{3}\dot{E}^2} \frac{-3t_1 t_3^2 - 3t_2 t_3^2 + 3t_3 t_1^2 + 3t_3 t_2^2 + \dot{E}^2 (t_1 + t_2 - 2t_3)}{t_1 + t_2 + t_3}$$

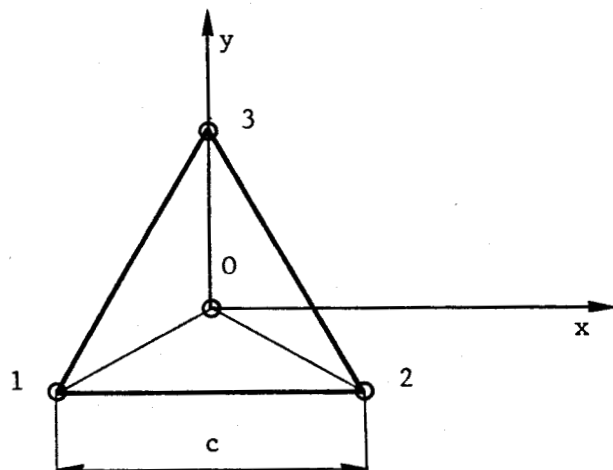


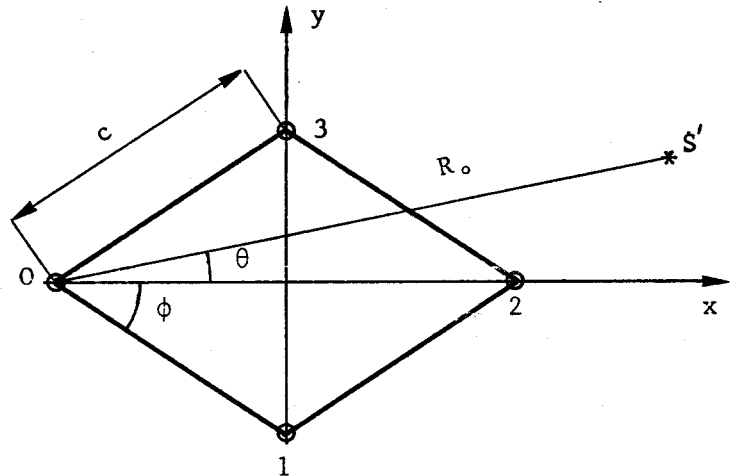
Figure II.6.2 - Principaux types de mailles utilisées en localisation de sources et algorithmes de calcul correspondants. (suite)

Maille "losange"

$$R_o = - \frac{c}{\dot{E}} \frac{2\dot{E}^2 \cos 2\phi + t_1^2 - t_2^2 + t_3^2}{2(t_1 - t_2 + t_3)}$$

$$x = c \cos \phi - \frac{c}{4\dot{E}^2 \cos \phi} t_2^2 - \frac{R_o}{2\dot{E} \cos \phi} t_2$$

$$y = \frac{t_1 - t_3}{4c \sin \phi} \left\{ \frac{c^2}{\dot{E}^2} (t_1 + t_3) + 2 R_o \frac{c}{\dot{E}} \right\}$$



Légende :

c : dimension caractéristique de la maille,

$\dot{E} = \frac{c}{V}$: temps de référence,

C_S : vitesse des ondes de Rayleigh,

t_i : $t_i - t_o$ différence de temps d'arrivée du signal sur les capteurs i et o .



La localisation linéaire est bien souvent utilisée sur des produits longs tels que par exemple : barreaux soudés, la localisation plane est par contre appliquée pour le contrôle de surface plane ou pour des structures (cuves, appareil à pression, plateforme off-shore...).

Les systèmes les plus récents permettent de travailler jusqu'à 32 mailles indépendantes de 4 capteurs (soit 128 voies de mesure) et avec un stockage de 25000 évènements, à des vitesses d'acquisition de l'ordre de 100 évènements par seconde pour l'ensemble des mailles.

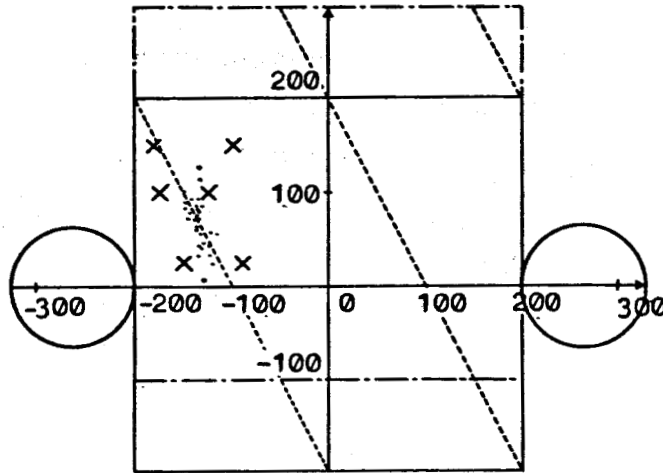
Les programmes existant sur les systèmes les plus importants, permettent en temps réel soit la visualisation graphique des évènements localisés sur la développée complète ou partielle de la structure, soit par affichage de tableaux chronologiques, fig. II.6.3.

L'utilisation de systèmes aussi complexes nécessite la mise en place de procédures prévoyant un réglage de l'appareil ainsi qu'une vérification de la qualité de la localisation au moyen de sources artificielles dans les conditions les plus proches possibles de celles du contrôle.

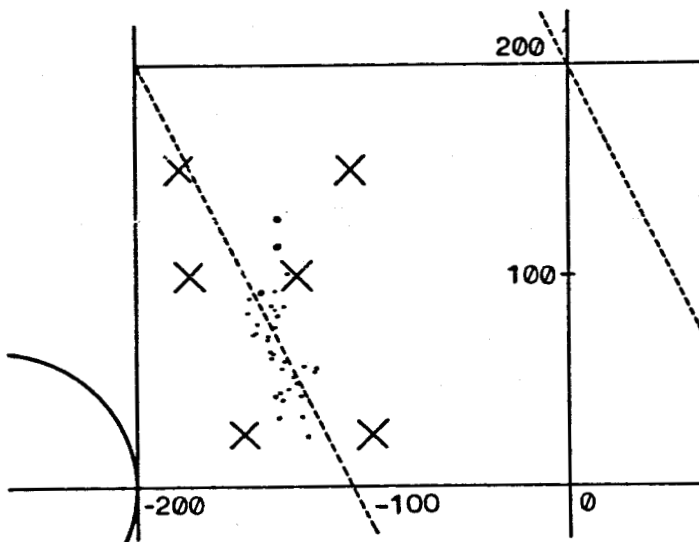
Elle nécessite également comme l'indique HART (II.61) de prendre un certain nombre de précautions notamment en vue de réduire les sources parasites.

Il n'empêche que cette technique est mise de plus en plus en application tant dans les épreuves hydrauliques d'appareils à pression en matériaux métalliques (II.12) (II.61) (II.19) (II.62) qu'en matériaux composites (II.63), pour l'off-shore (II.64) ou encore dans le domaine de la mécanique des roches (II.65) (II.66).

Fig. II.6.3 - Types de présentation des résultats de localisation par émission acoustique.



a) développée
d'une structure
(. sources
x capteur)



b) détail grossi
de la structure
ci-dessus

TIME	AR	ABS.	ORD.	PIC	RST	MTH	CHT	AM1	AM2
11:58:07	2	217.0	8.5	31	240	240	1	18	0
11:58:13	2	289.4	-34.1	54	6	71	6	25	0
11:58:23	2	219.8	-120.5	29	240	240	10	19	0
11:58:34	2	92.4	-18.3	24	240	240	15	36	0
11:58:36	2	230.1	0.5	46	240	240	5	9	0
11:58:44	2	151.4	16.5	50	240	240	5	9	0
11:58:48	2	162.8	10.1	63	240	240	19	18	0
11:58:53	2	182.3	36.3	70	240	240	6	18	0
11:59:07	2	-16.3	145.5	31	14	240	17	34	0
11:59:19	2	6.4	-100.0	38	14	240	59	9	0
11:59:32	2	146.7	21.8	29	240	240	2	36	0
11:59:40	2	183.9	21.4	37	5	240	4	18	0
11:59:58	2	175.3	40.7	28	240	240	10	36	0
12:00:01	2	200.7	-19.2	31	5	240	4	22	0
12:00:17	2	285.5	26.7	30	240	240	2	9	0
12:00:26	2	176.9	37.6	91	66	240	30	36	0
12:00:31	2	152.1	39.4	23	3	88	5	9	0
12:00:39	2	154.1	3.4	12	0	186	13	36	0
12:00:42	2	155.0	3.0	23	9	240	15	32	0
12:00:44	2	132.0	-10.1	22	240	240	17	5	0
12:00:47	2	183.1	11.0	20	225	240	16	5	0
12:00:51	2	254.5	36.7	26	5	225	17	5	0
12:00:57	2	167.5	34.4	31	5	240	76	4	0
12:01:01	2	123.3	-0.7	33	5	240	15	4	0
12:01:05	2	135.0	22.7	27	1	240	63	4	0
12:01:09	2	141.3	22.8	20	22	131	14	2	0
12:01:13	2	239.4	35.4	30	240	240	5	11	0
12:01:17	2	219.1	-51.3	80	8	86	13	11	0
12:01:21	2	215.2	-50.0	94	14	240	33	9	0
12:01:25	2	57.2	101.2	40	240	240	86	12	0

c) tableau
chronologique des
sources localisées



II.7. EMISSION_ACOUSTIQUE & MECANIQUE DE LA RUPTURE :

Dans ce paragraphe, nous ne verrons que les lois et relations faisant intervenir les paramètres de la mécanique de la rupture en liaison avec l'émission acoustique.

Les rappels sur la mécanique de la rupture apparaissent par ailleurs en annexe 1.

II.7.1 - Emission acoustique et facteur d'intensité des contraintes :

En mécanique linéaire élastique de la rupture, la valeur de la contrainte à l'extrémité d'une fissure est caractérisée par un coefficient K , appelé facteur d'intensité des contraintes, qui dépend du type de sollicitation, de la limite d'élasticité et du module d'Young du matériau, de la forme de la pièce, ainsi que de la taille, de la forme et de la position du défaut (II.19) (II.42).

La fissure évolue vers la rupture catastrophique lorsque K atteint une valeur critique K_C appelé facteur d'intensité des contraintes critiques.

Comme l'indiquent KIRBY et BENTLEY (II.67) des études ont été entreprises sur les relations facilitant l'évaluation quantitative des combinaisons défaut/contrainte au moyen de l'émission acoustique.

HART (II.42) signale que sous une charge croissante de façon régulière, au début de la fissuration, on peut s'attendre qu'un acier à haute ténacité (K_{IC} élevée) émette des salves distinctes et violentes à un rythme qui croît constamment une fois que la fissure a commencé à se propager. L'amplitude des signaux tendra à se concentrer autour d'une certaine valeur qui sera importante à l'endroit de la fissure.

HARTBOWER et col. (II.68) et (II.69) ont montré, sur l'acier

à haute ténacité, que l'émission acoustique permettait lors d'essais de fatigue de suivre la propagation de la fissure, cycle par cycle, ils proposent une relation linéaire entre vitesse de fissuration et somme des amplitudes comme on peut le voir sur la figure II.7.1.

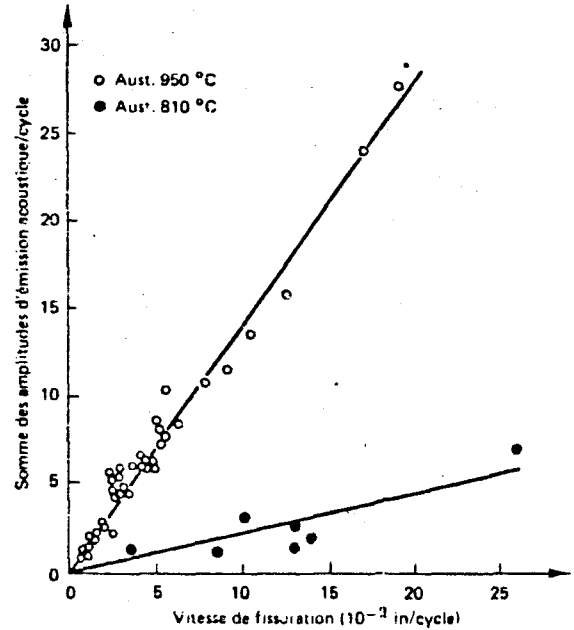


Fig. II.7.1 - Relation entre vitesse de fissuration et amplitude de l'émission acoustique de l'acier D 6AC présentant 2 ténacités différentes.

GERBERICH et col. (II.70) pour leur part considèrent que l'amplitude de l'émission acoustique est proportionnelle à la surface de la fissure. Une analyse par distribution des amplitudes a fourni des histogrammes asymétriques ou bimodaux qui indiquaient dans le cas d'un acier à haute résistance (40 NCD 7) une succession de petites surfaces fissurées suivies de larges bonds accompagnant des processus de rupture ductile.

Les méthodes étudiées ont été fondées pour la plupart sur le comptage cumulé ΣN de l'émission acoustique.

Pour des conditions de plasticité limitée avant rupture, la littérature (II.7) (II.19) fait apparaître une loi exponentielle reliant le comptage cumulé au facteur d'intensité des contraintes de la forme :

$$\Sigma N = A K^m$$

ΣN = nombre d'émission cumulée,

K = facteur d'intensité des contraintes,

m = constante.

HART (II.42) indique pour le facteur m une valeur théorique de 4, mais pratiquement comprise entre 2 et 9.

ARRINGTON (II.11) fournit un état récapitulatif sur différents matériaux (fig. II.7.2). Cette valeur dépend (II.19) du volume de la zone plastique et du type de fissure.

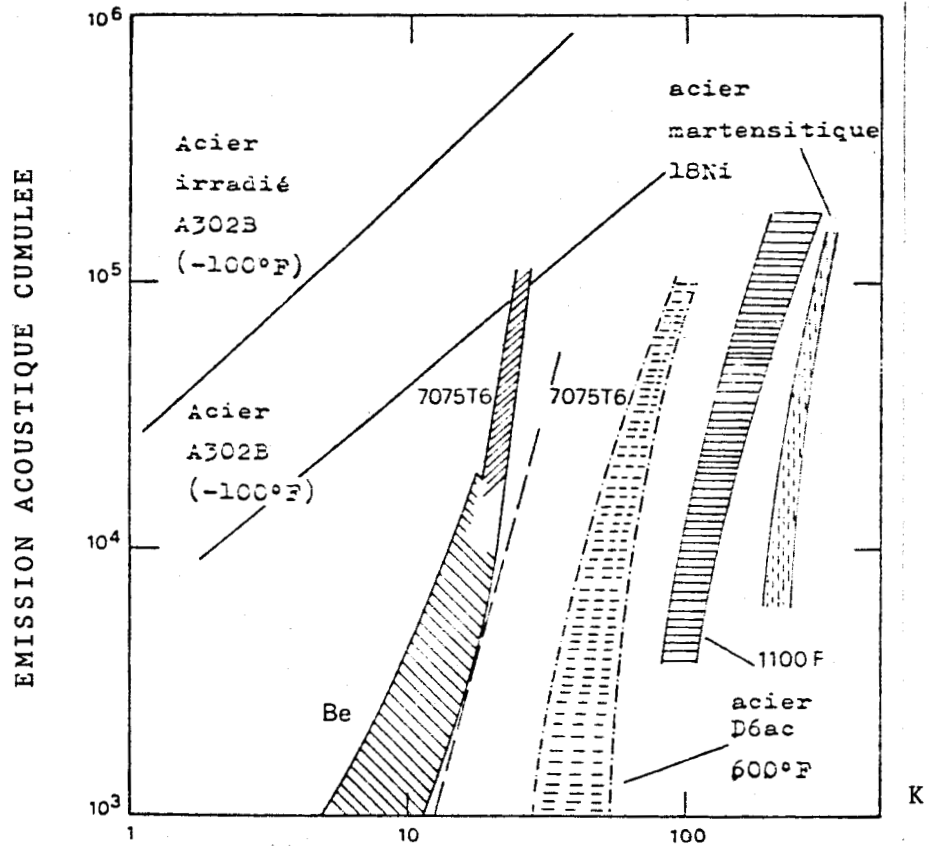


Fig. II.7.2 - Emissions acoustiques pour différents matériaux en fonction du facteur d'intensité des contraintes.

DUNEGAN et GREEN (II.7) ont notamment établi une relation entre l'émission acoustique et le volume de la zone plastique de la forme :

$$V_p = A \Sigma N$$

V_p = volume du matériau déformé plastiquement.

A = constante de proportionalité.

ΣN = émission acoustique cumulée totale mesurée pendant l'essai.

Dans le cas de la fatigue l'émission acoustique a complété les études des deux premières phases : initiation et propagation de fissure.

Pour la première phase, il a été montré sur différents matériaux que l'émission acoustique se manifestait bien avant que ne soit visible la fissure de fatigue. BATHIAS (II.71), sur des alliages légers soumis à la fatigue par flexion, a montré que la première période d'activité de l'émission acoustique révélait bien le stade d'initiation (bandes de déformation en surface, activité aux joints de grains).

La phase de propagation est régie par la loi de Paris, caractérisant la vitesse de progression de la fissure en fonction du facteur d'intensité des contraintes :

$$\frac{da}{dn} = C \times \Delta K^{m''}$$

$\frac{da}{dn}$ = accroissement des dimensions de la fissure par cycle.

ΔK = variation du facteur d'intensité des contraintes.

$$(\Delta K = K_{\max} - K_{\min})$$

m'' = Pente de la droite de Paris

n = nombre de cycles.

Comme l'indique DUMOUSSEAU (II.19) cette relation peut être utilisée en émission acoustique en la reliant à la relation

II.7.2 - Emission acoustique et écartement de fissuration :

Pour des conditions de plus grande plasticité que les précédentes, correspondant aux aciers à faible et moyenne résistance, en épaisseur mince et soumis à des conditions normales de service par rapport aux contraintes calculées, l'approche par le concept de l'écartement de fissuration ou en anglais "Crack Opening Displacement" (COD) semble être pertinente.

Les recherches entreprises sur ce critère associé à l'émission acoustique (II.67) (II.72) ont permis de déterminer une loi reliant l'écartement de fissuration et émission acoustique du type :

$$\Sigma N = A' \delta^{m'}$$

ΣN = nombre d'émission acoustique cumulée.

δ = écartement de fissuration.

A' et m' sont des constantes.

Comme l'indique KIRBY et col. (II.67) cette relation est semblable à l'expression $A K^m$ et doit l'être, étant donné qu'il est possible de démontrer que K et δ sont en relation directe lorsque la zone plastique en tête de fissure est petite.

Le tableau II.7.3 et la fig. II.7.4 montrent des valeurs de m' et l'allure des courbes pour différents aciers.

TABLEAU II.7.3 - VALEURS NUMERIQUES DES FACTEURS m' (II.67)

nuances	σ_y	m'
0,25% C - 0,75% Mn	230 MPa	1,191
Mo - B	470 MPa	1,215
Mn - Cr - Mo - V	470 MPa	1,377
Fe (52 D)	330 MPa	0,027 à 1,417

Ces deux régions correspondent d'une part à la formation et au développement d'une zone plastique entête de fissure, d'autre part à la propagation sous-critique de la fissure. Le point d'inflexion des deux zones correspond au début de la propagation lente de la fissure et à l'écartement de fissuration d'initiation δi .

II.7.3 - Cas de la corrosion sous tension et de la fragilisation hydrogène :

De nombreux matériaux présentent une sensibilité à la fissuration quant ils sont soumis à l'effet conjugués de certains facteurs : contrainte élevée, présence d'un milieu corrodant ou fragilisant, existence d'un défaut ou d'une acuité d'entaille sévère.

Ces phénomènes sont à l'origine de la fissuration par corrosion sous tension ou dans certains cas de la fragilisation par hydrogène cathodique.

Notre but ici, n'est pas d'expliquer les phénomènes, mais plutôt de montrer que l'émission acoustique est une méthode permettant de les détecter et de suivre leur évolution. Nous présenterons également quelques relations établies entre ces phénomènes de fragilisation et l'émission acoustique.

HARTBOWER et col. (II.74) ont établi un schéma du processus de la progression sub-critique de la fissure dans le cas de la corrosion sous tension d'un acier maraging dans de l'eau en mouvement et sous charge constante (figure II.7.6).

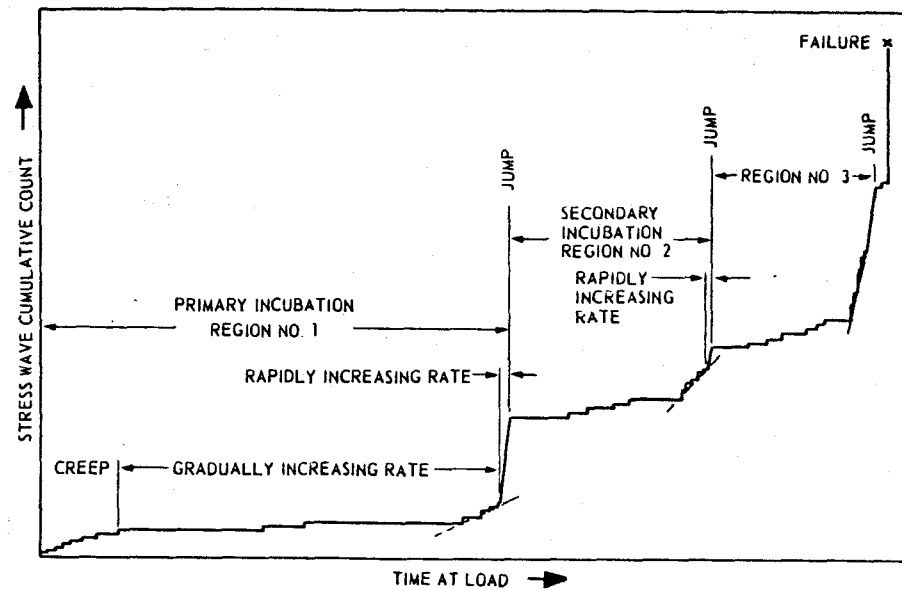


Fig. II.7.6 - Schéma montrant le processus de la progression subcritique de la fissure par corrosion sous tension ainsi que la terminologie (d'après HARTBOWER et col.)

Dans ces conditions, ils ont établi une relation empirique entre l'émission acoustique cumulée et le facteur d'intensité des contraintes telle que :

$N = 1540K_I - 307.700$ par exemple, comme on peut le voir sur la figure II.7.7.

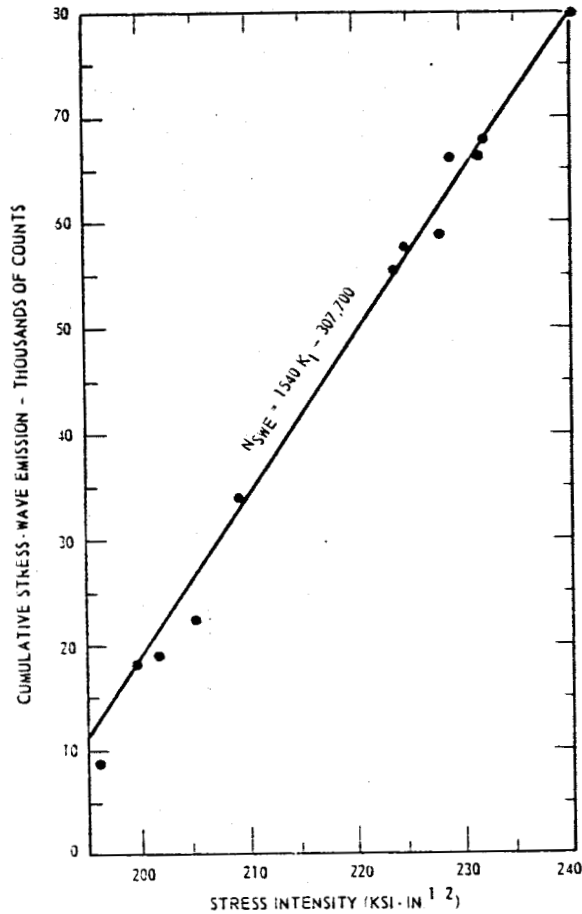


Fig. II.7.7- Relation entre le comptage cumulé et le facteur d'intensité de contrainte (K) pour un acier maraging sous charge constante dans l'eau en circulation.

En ce qui concerne la fissuration par fragilisation hydrogène sous tension, l'émission acoustique une fois de plus a permis de détecter et de suivre l'évolution des phénomènes.

DUNEGAN (II.75), entre autre, a montré l'influence du facteur d'intensité des contraintes sur la vitesse de fissuration par fragilisation hydrogène et sur l'émission acoustique. Comme on peut le remarquer sur la figure (II.7.8), l'écartement des lèvres de la fissure et le comptage de l'émission acoustique suivent une loi linéaire en fonction du temps, dans le cas d'un acier 4340 (40 NCD 7).

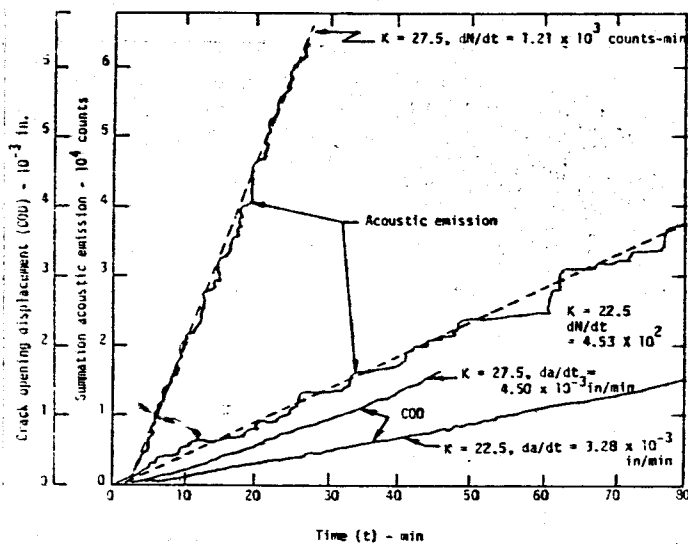


Fig. II.7.8 - Emission acoustique cumulée et écartement de fissuration (COD) en fonction du temps lors de la fissuration par fragilisation par hydrogène.

Ceci a permis de déterminer un taux de comptage critique avant la rupture finale. Ce taux de comptage ou vitesse de comptage, selon DUNEGAN, est lui-même lié au facteur d'intensité des contraintes par la relation indiquée par la figure (II.7.9).

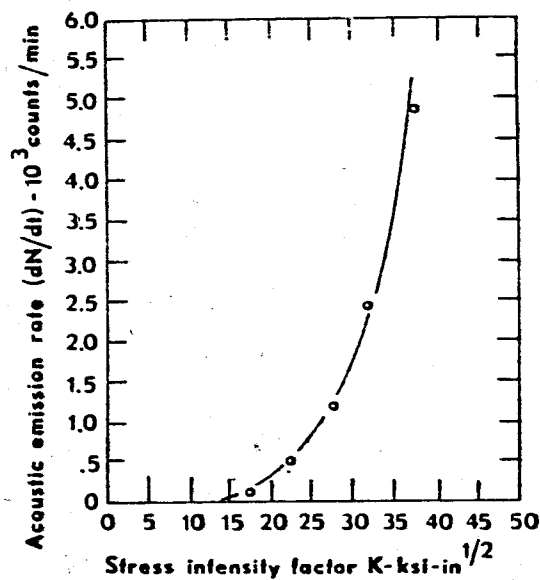


Fig. II.7.9 - Taux de comptage en fonction du facteur d'intensité de contrainte lors de la fissuration par fragilisation hydrogène d'un acier à haute résistance.

De son côté, YENY (II.76) montre, outre l'influence du facteur d'intensité des contraintes K , une relation entre l'émission acoustique cumulée et la surface de la fissure (fig. II.7.10).

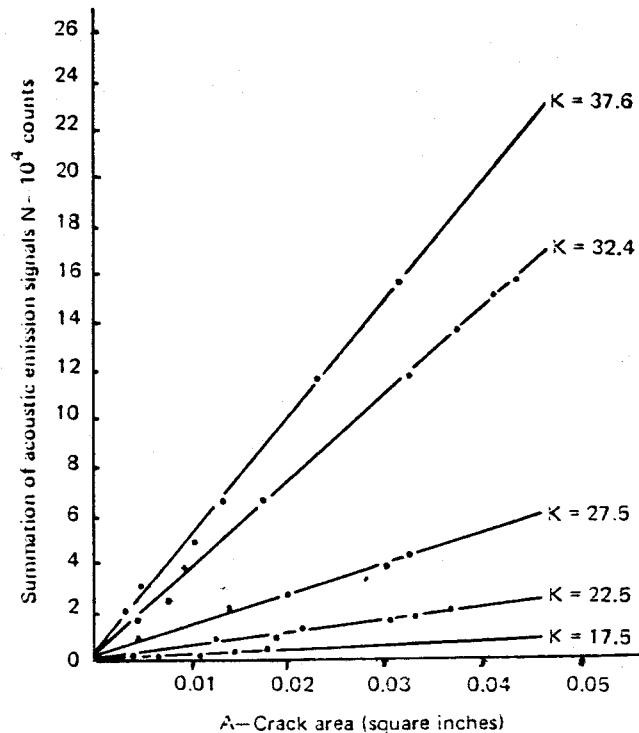


Fig. II.7.10 - Emission acoustique cumulée en fonction de l'aire de la fissure pour différentes valeurs du facteur d'intensité de contrainte (K).

II.8. APPLICATIONS DE L'EMISSION ACOUSTIQUE :

L'émission acoustique peut être utilisée tout au long de la vie d'une pièce ou d'une structure depuis l'élaboration des matériaux qui la composent jusqu'à sa destruction par rupture, pour autant qu'il y ait eu en son sein une modification amenée par une sollicitation qui génère une onde élastique.

On trouvera donc des applications sur les matériaux les plus variés depuis les études en laboratoire jusqu'à la surveillance d'installations en service en passant par le contrôle qualité

en cours ou en fin de fabrication.

II.8.1 - Applications en laboratoire :

Les applications au niveau du laboratoire sont les plus nombreuses.

Elles ont un caractère phénoménologique, et souvent complémentaires d'autres mesures et peuvent servir également à la mise au point d'un contrôle soit en atelier, soit sur des structures importantes.

On peut trouver ainsi des applications à caractère général pour différents types ou catégories de matériaux tels que :

- suivi d'essais de traction et/ou compression,
- suivi d'essais de fatigue,
- suivi d'essais de la mécanique de la rupture,

dont nous avons donné un certain nombre d'exemples tout au long de ce chapitre.

D'autres seront plus spécifiques à une catégorie de matériaux. C'est le cas pour la métallurgie au niveau :

- du traitement thermique : suivi de la trempe martensitique d'aciers, de fonte ou d'alliage (II.77), détection de tangles de trempes (II.78).

- des phénomènes chimiques et électrochimiques tels que : corrosion (II.79), corrosion sous tension, fragilisation hydrogène, dépôts électrolytiques (II.80), (fig. II.8.1).

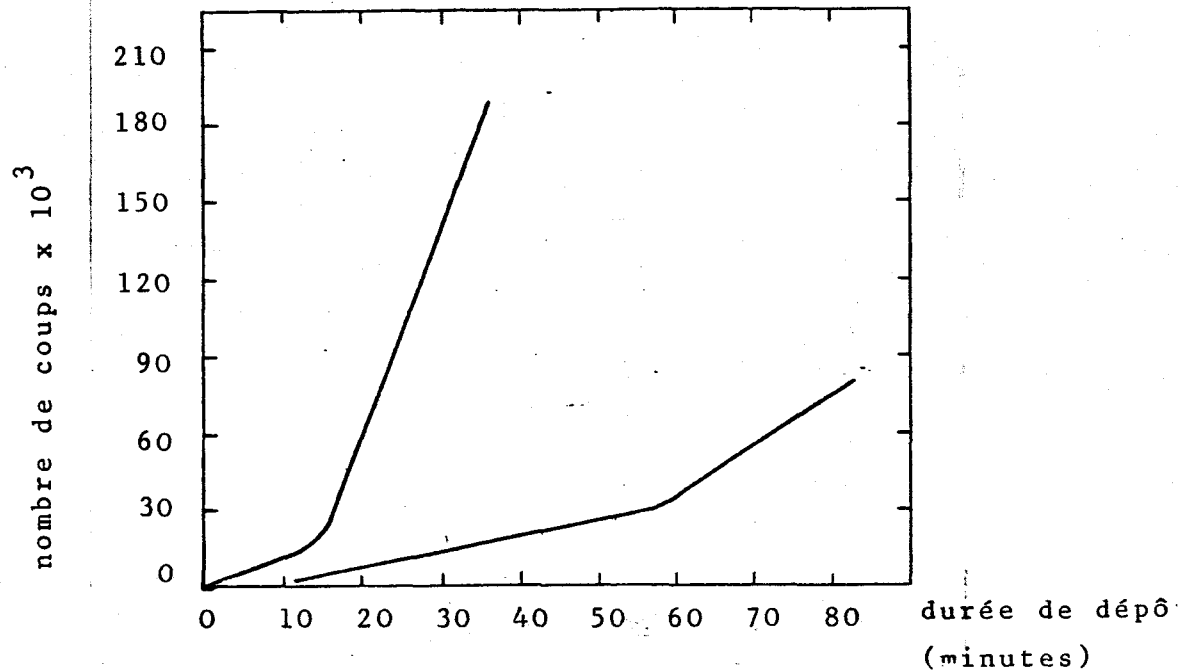


Fig. II.8.1 - Emission acoustique en fonction du temps de dépôt.

Pour les matériaux non métalliques tels que les céramiques et les composites, l'émission acoustique a été appliquée lors d'essais d'écrasement (II.81), par chocs thermiques (II.81) (II.82), de fatigue cyclique par torsion à forte amplitude (II.17). Elle a d'autre part contribué à étudier l'influence de la microstructure (II.83) ainsi qu'à discriminer des phénomènes tels que la rupture de fibre, décohésion fibre-matrice ou fissuration de la matrice (II.31) (II.84) ou encore à caractériser des joints collés (II.85).

Malheureusement, les relations entre l'émission acoustique et les paramètres d'essais ou des matériaux ne sont pas toujours directement exploitables du fait de la complexité et l'hétérogénéité de certains de ces matériaux.

L'émission acoustique a également été utilisée en mécanique des roche et en génie civil (II.52) (II.86) (II.87) (II.88).

II.8.2 - Contrôle en fabrication :

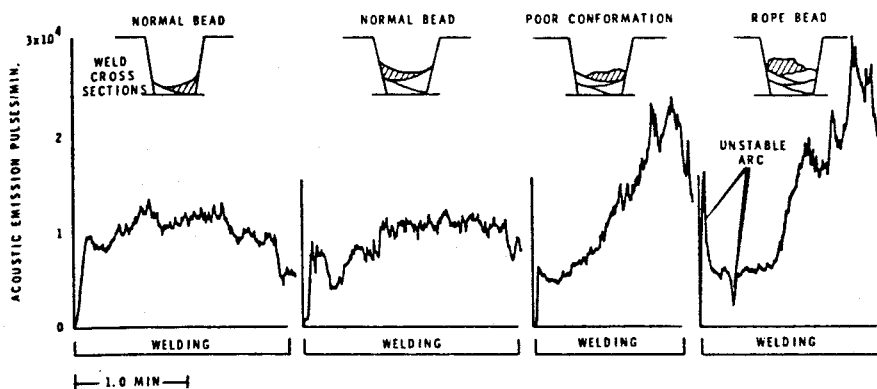
Les contrôles en fabrication sont destinés à assurer une qualité et une reproductibilité la plus parfaite de pièces ou d'assemblages. Ces contrôles s'effectuent tout au long de la réalisation.

Au niveau élaboration, l'émission acoustique peut permettre de suivre la transformation de phase cristallographique, de détecter l'existence ou la déformation de défauts (exemple tapure trempe, refroidissement en coulée continue, etc..).

En cours de fabrication l'émission acoustique a trouvé son essor dans le contrôle des soudures (II.89) (II.76) (II.19) (II.86) (II.90) (II.42) (II.17) (II.91).

Elle a été appliquée à tous les stades du soudage : en cours d'un traitement de détentionnement et sur tous les types de soudeure même par bombardement électronique.

La figure (II.8.2) montre un exemple du suivi d'une soudure multipasse.



Enfin, avant sa mise en place, la pièce ou la structure subira un dernier contrôle. L'émission acoustique intervient encore à ce stade pour caractériser la qualité.

Le contrôle de fin de fabrication se pratiquera le plus souvent par sollicitation mécanique. La difficulté résidera dans le choix du mode de sollicitation le plus représentatif du fonctionnement ultérieur.

L'analyse des résultats se fait essentiellement sur la présence ou non de l'émission acoustique ou de l'importance de l'activité de celle-ci.

Il faut toutefois remarquer que l'absence d'émission acoustique n'est pas forcément synonyme d'absence de défaut.

Depuis la mise au point des systèmes de localisation la technique s'applique de plus en plus lors de la mise en service d'appareils à pression dans différentes industries telles que le nucléaire, la pétrochimie ou l'espace.

II.8.3 - Surveillance de structure :

Comme nous l'avons vu l'émission acoustique permet non seulement de suivre l'évolution des défauts, mais aussi de connaître leur position, sans pour cela changer la position des capteurs.

Rien d'étonnant dès lors que cette technique soit appliquée à la surveillance des structures.

Suivant la législation cette surveillance aura lieu en continu ou par contrôle périodique.

Les applications les plus récentes portent sur les appareils à pression (réacteurs nucléaires, réacteurs chimiques), les plates-formes off-shore, les mines, les ouvrages d'art ou de génie civil, le contrôle d'ouverture de vannes, la détection de corps migrants (II.92), la détection de fuites, le contrôle de câbles.

II.9. CONCLUSION :

L'émission acoustique est une des dernières méthodes mise au point en contrôle non destructif. Il s'agit d'une méthode fondée sur la détection et la conversion en signal électrique au moyen de capteurs piézo-électriques d'ondes élastiques engendrées par des modifications au sein d'un matériau sollicité.

Depuis les années 50, elle n'a cessé d'évoluer très rapidement et a trouvé de nombreuses applications industrielles.

Son utilisation doit cependant encore se faire avec beaucoup de prudence, compte tenu du fait que les mécanismes des sources ne sont pas toujours entièrement connus à ce jour et que comme toute méthode physique, elle a ses limites.

C'est pourquoi, elle apparaît encore souvent comme complémentaire d'autres méthodes de contrôle non destructif, telles que les ultrasons, les rayons X ou les courants de Foucault.

Les développements récents de l'informatique et du traitement du signal ne sont que favorables à une nouvelle évolution de l'émission acoustique.

Ceci doit permettre dans l'avenir de mieux connaître et caractériser les phénomènes observés par l'émission acoustique et de rendre cette dernière plus performante au sein du monde industriel.

CHAPITRE II - BIBLIOGRAPHIE

=====

1) FAYOLLE (J.P.)

L'émission acoustique et ses applications.
Qualité - Revue pratique de contrôle industriel.
n° 97 bis - supplément n° 97

1979 - p.

2) SCHOFIELD (B.H.)

Research on the sources and characteristic
ASTM STP 505

1972 - p. 11-19.

3) KAISER (J.)

Détermination des caractéristiques mécaniques d'après les sons
émis par les métaux au cours des essais de traction.
Archiv für das Eisenhüttenwesen - 24 n° 1/2.

Janvier-février 1953 - p. 43-46.

4) DIEULESAINT (E) - ROYER (D)

Ondes élastiques dans le solide.
Application au traitement du signal.

Masson et Cie. 1974

5) KOLSKY (H.)

Stress waves.
Dover publication, Inc.

1963 - New-York.

6) MORO (A.) - FARINA (C.) - ROSSI (F.)

Measurement of ultrasonic wave velocity in steel for various
structures and degrees of cold-working.
NDT International.

1980 - Août - p. 169-175

7) DUNEGAN (H.L.) - GREEN (A.T.)

Factor affecting acoustic emission response from materials.
ASTM STP 505

1972 - p. 100-113.

8) Mme CHRETIEN (N.)

Avenir de l'émission acoustique - U 255.
C.I.T. n° 4 - Centre de Documentation de la Sidérurgie.

1975 - p. 877-884.

9) PELLETHIER (M.) - CHRETIEN (N.) - ROUCOU (J.)

Interprétations physiques et applications de l'émission acoustique.

Mémoires scientifiques - Revue Métallurgie.

1976 - mai - p. 353-365.

10) SWINDLEHURTS (W)

Acoustic emission - Reprinted from NON-DESTRUCTIVE TESTING INTERNATIONAL

1974 - décembre - p. 5-11.

11) ARRINGTON (M.)

L'émission acoustique des métaux.
Qualité - Revue pratique de contrôle industriel n° 82.

1976 - p. 21-24.

12) MASSON (M.) - ROGET (J.)

Contrôles par détection de l'émission acoustique.

Principes et applications pratiques.

Apave - Revue technique n° 197

1977 - p. 81-101.

13) BALDERSTON (H.L.)

The broad range detection of incipient using the acoustic emission phenomena.

ASTM STP 505

1977 - p. 297-317.

14) BARTLE (P.M.)

Proceedings of the institute of acoustics.
Stress wave emission : detection capability and assessment.

1976 - décembre - p. 4.9.1. - 4.9.8.

15) HATANO (H.)

Strain-rate dependence of acoustic-emission power and spectra in aluminium alloys.

J. Appl. physiques U.S.A. 47 n° 9

1976 - p. 3873-3876.

16) SHIMIZU (M.) - FUJIMOTO (K.)

Acoustic emission during plastic deformation in aluminium, copper and 3 % silicon-iron.

2nd Acoustic Emission symposium. TOKYO.

1974 - p. 1.22.

17) DUMOUSSEAU (P.)

L'émission acoustique.
CETIM - Informations.

1972 - octobre - p.33-37.

18) HAMSTAD (M.A.) - MUKERJEE (A.K.)

The dependence of acoustic emission on strain and strain rate for a dispersion strengthened aluminium. Alloy.

Int. Conf. Strength met. Alloys 4 proc. NANCY.

ENSMIN - INPL S.D. 2

1976 - p. 922-926.

19) DUMOUSSEAU (P.)

L'émission acoustique et ses applications industrielles.
CETIM - Informations n° 36.

1976 - p. 922-926.

20) BLANCHETTI (R.) - HAMSTAD (H.A.) - MUKHERJEE (A.K.)

Origin of burst-type acoustic emission in unflawed 7075-76 Aluminium.

J. Testg. Eval. 4 n° 5 U.S.A.

1976 - p. 313-318.

21) MASON (W.P.)

Internal friction acoustic emission and fatigue in metals for high amplitude ultrasonic frequencies.
 Enginerring fracture Mech. Vol. 8 n° 1 G.B.

1976 - janvier - p. 89-101.

22) TANDON (K.N.) - TANGRI (K.)

Emission acoustique pendant la déformation d'unalliage fer-silicium polycristallin.
 Mater. Sci. Engng. 20 n° 1 - PAYS-BAS.

1975 - juillet - p. 47-54.

23) TANGRI (K.) - TORONCHUK (J.P.) - LLOYD (D.J.)

Acoustic emission from polycrystalline copper and iron-silicon.
 Trans. Indian Inst. Metals (Indian) 25 n° 4.

1972 - p.33-40.

25) GREEN (A.T.)

Acoustic emission technology 1979.
 Metal progress.

Août - 1979 - p.41-49

26) MIANNAY (D.) et col.

Journée propagation des vibrations.
 Société française de Métallurgie. GRENOBLE

1972 - 1 et 2 février.

27) GILLIS (P.)

Dislocation motions and acoustic emission.
 ASTM STP 505.

1972 - p. 20-29.

28) FREDERICK (J.R.) - FELBECK (D.K.)

Dislocation motion as a source of acoustic emission.
 ASTM STP 505

1972 - p. 129-139.

29) MIRABILE (M.)

Application de l'émission acoustique à l'étude de la rupture des aciers.

Mémoires scientifiques. Revue Métallurgie LXXI n° 9.

1974 - p. 495-507.

30) POLLOCK (A.A.)

Acoustic emission amplitudes.

Acoustic emission - Reprinted from NON-DESTRUCTIVE TESTING. IPC Science and technology Press.

1974 - p.

31) HARRIS (D.O.) - TETELMAN (A.S.) - DARWISH (F.A.I.)

Detection of fiber cracking by acoustic emission.

ASTM STP 505

1972 - p. 238-249.

32) TETELMAN (A.S.) - CHOW (R.)

Acoustic emission testing and microcracking processes.

ASTM STP 505

1972 - p. 30-40.

33) ROUBY (D.) - FLEISCHMANN (P.) - GAY (M.)

Analyse spectrale de l'émission acoustique pendant la déformation plastique ; sa relation avec les caractéristiques des sources. Proceedings of the Institute of acoustics.

1976 - p. 4.3.1.

34) ROUBY (D.) - FLEISCHMANN (P.) - GOBIN (P.F.)

An acoustic emission source model based on dislocation movement. International friction and ultrasonic attenuation in solids. University of TOKYO Press.

1977 - p. 811-815.

35) FLEISCHMANN (P.) - LAKESTANI (F.) - BABOUX (J.C.) - ROUBY (D.)

Analyse spectrale et énergétique d'une source ultrasonore en mouvement.

Application à l'émission acoustique de l'aluminium soumis à déformation plastique.

Matériels science and engineering 29.

1977 - p. 205-212.

36) SIMMONS (J.A.) - CLOUGH (R.B.)

Theoretical aspects of acoustic emission spectral measurements.
Heighth world conference on on-destructive testing.

3 K1 - CANNES

1976 - p. 1-8.

37) BOLIN (L.)

A model for estimating acoustic emission amplitudes.
Proceedings of the institute of acoustics.

1976 - Décembre - p. 4.2.1-4.2.9.

38) HILLS (R.) - STEPHENS (R.W.B.)

Acoustics 31.

1974

39) HANAGUD (S.) - CLINTON (R.)

Quantitative modelling of acoustic emissions.
Proceedings of the institute of acoustics.

1977 - p. 4.1.1.-4.1.4.

40) FLEISCHMANN (P.) - ROUBY (D.)

Communication Groupe Français d'Emission Acoustique. LYON.

1982.

41) PACKMAN (P.F.)

Metals defects make themselves heard.
Iron age.

1973 - Août - p. 39-41.

42) HART (S.D.)

Sur les possibilités d'utiliser l'émission acoustique pour l'examen non destructif des soudures et des ensembles soudés.
Soudage et Techniques connexes. Vol. 28 n° 11-12.

1974 - novembre-décembre - p. 506-510.

43) BROWN (A.E.) - LIPTAI (R.G.)

Round-robin testing of acoustic emission source.
ASTM STP 505

1972 - p. 318-331.

44) BENTLEY (M.N.) - GREEN (G.)

A method of calibration for acoustic emission measurements.
Proceedings of the institute of acoustics.

1976 - décembre - p. 4.14.1-4.14.4.

45) European working group on Acoustic Emission.

Code for acoustic emission - Examination - location of sources :
of discrete acoustic events.
Reprinted from N.D.T. International.

1981 - août - p. 181-184.

46) SCHUTTLER (R.) - AUDENARD (B.) - MEYER (M.)

Système de localisation d'émission acoustique. Precision et représentation de la mesure.
4e Colloque International sur les méthodes de contrôle non-destructif. GRENoble.

1979 - p. 295-312.

47) BRINDLEY (B.J.) - HOLT (J.) - PALMER (I.G.)

The use of ring-down counting.
Acoustic emission - Reprinted from N.D.T. International.

1974 - décembre - p. 19-26.

48) NAKAMURA (Y) - VEACH (C.L.) - Mc CAULEY (B.O.)

Amplitude distribution of acoustic emission signals.
ASTM STP 505

1972 - p. 164-186.

49) KIM (H.C.) - STEPHENS (R.W.B.) - FORTUNE (P.E.) - SCOTT (R.A.M.)

Event energy distribution in acoustic emission.
A new approach.
Proceedings of the institute of acoustics.

1976 - décembre - p. 4.21.1-4.21.4.

50) POLLOCK (A.A)

Physical interpretation of AE/MA signal processing.
 Proceedings second conference on acoustic emission - microseismic
 activity in geologic structures and materials.
 Trans Tech. Publications.

1980 - p. 399-421.

51) SAITO (T.) - UCHIYAMA (I.)

Acoustic emission investigation of pop-in crack propagation.
 Trans. Iron steel Inst Jap. (JAPON) 17 n° 3.

1977 - p. 121-127.

52) HARDY Jr (H.R.)

Application of acoustic emission techniques to rock mechanics
 research.

ASTM STP 505

1972 - p. 41-83.

53) STONE (D.E.W.) - DINGWALL (P.F.)

The concept of energy in acoustic emission measurements.
 Proceedings of the institute of acoustics.

1976 - décembre - p. 4.5.1-4.5.4.

54) LENAIN (J.C.)

Généralités sur l'émission acoustique.
 Rapport Dunegan-Endevco-France DEF 76-3A.

1976

55) LENAIN (J.C.)

Analyse statistique de l'émission acoustique.
 Qualité - Revue pratique de contrôle industriel n° 85 bis.

197 - p.3-7.

56) CURTIS (G.)

Spectral analysis of acoustic emission.
 Acoustic emission - reprinted from NDT International.

1974 - p. 27-36.

- 57) ONO (K.) - STERN (R.) - LONG (M.)

Application of correlation analysis to acoustic emission.
ASTM STP 505

1972 - p. 152-163

- 58) HARTMAN (W.F.) - KLINE (R.A.)

Variation in frequency content of acoustic emission during
extension of H F 1 steel.
Mater. Evaluat. (USA) 35 n° 7.

1977 - p.47-51

- 59) REYMOND (M.C.) - DE MOL (R.) - JEANJEAN (D.) - PERDEREAU (J.)

Application de l'émission acoustique pour le contrôle en génie
civil.
Symposium International Mécanique des roches en liaison avec les
cavernes et les puits sous pression.
Aix-la-Chapelle; (à paraître)

1982 - 26-28 mai.

- 60) AUDENARD (B.) - FAYOLLE (J.P.) - ASTY (M.) - BERNARD (P.) -
DUMOUSSEAU (P.) - SAAD-ROUANA (B.)

Localisation en temps réel de défauts dans des matériaux soumis
à des contraintes mécaniques.
Compte-rendu de fin d'étude - contrat DGRST 73-7.1791.

1975 - décembre.

- 61) HART (S.D.)

Inspection of selected areas of engineering structures by acous-
tic emission.
Acoustic emission - Applic. Science publishers LTD. LONDON.

1976 - p.65-74

- 62) CROSS (N.O.) - LOUSHIN (L.L) - THOMPSON (J.L.)

Acoustic emission testing of pressure vessels for Petroleum
Refineries and Chemical Plants.
ASTM STP 505.

1972 - p. 270-296.

63) BAILEY (C.D.) - FREEMAN (S.M.) - HAMILTON (J.M.)

Acoustic emission monitors damage progression in graphite epoxy composite structure.

Materials evaluation.

1980 - août - p. 21-27

64) ROGERS (L.M.) - HANSEN (J.P.) - WEBBORN (T.J.C.)

Application of acoustic emission analysis to the integrity monitoring of Offshore steel production platforms.

Materials evaluation.

1980 - p.39-49.

65) HARDY (H.R.)

Microseismic monitoring of storage reservoirs.

Progress report on project PR 12-75 prepared for presentation at AGA Transmission Conference LAS VEGAS

1976 - MAY 3-5.

The Pennsylvania State University.

Department of mineral engineering - Geomechanics section.

Internal Report RML - IR / 76-14.

1976

66) GODSON (R.A.) - BRIDGES (M.C.) - Mc KAVANAGH (B.M.)

A 32 channel rock noise source location system.

Proceedings 2nd conference on acoustic emission/microseismic activity in geologic structures and materials.

Trans. Tech. Publication (D)

1980 - p.399-421.

67) KIRBY (N.) - BENTLEY (P.G.)

Note sur les mesures d'émission acoustique dans le cas d'aciers de résistance ordinaire ou moyenne pour récipient à pression. Soudage et Techniques Connexes. Vol. 27 n° 5-6.

1973 - mai-juin - p. 235-245.

68) HARTBONER (C.E.) et col.

Welding journal

1968 - janvier - p.15-18.

- 69) HARTBOWER (C.E.) et col.

Eng. Fract. Mech. 1 n° 2.

1968 - août - p. 291-308.

- 70) GERBERICH (W.W.) - ATTERIDGE (D.G.) - LESSAR (J.F.)

Etude, par une technique d'émission acoustique, de la rupture ductile d'un acier à haute résistance.
Metall. Trans. 6A n°4 (U.S.A).

1975 - avril - p. 797-801.

- 71) BATHIAS (C.) - SERTOUR (G.)

L'initiation des fissures de fatigue.
17e colloque de Métallurgie Facteurs mécaniques et métallurgiques de la rupture notamment dans l'industrie nucléaire. 5e session. SACLAY.

1974 - 24-26 juin.

- 72) GRUGNI (G.) - MANDORINI (V.)

Acoustic emission measurements during the pressurization of a notched steel pressure Vessel.
Energ. nucl. 24 n° 8-9 (I)

1977 - p. 429-435.

- 73) ARTI (M.) - KASHIWAYA (H.) - YAMUKI (T.)

Slow-crack growth and acoustic emission characteristics in COD test.
Eng. Fract. Mech. Vol 7.

1975 - p.551.

- 74) HARTBOWER (C.E.) - REUTER (W.G.) - MORAIS (G.F.) - CRIMMINS (P.O.)

Acoustic emission for the detection of weld in stress - corrosion cracking.
ASTM STP 505

1972 - mai - p. 187-221.

- 75) DUNEGAN (H.L.)

Using acoustic emission technology to predict structural failure.
Metals Engineering Quarterly.

1975 - Février - p. 8-16.

76) YENY (J.)

L'émission acoustique et ses applications industrielles.
Qualité - Revue Pratique de contrôle Industriel. n° 65.

1974 - Février - p.1-4.

77) SPEICH (G.R.) - FISHER (R.M.)

Acoustic emission during martenite formation.
ASTM STP 505

1972 - mai - p.140-151.

78) BODSON (F.) - FLAHAUT (P.) - FREMIOT (M.)

Quenching crack detection by acoustic emission.
Proceeding of the Institute of Acoustics.

1976 - décembre - p. 4.24.1-4.24.4.

79) RETTIG (T.W.) - FELSEN (M.J.)

Méthode d'émission acoustique pour le contrôle des réactions de
corrosion.
Corrosion (U.S.A.) 32 n° 4.

1976 - avril - p. 121-126.

80) PETERS (C.T.) - LARSON (C.)

Contrôle de fissuration par émission acoustique.
Traitement de surface n° 152.

1977 - mars - p.29-32.

81) DAVIS (W.R.)

Acoustic emission in refractory materials.
Proceedings of the Institute of Acoustics.

1976 - décembre - p. 4.18.1-4.18.5.

82) KUPPERMAN (D.S.) - KENNEDY (C.R.) - REIMANN (K.J.)

Acoustic emission from Fuel Pellets in a Simulated Reactor
Environnement.
Proceedings of the Institute of Acoustics.

1976 - décembre - p. 4.22.1-4.22.4.



83) FAKHR (A.) - FREYRE (J.E.) - RAWLINGS (R.D.)

The acoustic response of Al_2O_3 , $Al_2O_3.ZrO_2$ and reconstituted brick in three - point bending.

Proceedings of the Institute of Acoustics.

1976 - décembre - p.4.19.1-4.19.4.

84) BUNSELL (A.R.) - LAROCHE (D.)

Stability of composite materials.

Proceedings of the Institute of Acoustics.

1976 - décembre - p.4.20.1-4.20.2.

85) MANARANCHE (J.C.) - CASENAVE (D.)

Etude de l'émission acoustique de joints collés et de ses perspectives d'application en Contrôle Non Destructif.

Qualité - Revue de contrôle industriel. n° 89.

1978 - février - p.25-30.

86) HARRIS (D.O.) - DUNEGAN (H.L.)

Applications of acoustic emission to industrial problems.

Acoustic Emission - Reprinted from NDT International.

1974 - décembre - p.37-44.

87) TERRIEN (M.)

Utilisation de l'émission acoustique dans l'étude du béton en traction.

4° Colloque International sur les méthodes de Contrôle Non Destructif. GRENOBLE.

1979 - septembre 11-14 - p.64-68.

88) REYMOND (M.C.) - BILLAUD (J.)

Emission acoustique dans les roches calcaires à différentes échelles.

Revue d'acoustique n° 52.

1980 - p. 20-25.

89) INSTITUT INTERNATIONAL DE LA SOUDURE

Rapports des présidents des commissions de l'I.I.S.
"Colloque sur l'émission Acoustique".
(Assemblée Annuelle 7 au 12.7.1975 - TEL-AVIV).
Soudage et Techniques Connexes. Vol. 30 n° 1-2.

1976 - janvier-février - p.71-72.

90) STEFFENS (H.D.) - CROSTACK (H.A.)

Emploi de l'émission acoustique pour le contrôle des soudures.
Arch. Eisenhütten. 10 (D) 47 n° 12.

1976 - décembre - p.763-768.

91) HUTTON (P.A.)

Acoustic emission applied outside of the laboratory.
ASTM STP 505

1972 - mai - p.114-128.

92) BENARD (D.)

Loose part detection in P.W.R. reactors.
Communication réunion groupe européen d'émission acoustique.
ZURICH.

1981 - 14-16 octobre.

CHAPITRE III

CHAPITRE III - TECHNIQUES EXPERIMENTALES

=====

Nous présentons dans ce chapitre un descriptif des diverses techniques expérimentales et des différents appareillages utilisés dans le cadre de cette étude.

Nous aborderons successivement les caractéristiques des échantillons, les systèmes utilisés pour la préfissuration des éprouvettes et le suivi de la fissuration par émission acoustique ainsi que les appareillages mis en oeuvre lors des essais de rupture.

III.1. MATERIAUX ETUDIES :

III.1.1 - Analyses chimiques des aciers :

Notre étude porte essentiellement sur quatre nuances d'aciers faiblement alliés dont les analyses chimiques sont reprises au tableau (III.1) ci-dessous :

TABLEAU III;1 - COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS
(en %)

Nuance	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Sn	V	Ti	S	P
35 CD 4	0,34	0,88	0,36	1,05	0,11	0,28	0,055	0,11	0,012	abs	abs	0,028	0,022
35 NC 6	0,35	0,80	0,25	1,02	1,37	0,06	0,019	0,10	abs	nd	abs	0,021	0,015
35 NCD 16	0,30	0,50	0,41	1,90	3,83	0,35	nd	0,24	abs	abs	abs	0,009	0,014
45 S 8	0,49	0,71	1,84	0,08	0,08	0,01	0,048	0,13	0,011	abs	0,003	0,040	0,019

abs : absent

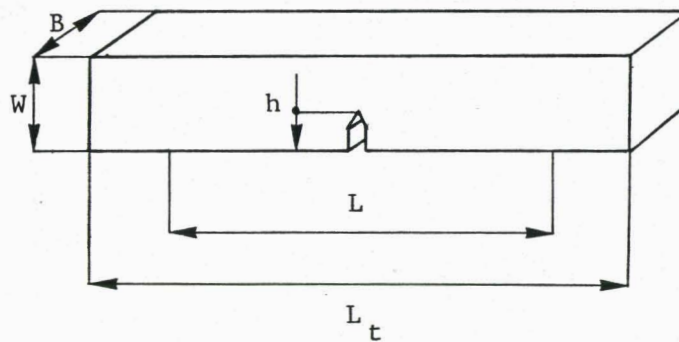
nd : non dosé

Ces analyses ont été obtenues au laboratoire de l'Ecole des Mines de Douai, par voie chimique pour le carbone, le soufre, l'aluminium et le phosphore, par fluorescence X pour les autres éléments. Elles correspondent à celles données par le fournisseur : l'usine d'Autmont de la Société COCKRILL.

Les aciers nous ont été livrés en ronds laminés de diamètres 35 à 50mm pour les trois premières nuances, en plat laminé de $50 \times 30\text{mm}^2$ pour le 45 S 8.

III.1.2 - Formes et dimensions des éprouvettes :

Les éprouvettes utilisées sont du type flexion à entaille singulière suivant les recommandations du CODA Panel (1) et de l'AFNOR (2). Les dimensions sont : épaisseur (W) = 25mm, largeur (B) = 25mm et longueur (L) = 137,5mm, la distance entre appuis (S) étant égale à 4 W soit 100mm comme on le voit sur la figure (III.2).



L_t	=	137,5 mm	\pm	0,5 mm
L	=	100 mm	\pm	1 mm
W	=	25 mm	\pm	0,1 mm
B	=	25 mm	\pm	0,1 mm
h	=	4,16mm	\pm	0,01mm

Fig. III.2 - Formes et dimensions des éprouvettes.

Les barres d'aciers ont été débitées à longueur, puis ébauchées en barreaux parallélépipédiques.

Dans le cas des aciers 35 CD 4 et 45 S 8, l'entaille mécanique prévue par la mécanique de la rupture (3) a été usinée après traitement thermique par électro-érosion ; ceci afin d'éviter toute déformation et décarburation des éprouvettes par le traitement.

Pour les deux autres nuances, l'usinage par fraise scie a, par contre, précédé le traitement thermique.

Pour les deux premières nuances (35 CD 4 - 45 S 8), l'angle de l'entaille est de 60° avec un rayon de fond d'entaille de 0,2mm, pour les deux dernières nuances (35 NC 6 - 35 NCD 16), l'entaille est du type KCV avec un angle de 45° et un rayon de 0,25mm.

Dans tous les cas la profondeur de l'entaille mécanique est de 4,16mm soit $W/6$. Cette profondeur et les cotes finales des éprouvettes sont obtenues en finition par rectification sous eau.

III.2. DISPOSITIF EXPERIMENTAL POUR LA PREFISSURATION DES EPROUVETTES :

La photo (III.3) ci-dessous nous montre une vue générale de ce dispositif.

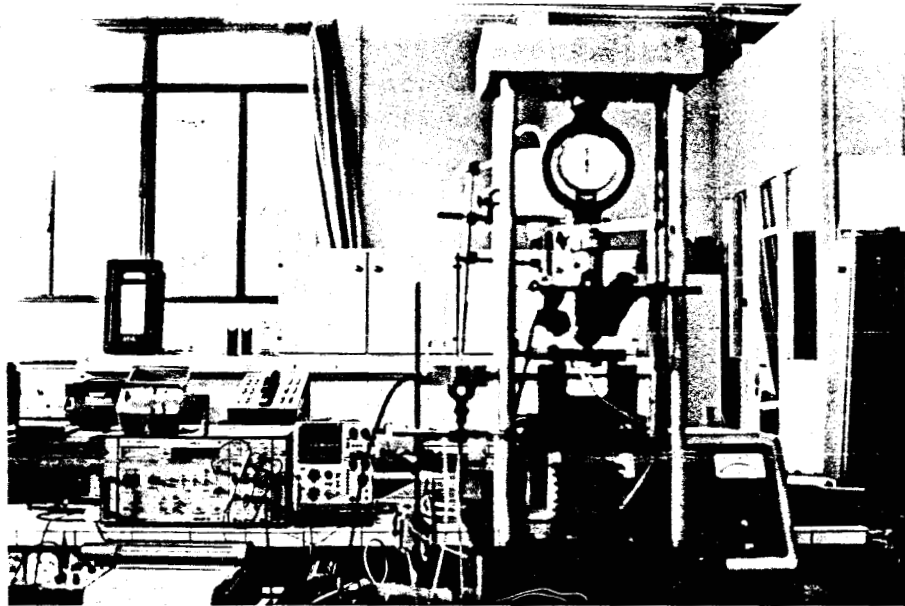


Fig. III.3 - Vue générale du dispositif expérimental.

III.2.1 - Système de mise en charge :

Les essais s'effectuent en flexion 3 points comme on le voit sur la photo (III.4). L'éprouvette est placée sur un outil et guidée latéralement par des rouleaux (diamètre 10mm). La charge est fournie par une presse hydraulique à moteur de compression simple LABOTEST type 1807 de 60 KN maximum. La valeur de la charge nous est fournie par un anneau dynamométrique équipé d'un comparateur étalonné en KN.

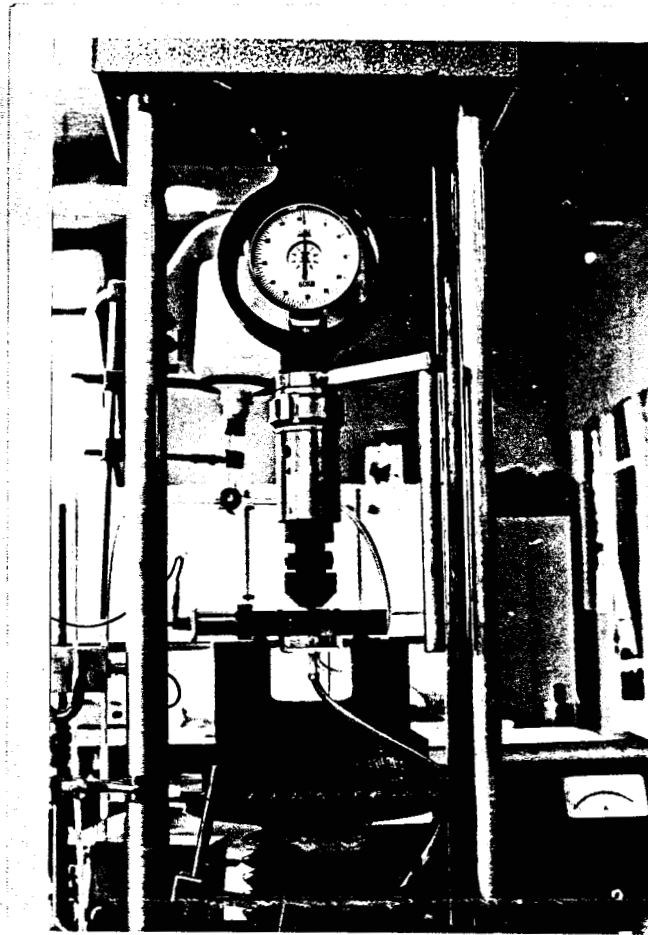


Fig. III.4 - Système de mise sous contraintes de flexion 3 points.

Le certificat d'étalonnage de l'anneau est donné en annexe 3
L'outil repose sur le plateau de la machine dont la vitesse de montée varie de 1 mm/mn à 1 mm/s. La force est transmise à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un poinçon articulé. Tous les essais ont été effectués à charge constante. Le système de mise en charge est suffisamment mou pour ne pas relâcher la charge dès l'apparition de la moindre fissure ; ce qui n'eut pas été le cas pour une machine dure.

III.2.2 - Chargement cathodique et circuit électrolytique :

Il existe différentes méthodes pour introduire l'hydrogène

dans les aciers, entre autre le chargement cathodique. Certains auteurs préconisent le chargement complet de l'éprouvette en hydrogène avant la mise sous contrainte de celle-ci, soit en milieu basique (3), soit le plus souvent en milieu acide (4) à température ambiante, d'autres encore par électrolyse de sels fondus à haute température (5). Nous avons utilisé une variante de la seconde méthode à savoir le chargement cathodique en milieu acide à température ambiante, tout au long de la mise sous contrainte de l'éprouvette, ceci afin justement de limiter la fragilisation du métal à un petit volume en tête de la fissure. L'hydrogène cathodique est obtenu par électrolyse d'un jet d'acide sulfurique au niveau de l'entaille mécanique, l'éprouvette étant placée en position cathodique par rapport à une anode en acier inoxydable ou en platine d'un circuit potentiométrique fourni par une alimentation stabilisée. L'éprouvette est isolée chimiquement et électriquement par un vernis. La circulation en continu, de l'acide est obtenue par un renvoi vers une réserve d'électrolyte par l'intermédiaire d'une pompe comme on le voit sur la figure (III.5).

Les conditions électrochimiques utilisées ont été déterminées par une étude antérieure (6) à savoir :

électrolyte :	H_2SO_4	1 N
tension :	10	V
intensité :	200 à 400	mA

soit une densité de courant de 10 à 20 Adm^{-2} :

La gamme de valeurs au point de vue densité de courant provient du fait qu'au début des essais nous utilisions une électrode en acier inoxydable et une électrode de platine vers la fin.

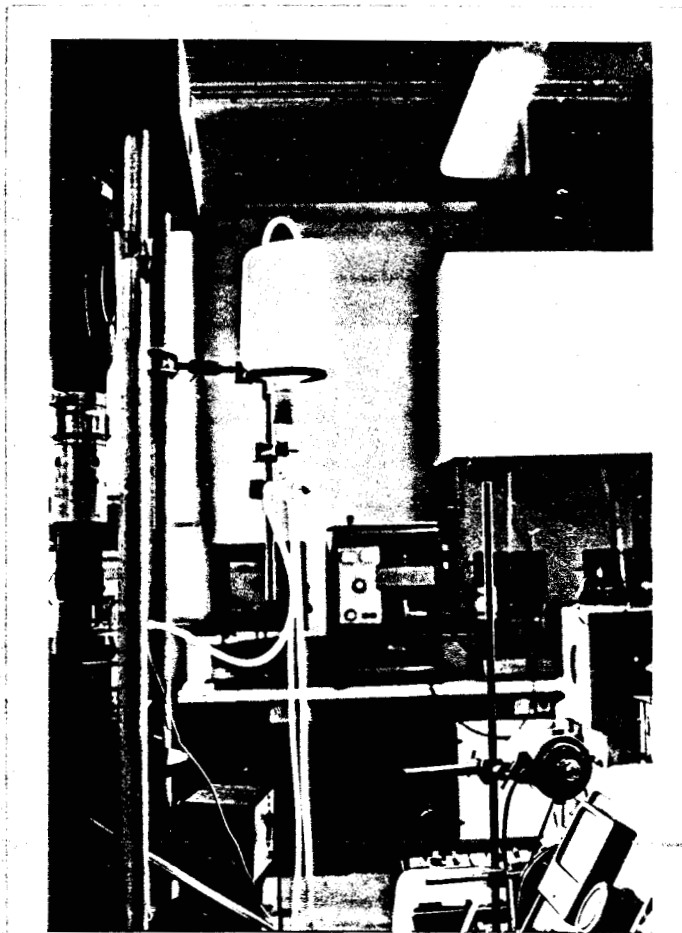


Fig. III.5 - Circuit électrolytique.

III.2.3 - Techniques du suivi de la progression de la fissure :

L'extension de la fissure au cours des essais de préfissuration par fragilisation hydrogène est suivie par 3 méthodes : deux directes, et une indirecte.

III.2.3.2 - Méthodes directes : optique et par jauges :

Par ces méthodes, la fissure est suivie sur les faces latérales de l'éprouvette. Pour la méthode optique, on réalise avant la mise en place de l'éprouvette, une série de points de dureté espacés de 0,5mm les uns des autres dans le prolongement de l'entaille mécanique et de part et d'autre de celle-ci. On observe alors la progression de la fissure au moyen d'une lou-

pe binoculaire grossissant 8,75 fois. L'autre méthode revient à coller des indicateurs de propagation de fissure sur les faces juste au-dessus de l'entaille. Ces jauges sont constituées de 20 fils espacés de 0,25mm chacun, chaque fil se rompant lorsque la fissure débouche juste derrière lui à la surface de l'éprouvette. En alimentant les jauges par une source de courant continu, suivant le schéma (III.6), on peut enregistrer par palliers l'évolution de la fissure en fonction du temps sur un enregistreur classique.

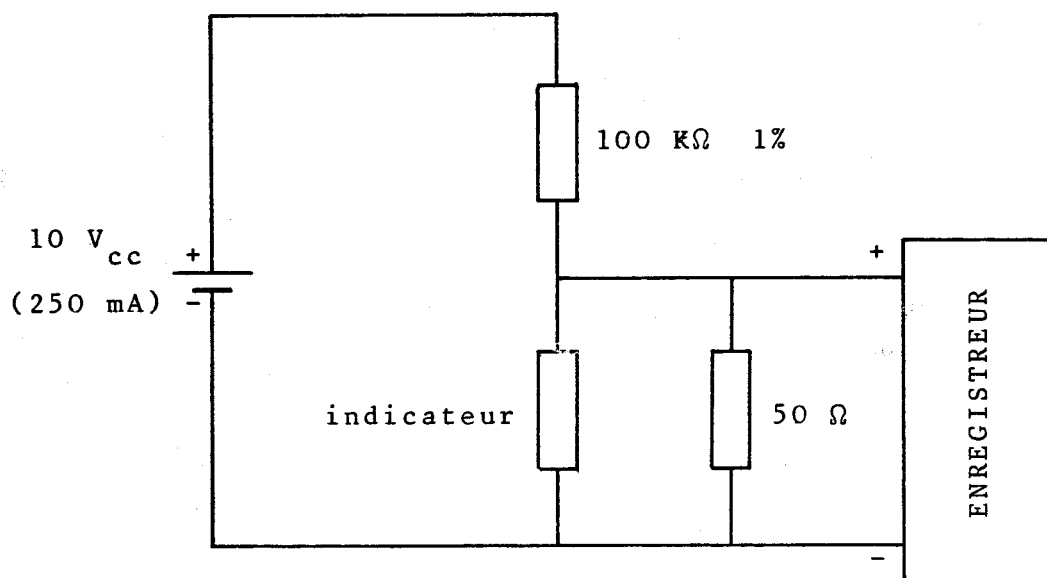


Fig. III.6 - Circuit pour le suivi de l'évolution de la fissure par indicateur de propagation.

Cette méthode est toutefois plus onéreuse que la première du fait du prix de revient des jauges.

De plus, ces méthodes directes ne donnent en fait que l'évolution de la fissure en peau et sont aveugles pour ce qui se passe au coeur de l'éprouvette.

III.2.3.2 - Méthode indirecte : la compliance :

Au vu de l'allure de la progression de la fissure par bonds, nous avons pensé pouvoir observer d'une part ces sauts et la progression globale de la fissure d'autre part, par des mesures de flèche à forte amplification (500 à 2000 fois). Aussi, nous avons positionné entre l'outil et l'prouvette (très près de l'entaille) un capteur linéaire différentiel LINDVIST dont la course est ± 5 mm. Grâce à une alimentation stabilisée, on peut suivre l'évolution de la flèche sur un enregistreur potentiométrique en fonction du temps.

III.2.4 - Chaîne d'émission acoustique :

La photo (III.7) montre une vue d'ensemble de la chaîne d'émission acoustique.

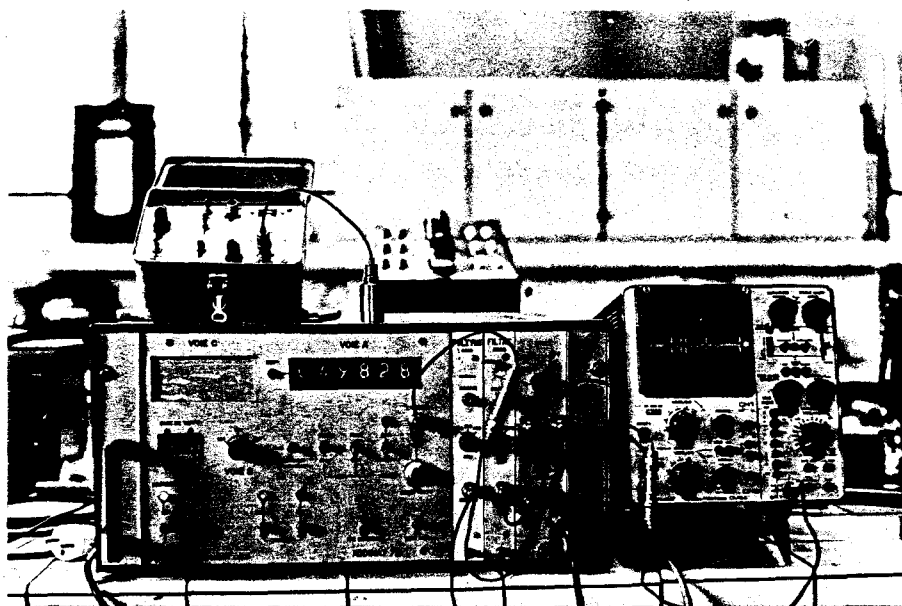


Fig. III.7 - Vue d'ensemble de la chaîne d'émission acoustique.

La figure (III.8) fournit le schéma synoptique de la chaîne complète que nous avons utilisée.

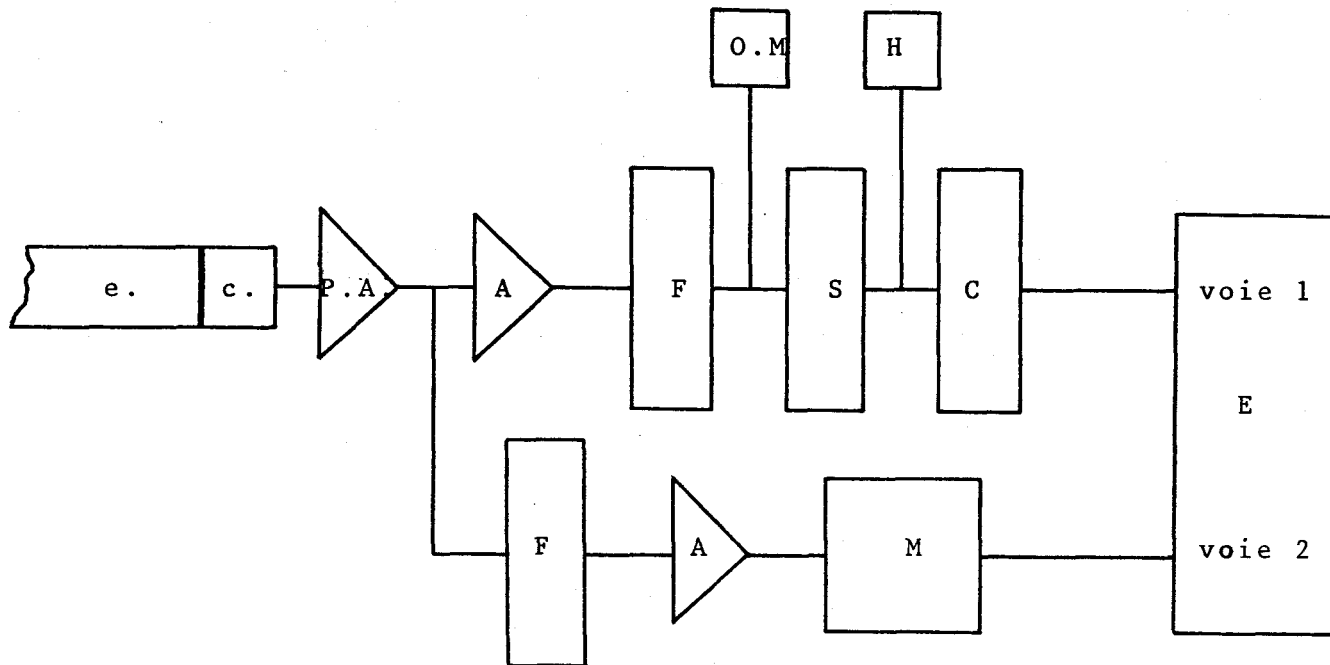


Fig. III.8 - Schéma synoptique de la chaîne d'émission acoustique.

e : éprouvette	c : capteur	PA : préamplificateur
A : amplificateur	F : filtre	S : seuil
C : compteur	H : horloge base temps	M : mémorisateur crête
OM : oscilloscope à mémoire		E : enregistreur

Comme on le voit, une partie de la chaîne est composée d'un capteur résonnant dont la fréquence est centrée sur 500 kHz d'après le constructeur, d'un préamplificateur différentiel à gain variable (20, 40, 60 db) d'un amplificateur également à gain variable, d'un filtre passe-haut à fréquence de coupure ajustable à 100-200 ou 400 kHz, d'un seuil de tension variable 0-10 V, d'un compteur et d'une base de temps. Ceci représente en fait une chaîne classique type AUDIMAT 72 CGR-

LEANORD. Cette partie de la chaîne nous fournit soit le comptage cumulé, soit le comptage durant une base de temps affichée. Comme nous le verrons plus loin, nous avons choisi une base de temps de 1 seconde. Nous avons travaillé avec un gain total de 84 db soit 40 db au préamplificateur et 44 db à l'amplificateur, le seuil étant fixé à 1 ou 0,5 V suivant les manipulations et la fréquence de coupure du filtre à 200 kHz. Tous les essais ont été réalisés avec le même capteur toujours placé sur le côté de l'éprouvette. Par l'intermédiaire d'un second filtre identique à celui décrit plus haut, on envoie également le signal en sortie de préamplification vers un appareil de notre conception "FREBOMOL" qui mémorise l'amplitude crête des événements pendant un temps ajustable entre 0,1 et 1 seconde en fonction de l'enregistreur utilisé pour l'acquisition des données de l'émission acoustique. Il s'agit d'un amplificateur à faible gain (27 db) suivi d'un étage de gain nul qui charge une capacité à la valeur crête du signal ; cette capacité est ensuite déchargée au bout d'un temps que l'on ajuste par un potentiomètre. Il faut cependant remarquer que pendant le maintien d'un signal crête, le dispositif est aveugle aux crêtes de valeurs inférieures à celles qui sont mémorisées.

Le schéma du mémorisateur est donné en annexe 4.

Les signaux après traitement par l'AUDIMAT ou le FREBOMOL sont ensuite envoyés sur un enregistreur analogique.

III.3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL POUR LES ESSAIS DE FLEXION :

III.3.1 - Système de flexion trois points :

Les essais de rupture se font également en flexion trois points. L'éprouvette est placée sur le même outil que lors de la préfissuration. La force est fournie par une machine de traction-compression classique LOSENHAUSEN type UHP de 60 tonnes de poussée. Cette machine est équipée d'un système élec-

trique permettant l'enregistrement de la charge au cours de l'essai. La valeur de la charge est envoyée d'une part vers un enregistreur X Y et vers un enregistreur analogique d'autre part. Ce dernier permettant de contrôler la vitesse de montée en charge.

La photo (III.9) nous montre une vue générale du système.

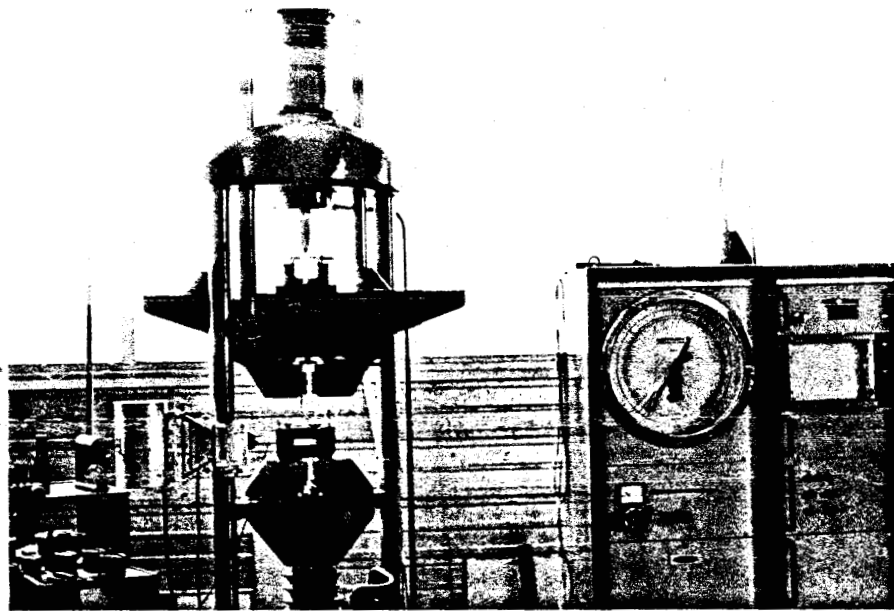


Fig. III.9 - Vue générale du dispositif pour les essais de rupture.

III.3.2 - Mesure de l'écartement des lèvres de la fissure :

L'écartement des lèvres de la fissure se mesure par l'intermédiaire d'un capteur de type ASTM, (figure III.10) positionné au niveau de l'entaille.

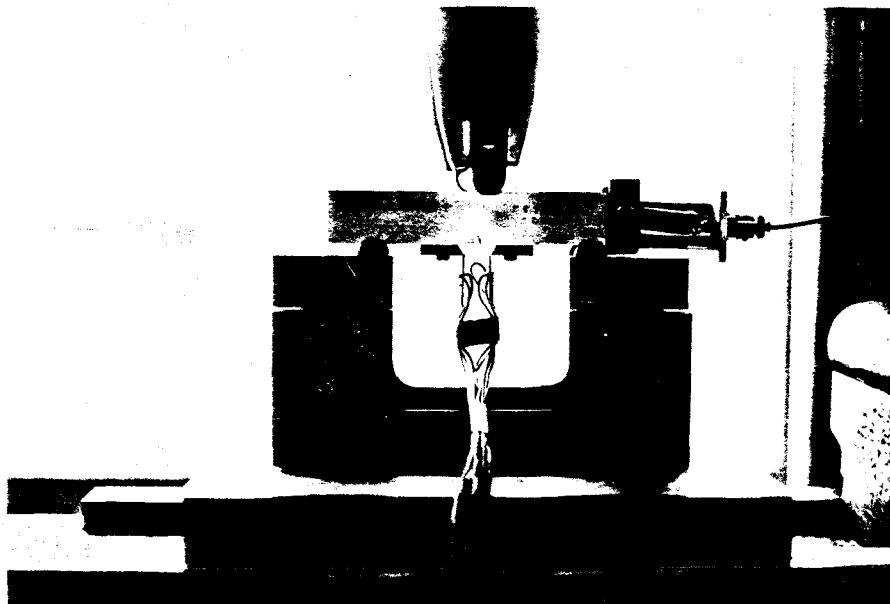


Fig. III.10 - Capteur type ASTM.

Pour ce faire, l'éprouvette est munie de couteaux fixés par des vis de part et d'autre de l'entaille. L'extensomètre est constitué de deux lames en alliage cuivre-béryllium assemblées sur un bloc d'écartement. Des jauges de contraintes résistives de $350\ \Omega$ sont collées sur les surfaces en tension et en compression de chaque lame et sont reliées en pont de Wheatstone. En alimentant les jauges par une source de courant continu, on mesure la tension de déséquilibre du pont due aux variations de résistance des jauges. Un pont d'extensométrie, fournit un signal électrique proportionnel à ce déséquilibre, ce qui permet d'obtenir sur l'enregistreur X Y la courbe effort-écartement de fissure.

Par référence à une courbe d'étalonnage de l'extensomètre à lame, fournie en annexe 3 et par relation du CODA Panel donnée

en annexe 1, on obtient finalement l'écartement des lèvres en fond de fissure.

III.3.3 - Chaîne d'émission acoustique :

Au cours des essais de rupture, nous avons utilisé la même chaîne que lors des essais de préfissuration. Les signaux d'émission acoustique ont été enregistrés tout au long de la montée en charge.

CHAPITRE III - BIBLIOGRAPHIE

=====

- 1) NICHOLS (R.W.) - BURDEKIN (F.M.) - COWAN (A.) - ELLIOTT (D.) - INGHAM (T.)

The use of critical crack opening displacement techniques for the selection of fracture resistant materials.

First report of the Crack Opening Displacement Application (CODA) Panel of the Navy Department Advisory committee on structural steels.

- 2) ASSOCIATION FRANCAISE DE NORMALISATION (AFNOR)

Détermination du facteur d'intensité de contrainte critique des aciers.

Norme expérimentale NF A 03-180 (1974).

- 3) WEISZ (M.) - PETREQUIN (P.)

Influence des conditions de chargement cathodique sur la rupture différée d'aciers à haute résistance.

Colloque sur l'hydrogène dans les métaux.

C E A Valduc (1967) - p. 46-63.

- 4) SONNINO (C.B.) - TOURKAKIS (H.C.)

Hydrogen embrittlement of 250 grade maraging steel (writtent contribution on).

Colloque sur l'hydrogène dans les métaux.

C E A Valduc (1967) - p. 46-63.

- 5) HABASHI (M.) - GALLAND (J.) - AZOU (P.) - BASTIEN (P.)

Propagation des fissures dans les alliages à haute teneur en nickel, en présence d'hydrogène.

Mémoires Scientifiques de la Revue Métallurgie.

Juillet - Août 1977 - p. 411-426.

6) DE MOL (R.)

Fissuration par fatigue fragilisation hydrogène d'aciers de construction.

D.E.A. - 1974

Université des Sciences et Techniques de Lille.

CHAPITRE IV

CHAPITRE IV - RESULTATS EXPERIMENTAUX

=====

Ce chapitre présente l'ensemble des résultats obtenus au cours des différents essais que nous avons effectués.

Nous proposons dans un premier temps des mesures relevées lors des essais de fissuration par fragilisation hydrogène cathodique pour les quatre nuances d'aciers étudiés à savoir 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8. Les fissures ainsi créées nous ont servi pour réaliser les essais de rupture à différentes températures de revenus comprises entre 200° et 550° C dont nous présentons les résultats dans un deuxième temps. Enfin nous avons effectué, quelques mesures pour tenter de caractériser les capteurs utilisés, que nous rapportons en fin de chapitre.

IV.1. LA_FISSURATION_PAR_FRAGILISATION_HYDROGENE_SOUS_CONTRAINTES :IV.1.1 - Traitements thermiques et caractéristiques mécaniques :

Les traitements thermiques avant fissuration par fragilisation hydrogène sous contraintes sont indiqués au tableau IV.1 ci-dessous :

TABLEAU IV.1 - TRAITEMENTS THERMIQUES (FISSURATION)

traitement	35 CD 4	35 NC 6	35 NCD16	45 S 8
austénitisation et trempe	H 850° C 1h.	H 850° C 1h.	H 850° C 1h.	E 900° C 1h.
Revenu en bain de sels	200° C 1h.	200° C 1h.	200° C 1h.	200° C 1h.

H : huile

E : eau

Comme nous l'avons indiqué au chapitre III, ces traitements ont précédé l'usinage de l'entaille mécanique dans le cas des aciers 35 CD 4 et 45 S 8 ou suivi cet usinage pour les deux autres nuances d'aciers.

Ces traitements ont entraîné les caractéristiques mécaniques rassemblées dans le tableau IV.2 pour les trois nuances à 0,35 % de carbone. Ces caractéristiques ont été obtenues par essai de traction sur des éprouvettes cylindriques normalisées de diamètres 10 mm.

TABLEAU IV.2 - CARACTERISTIQUES MECANQUES

nuances	σ_y (M Pa)	σ_r (M Pa)	ϵ_r (%)	Σ (%)
35 CD 4	1478	1500	2,6	5,3
35 NC 6	1444	1670	1,3	3,8
35 NCD 16	1324	1730	10,0	41,3

Après un revenu à 200°C pendant une heure, les charges de rupture (σ_r) des trois aciers sont comparables, par contre la limite élastique conventionnelle à 0,2% d'allongement (σ_y) du 35 NCD 16 est relativement basse : ceci peut s'expliquer par sa teneur en carbone plus faible. Les allongements de rupture (ϵ_r) et les strictions (Σ) croissent pour les aciers étudiés dans l'ordre suivant 35 NC 6, 35 CD 4 et 35 NCD 16.

Des essais de dureté Vickers sous une force de 490 N à 2 mm de la peau et à coeur de la section des éprouvettes proches du plan de fissure après revenu à 200° C, nous ont donné les valeurs moyennes rapportées au tableau IV.3.

TABLEAU IV.3 - DURETE VICKERS Hv 490

nuances	coeur	peau
35 CD 4	471	524
35 NC 6	488	499
35 NCD 16	502	525
45 S 8	568	633

Il faut remarquer deux choses : d'une part le 45 S 8 a une dureté plus élevée que les aciers à 0,35 %, ceci peut s'expliquer par le fluide de trempe utilisé (eau) et sa teneur plus élevée en carbone, d'autre part le 35 NC 6 et le 35 NCD 16 sont plus homogènes que les deux autres nuances ceci tient à l'augmentation de trempabilité due au nickel.

IV.1.2 - Structure et état inclusionnaire des aciers :

Nous avons également effectué des micrographies des différentes nuances d'aciers étudiées à un grossissement de 500. Comme on le voit sur la planche IV.4, l'acier 45 S 8 a une structure martensitique avec des îlots de ferrite, les aciers à 0,35 % de carbone présentent plutôt une structure bainito-martensitique revenue, ceci explique également la différence de dureté.

Nous avons également remarqué qu'avant traitement le 45 S 8 avait une structure en bandes.

La planche IV.5 montre l'état inclusionnaire des aciers au grossissement 100 et le tableau IV.6 indique le récapitulatif des observations faites suivant la norme ASTM E-45.



PLANCHE IV.4 - MICROGRAPHIES DES ACIERS AVANT FISSURATION
(TREMPÉ + REVENU A 200°C)

BUS
LILLE

PLANCHE IV.5 - ETAT INCLUSIONNAIRE DES ACIERS SUIVANT
LA NORME ASTM E-45 (G = 100)

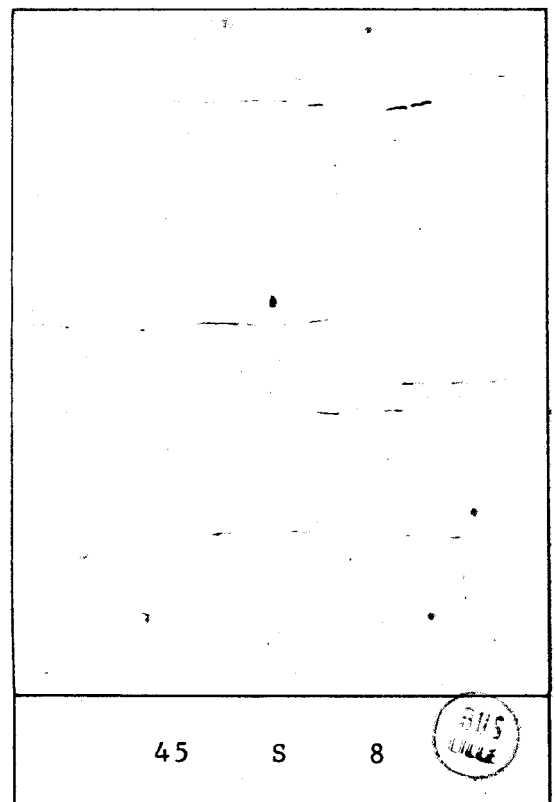
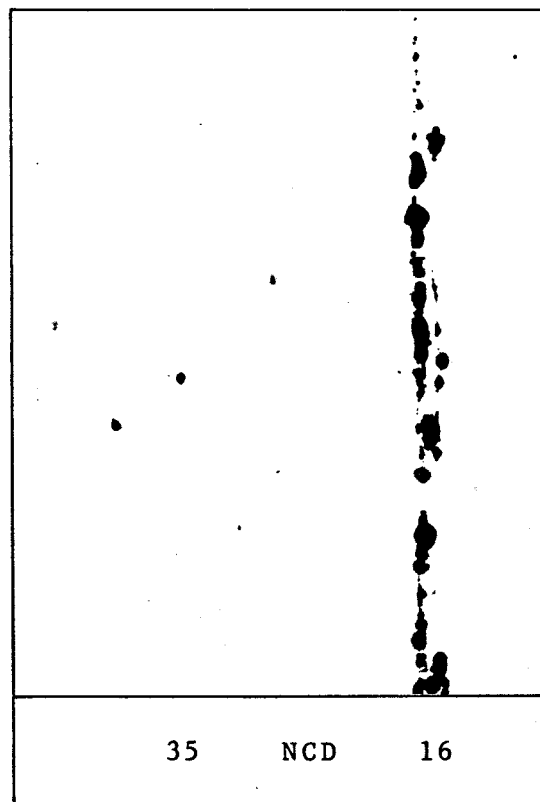
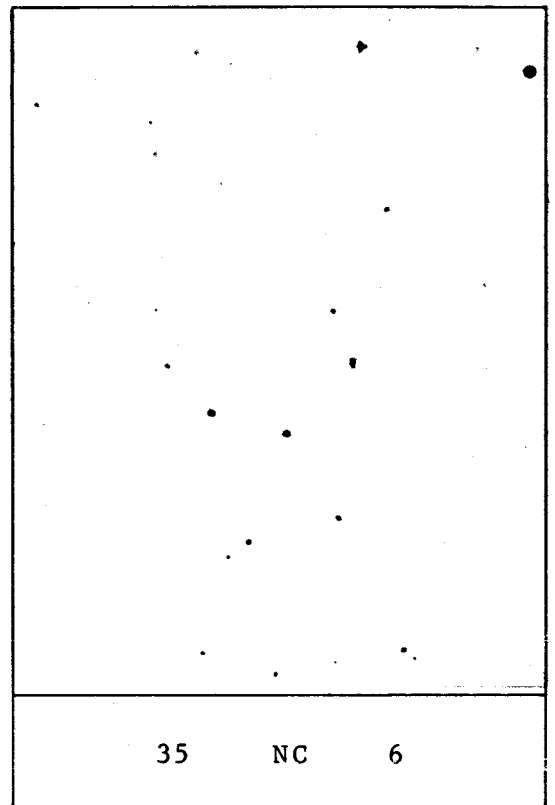
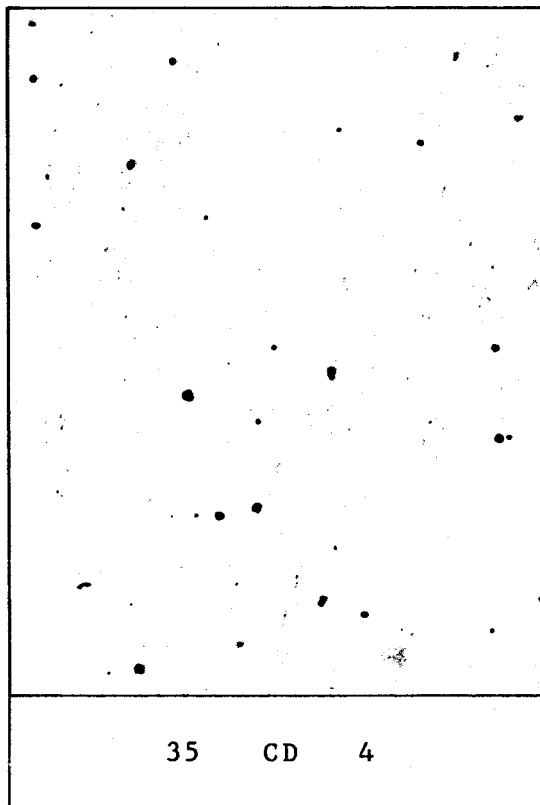


TABLEAU IV.6 - ETAT INCLUSIONNAIRE DES ACIERS

nuances	aluminates	oxydes	sulfures
35 CD 4	-	D2 e	-
35 NC 6	-	D2 e	-
35 NCD 16	B3 e	D1 e	A1 f
45 S 8	B2 e	D2 e	A2-3 f

e : série épaisse

f : série fine

IV.1.3 - Conditions expérimentales pour les essais de fissuration :

Nous présentons dans ce paragraphe les conditions expérimentales spécifiques à chaque éprouvette. On peut les répartir en trois catégories : mécanique (colonnes 2 à 5), électrochimiques (colonnes 6 et 7) et acoustiques (colonnes 8 à 12).

IV.1.3.1 - Conditions mécaniques :

Pour l'ensemble des différents tableaux, la colonne 2 indique la valeur en daN de la charge constante appliquée tout au long de l'essai. La notation V A R signifie, par contre, que nous avons fait varier la valeur de la charge par palier de 500 daN.

Ces essais à charge variable étaient destinés à déterminer d'une part le seuil critique de fissuration et d'autre part de fixer les conditions de chargement nécessaires pour une durée d'essais relativement courte. La profondeur de l'entaille mécanique h (colonne 3) a été mesurée dans un premier temps au projecteur de profil et contrôlée ensuite après rupture par moyens photographiques.

La colonne 4 indique l'angle en degré de l'entaille mécanique et la colonne 5 le type d'usinage utilisé comme cela a été in-

diqué au chapitre III : usinage mécanique à la fraise scie (M) et usinage par électro-érosion (E).

IV.1.3.2 - Conditions d'électrolyse :

Comme nous l'avons décrit au chapitre III, la tension d'électrolyse de la solution d'acide sulfurique a été fixée à 10 V et l'intensité (colonne 7) mesurée pouvant varier, puisque la surface non protégée n'est pas toujours identique d'une éprouvette à l'autre. Il faut remarquer que les valeurs indiquées à la colonne 7 concernent les valeurs initiales de l'intensité, cette dernière évoluant bien entendu avec la progression de la fissure.

IV.1.3.3 - Conditions émission acoustique :

Nous indiquons tout d'abord la fréquence de résonance (f) du capteur utilisé (colonne 8) exprimée en KHz. Les valeurs de la colonne 9 correspondent au gain (G) total utilisé à savoir : préamplification + amplification, ces valeurs sont exprimées en décibels (dB).

La fréquence (F) de la colonne 10 correspond à la fréquence de coupure du filtre utilisé exprimée également en KHz.

Le seuil de tension continue (colonne 11) est quant à lui exprimé en volts.

Enfin la dernière colonne indique pour chaque essai si des mesures en amplitude ont été effectuées et, dans ce cas, fournit un rapport d'amplification.

Voici les résumés des conditions expérimentales relatives aux différents aciers.

Le tableau IV.7 présente les conditions expérimentales pour les éprouvettes en acier 35 CD 4.

TABLEAU IV.7 - CONDITIONS EXPERIMENTALES DE FISSURATION
NUANCE 35 CD 4

n°	CHARGE (daN)	h (mm)	θ (°)	usi nage	U (V)	I (mA)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
01	2500	4,21	60	E	10	350	450	84	200	2	-
02	2500	4,15	60	E	10	320	450	84	40	1	-
03	2500	4,13	60	E	10	350	450	84	40	1	-
04	2500	4,13	60	E	10	300	450	84	40	1	-
05	VAR	4,15	60	E	10	220	450	84	200	1	-
06	2000	4,20	60	E	10	NM	450	84	200	1	-
07	2500	4,16	60	E	10	250	450	84	200	1	-
08	2500	4,16	60	E	10	330	450	84	200	1	-
09	3000	4,14	60	E	10	540	450	84	200	1	-
11	1500	4,16	60	E	10	350	450	84	200	1	-
12	3500	4,16	60	E	10	400	450	84	200	1	-
13	2500	4,15	60	E	10	550	450	84	200	1	-
14	2000	4,19	60	E	10	300	450	84	200	1	-
15	2000	4,15	60	E	10	450	450	80	200	1	-
16	3000	4,15	60	E	10	400	450	84	200	1	-
17	1500	4,16	60	E	10	450	450	84	200	1	-
18	2500	4,26	U	M	10	300	450	84	200	1	-
21	VAR	4,13	45	M	10	450	450	84	200	1	-
22	2500	4,21	45	M	10	400	450	84	200	1	10/1
23	1500	4,22	45	M	10	NM	450	84	200	0,5	47/1
25	2500	4,19	45	M	10	250	450	84	200	0,5	47/1
26	2500	4,15	45	M	10	170	450	84	200	1	47/1
27	2000	4,19	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
28	2000	4,15	45	M	10	200	200	84	200	1	47/1

Ce tableau indique que 25 éprouvettes ont été fissurées. Il faut toutefois remarquer que l'éprouvette 18 a une forme d'entaille en U et que son rayon à fond d'entaille (ρ) et sa largeur sont supérieures aux valeurs correspondantes des autres éprouvettes.



Le tableau IV.8 rassemble les conditions expérimentales pour l'acier 35 NC 6.

TABLEAU IV.8 - CONDITIONS EXPERIMENTALES DE FISSURATION
NUANCE 35 NC 6

n°	CHARGE (daN)	h (mm)	θ (°)	usi nage	U (V)	I (mA)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
01	2500	4,16	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
02	2500	4,17	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
03	1500	4,20	45	M	10	220	450	84	200	1	47/1
04	VAR	4,19	45	M	10	170	450	84	200	1	47/1
05	2500	4,17	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
06	1500	4,08	45	M	10	200	450	84	200	0,5	47/1
07	2000	4,17	45	M	10	220	450	84	200	0,5	47/1
08	VAR	4,11	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
09	VAR	4,16	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
10	VAR	4,15	45	M	10	200	450	84	200	0,5	47/1
11	2000	4,17	45	M	10	200		84		0,5	47/1
12	2000	4,16	45	M	10	NM	200	4	100	0,5	47/1
13	2000	4,16	60	M	10	200	450	84	200	0,5	47/1
14	2000	4,19	60	M	10	NM	200	64	100	0,5	47/1

NM : Non Mesuré

Ce tableau permet de constater que 14 éprouvettes ont été testées.

Le tableau IV.9 résume les conditions expérimentales pour la nuance 35 NCD 16.

TABLEAU IV.9 - CONDITIONS EXPERIMENTALES DE FISSURATION
NUANCE 35 NCD 16

n°	CHARGE (daN)	h (mm)	θ (°)	usi nage	U (V)	I (mA)	fc (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
01	2000	4,20	45	M	10	270	450	84	200	1	47/1
02	2500	4,12	45	M	10	200	450	84	200	1	47/1
03	3000	4,16	45	M	10	250	450	84	200	1	47/1
04	1500	4,14	45	M	10	NM	450	84	200	1	47/1
05	VAR	4,16	45	M	10	150	450	84	200	1	47/1
15	VAR	4,16	60	M	10	300	450	84	200	1	47/1

Le tableau IV.10 résume les conditions expérimentales pour la nuance 45 S 8.

TABLEAU IV.10 - CONDITIONS EXPERIMENTALES DE FISSURATION
NUANCE 45 S 8

n°	CHARGE (daN)	h (mm)	θ (°)	usi nage	U (V)	I (mA)	fc (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
01	VAR	4,18	60	E	10	450	450	80 84	200	0.33 1	cP
02	VAR	4,16	60	E	10	400	450	84	200	1	cP
03	VAR	4,19	U	M	10	450	450	84	200	1	cP
04	1000	4,16	60	E	10	400	450	84	200	1	cP
05	2500	4,14	60	E	10	400	450	84	200	1	cP
07	VAR	4,17	60	E	10	400	450	84	200	1	-
08	1500	4,15	60	E	10	360	450	84	200	1	-
09	1000	4,12	60	E	10	470	450	84	200	1	-

cP : circuit passif

Comme on le voit 8 barreaux ont été fissurés par fragilisation hydrogène. L'éprouvette n°3 comporte comme dans le cas du

35 CD 4 une entaille en u usinée par meulage.

IV.1.4 - Résultats expérimentaux :

Les tableaux IV.11, IV.12, IV.13, et IV.14 présentent les valeurs numériques obtenues lors des essais de fissuration par fragilisation hydrogène respectivement pour les aciers 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8. le temps d'initiation (t_i) est le temps qui sépare la mise sous contrainte et l'injection d'électrolyte à l'apparition de la fissure détectable optiquement sur une des faces de l'éprouvette.

Dans le cas des éprouvettes 3 et 5 (35 CD 4) la valeur indiquée comme temps d'initiation correspond en fait à un temps de préhydrogénation, c'est-à-dire que pour ces deux essais, nous avons préalablement chargé l'éprouvette en hydrogène avant la mise sous contrainte.

Les vitesses de fissuration (v) indiquées sont celles obtenues par ajustement des courbes, par régression linéaire suivant les formules :

$$y = a + bx$$

$$b = \frac{\sum x_i y_i - \frac{\sum x_i \sum y_i}{n}}{\sum x_i^2 - \frac{(\sum x_i)^2}{n}}$$

$$a = \left[\frac{\sum y_i}{n} - b \frac{\sum x_i}{n} \right]$$

$$r^2 = \frac{\left[\sum x_i y_i - \frac{\sum x_i \sum y_i}{n} \right]^2}{\left[\sum x_i^2 - \frac{(\sum x_i)^2}{n} \right] \left[\sum y_i^2 - \frac{(\sum y_i)^2}{n} \right]}$$

r^2 est le facteur d'ajustement, la courbe expérimentale est

d'autant plus proche de la loi linéaire que la valeur de r^2 est proche de 1.

Les résultats présentés pour l'émission acoustique correspondent au nombre total de coups cumulés lorsque la fissure a la longueur f indiquée dans le même tableau.

Les valeurs K_a et K_h correspondent aux valeurs calculées du facteur d'intensité de contraintes suivant la formule de la norme AFNOR expérimentale A 03 - 180, respectivement pour la fissure finale et pour la longueur de l'entaille mécanique. La valeur K est une valeur moyenne qui n'est fournie qu'à titre indicatif du niveau moyen du facteur d'intensité des contraintes obtenu durant l'essai.

TABLEAU IV.11 - RESULTATS EXPERIMENTAUX POUR LA
FISSURATION
NUANCE 35 CD 4

n°	f (mm)	a (mm)	t _i (mm)	t _f (mm)	v (μmn^{-1})	E A (coups)	K _a (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K _h (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	\bar{K} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
01	6,47	10,68	0	90	64	408 521	53,8	26,8	40,3
02	3,68	7,83	0	78	47	156 520	39,7	26,7	33,2
03	4,71	8,84	60	50	94	138 381	44,2	26,6	35,4
04	6,03	10,16	2	137	44	841 226	50,8	26,6	38,7
05	5,34	9,49	60	67	80	-	47,3	16	31,7
06	4,22	8,42	0	68	62	-	33,8	21,5	27,6
07	4,94	9,10	26	49	101	41 460	45,3	26,7	36
08	4,49	8,65	15	47	96	20 514	43,2	26,7	35
09	4,79	8,93	17	39	123	54 890	53,4	31,9	42,7
11	4,82	8,88	29	149	32	2 537	26,6	16	21,3
12	3,59	7,75	13	27	133	60 146	55,2	37,4	46,3
13	4,24	8,39	26	90	47	18 830	42,1	26,7	34,4
14	5,58	9,77	21	39	143	43 750	39	21,5	30,2
15	5,35	9,50	0	56	96	-	37,8	21,3	29,6
16	5,31	9,46	0	70	76	93 859	56,4	32	44,2

n°	f (mm)	a (mm)	t _i (mm)	t _f (mn)	v (μmn^{-1})	E A (coups)	K _a (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K _h (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	\bar{K} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
17	5,10	9,26	0	150	34	5 373	27,6	16,0	21,8
18	4,21	8,47	8	51	83	47 130	42,5	27	34,7
21	10,72	14,85	0	39	275	48 249	55,8	26,6	41,2
22	6,61	10,83	14	27	245	63 862	54,8	26,8	40,8
23	8,74	12,96	2	108	81	65 676	42,7	16,2	29,4
25	8,31	12,50	2	77	108	91 637	53,7	21,5	37,6
26	8,04	12,19	0	74	109	21 368	64,6	26,7	45,7
27	8,45	12,64	0	78	108	165 130	54,7	21,5	38,1
28	7,61	11,76	0	78	98	102 062	48,9	21,3	35,1

TABLEAU IV.12 - RESULTATS EXPERIMENTAUX POUR LA
FISSURATION
NUANCE 35 NC 6

n°	f (mm)	a (mm)	t _i (mm)	t _f (mn)	v (μmn^{-1})	E A (coups)	K _a (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K _h (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	\bar{K} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
01	7,16	11,32	0	30	239	62 935	52,3	26,7	39,5
02	6,83	11	0	28	248	84 835	50	26,8	38,4
03	6,66	10,86	0	90	74	2 694	33	16,1	24,5
04	7,15	11,34	0	180	¹³ 86	1 987	34,9	10,7	22,8
05	6,44	10,61	0	28	230	32 086	48	26,7	37,4
06	7,43	11,51	0	96	77	11 910	35,6	15,9	26,7
07	6,99	11,16	4	50	140	18 740	45,5	21,4	33,5
08	6,68	10,79	0	64	104	12 124	43,7	21,2	32,5
09	6,39	10,55	0	50	128	18 629	42,5	21,3	31,9
10	5,78	9,93	0	42	138	24 461	39,6	21,3	30,5
11	7,70	11,87	0	46	167	7 739	49,6	21,4	35,5
12	6,58	10,74	0	43	153	6 602	43,4	21,3	32,4
13	3,30	7,46	0	48	69	5 820	30,6	21,3	26
14	4,49	8,68	0	10	29	3 309	34,7	21,5	28,1

BUS
LILLE

TABLEAU IV.13 - RESULTATS EXPERIMENTAUX POUR LA
FISSURATION
NUANCE 35 NCD 16

n°	f (mm)	a (mm)	t _i (mm)	t _f (mm)	v (μmn^{-1})	E A (coups)	K _a (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K _h (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
01	6,72	10,92	0	182	37	16 753	44,3	21,5	32,9
02	8,61	12,73	0	218	0	23 263	69,1	26,6	47,9
03	8,74	12,90	0	204		15 856	82,6	32,5	57,6
04	8,19	12,33	0	334	25	14 187	39,4	16	27,7
05	7,11	11,27	0	312	25	20 074	57,7	10,7	34,2
15	8,20	12,36	2	204		23 921	30,9	5,3	18,1

TABLEAU IV.14 - RESULTATS EXPERIMENTAUX POUR LA
FISSURATION
NUANCE 45 S 8

n°	f (mm)	a (mm)	t _i (mm)	t _f (mm)	v (μmn^{-1})	E A (coups)	K _a (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K _h (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
01	5,04	9,22	28	54	93	200 986	27,6	10,7	19,2
02	5,20	9,36	22	78	67	212 209	27,9	10,7	19,3
03	5,66	9,85	80	112	39	247 656	39,3	16,1	27,7
04	3,28	7,44	0	54	61	9 077	15,3	10,7	13
05	8,44	12,58	0	7	1206	1593 478	67,8	26,7	47,3
07	3,09	7,26	0	38	81	42 459	22,5	10,7	16,6
08	11,32	15,47	0	70	162	285 000	61,4	16	38,7
09	5,20	9,32	0	62	84	34 015	18,6	10,6	14,6



IV.1.5 - Vitesses de fissuration :

La figure IV.15 montre les résultats obtenus pour la fissuration par fragilisation hydrogène sous contrainte statique de l'acier 35 CD 4 pour différentes valeurs de charge comprise entre 1500 et 3500 daN.

La figure IV.16 présente les courbes obtenues avec les mêmes valeurs de la figure précédente mais nous n'avons pris en compte que des valeurs de fissure (f) supérieure à 0,5mm ce qui revient à faire abstraction du temps d'initiation, ceci afin de permettre une mise en évidence de l'influence de la charge.

Pour les aciers 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8, nous n'avons présenté que les courbes IV.17, IV.18, IV.19. En fonction du temps. Il n'apparaît pas nécessaire d'éliminer la dispersion due à l'initiation.

IV.1.6 - Emission acoustique et fissuration :

IV.1.6.1 - Emission acoustique fonction du temps :

La première exploitation de l'émission acoustique dans ce genre d'application est, le comptage en fonction du temps. Les figures IV.20 à IV.23 représentent les courbes d'évolution de l'émission acoustique cumulée en fonction du temps aux différentes valeurs de charge respectivement pour le 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8.

La figure IV.24, acier 35 CD 4 représente le nombre d'évènements en fonction du temps.

IV.1.6.2 - Emission acoustique fonction de la fissure :

Une autre manière d'exploiter les résultats d'émission acoustique est le comptage en fonction de la longueur de la fissure. Nous avons pensé qu'il serait plus intéressant d'établir les

Figure IV.15 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps au cours de la fissuration par fragilisation hydrogène pour différentes valeurs de charge (Résultats bruts).

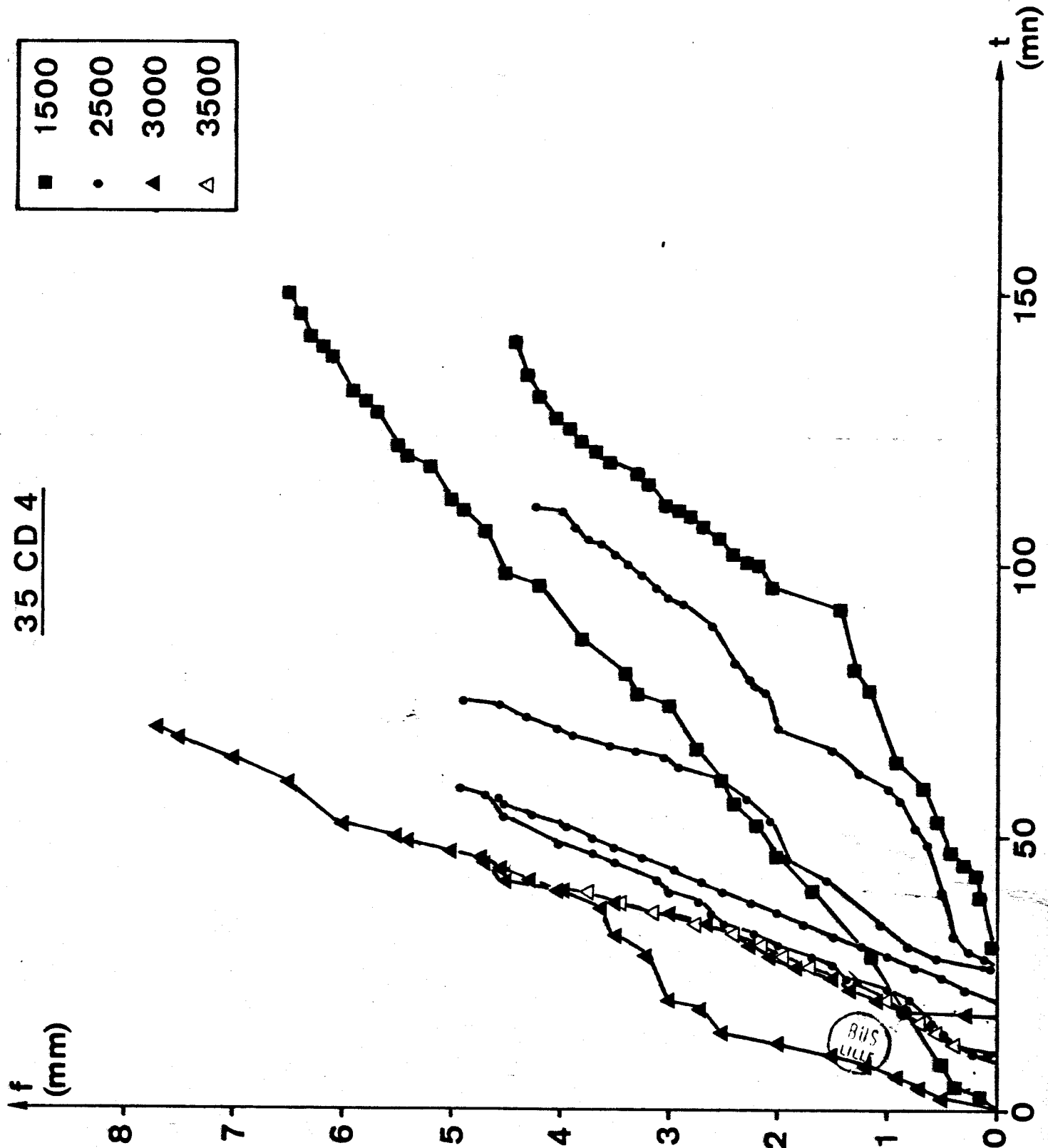


Figure IV.16 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps au cours de la fissuration par fragilisation hydrogène pour différentes valeurs de charge (Résultats corrigés après annulation du temps d'initiation).

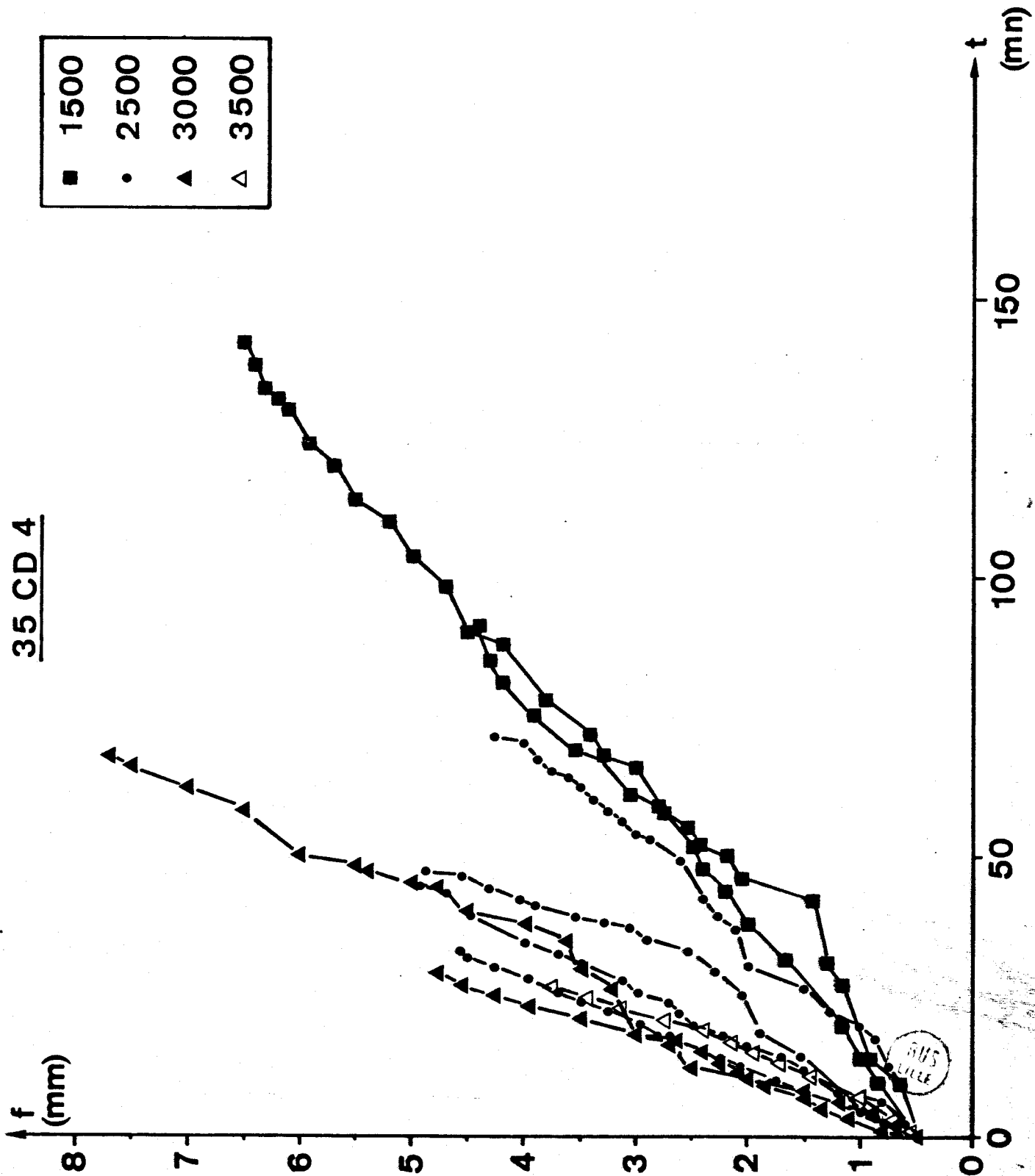


Figure IV.17 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps au cours de la fissuration par fragilisation hydrogène pour différentes valeurs de charge.

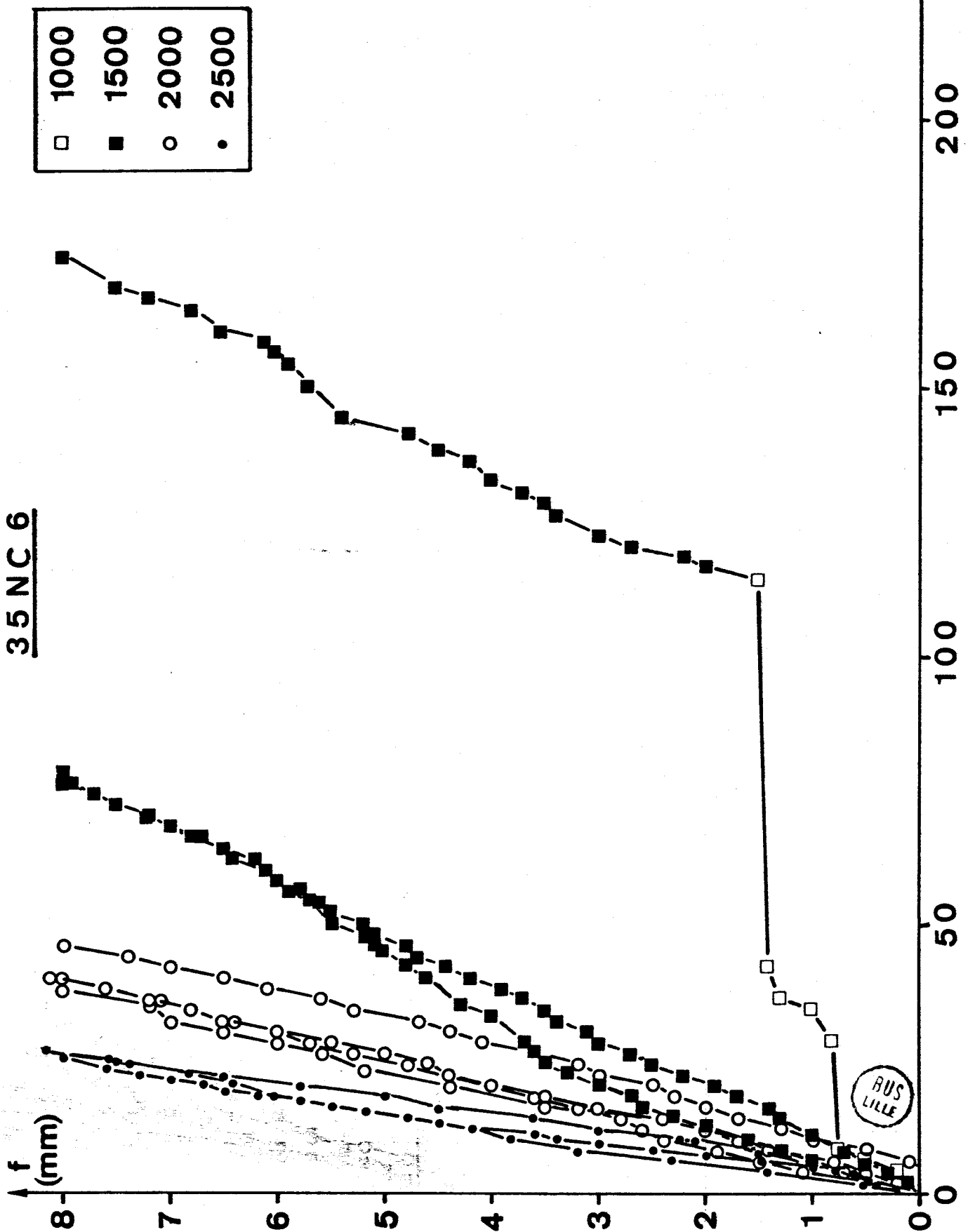


Figure IV.18 - Evolution de l'Émission Acoustique cumulée en fonction du temps au cours de la fissuration par fragilisation hydrogène pour différentes valeurs de charge.

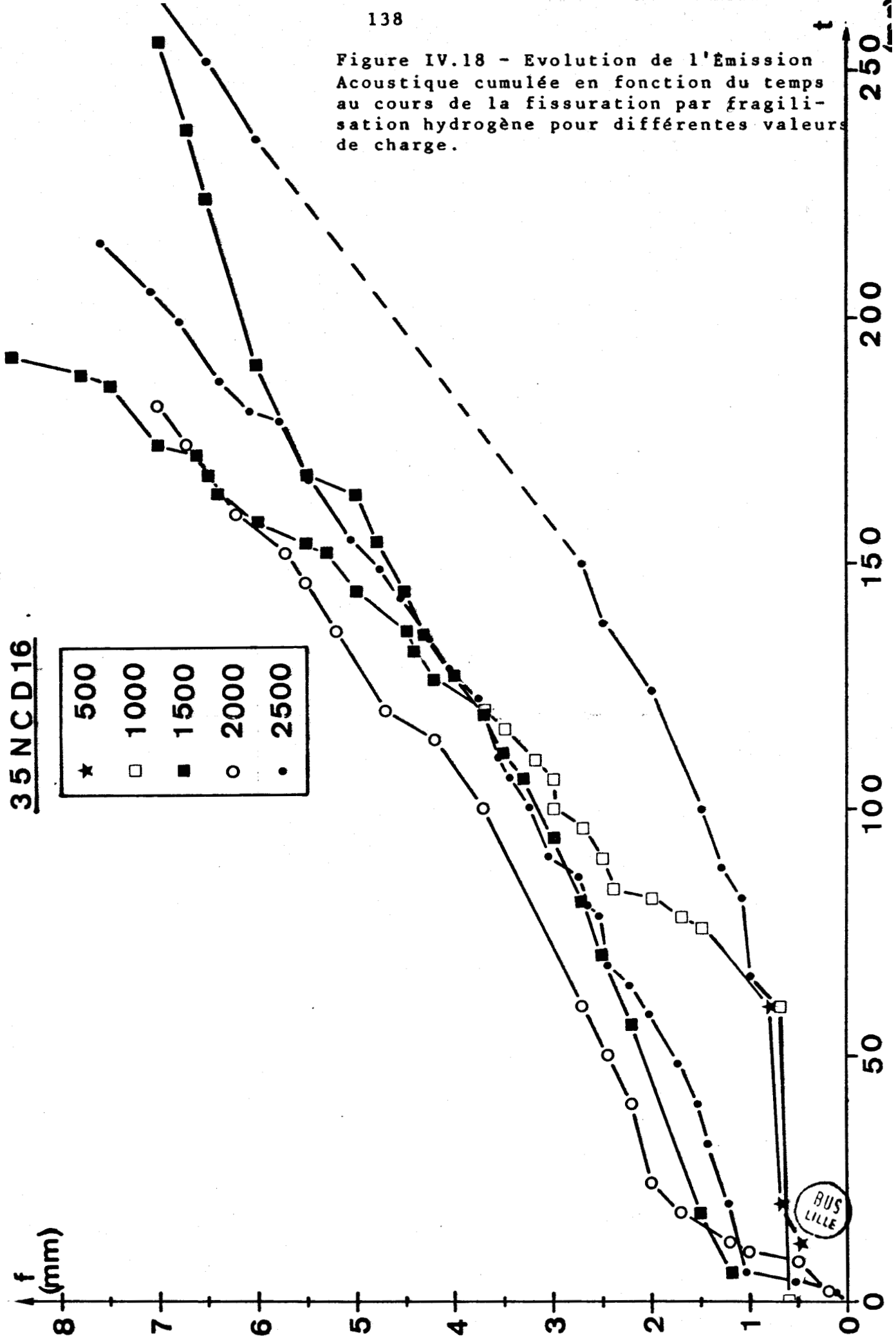


Figure IV.19 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps au cours de la fissuration par fragilisation hydrogène pour différentes valeurs de charge.

45 S 8

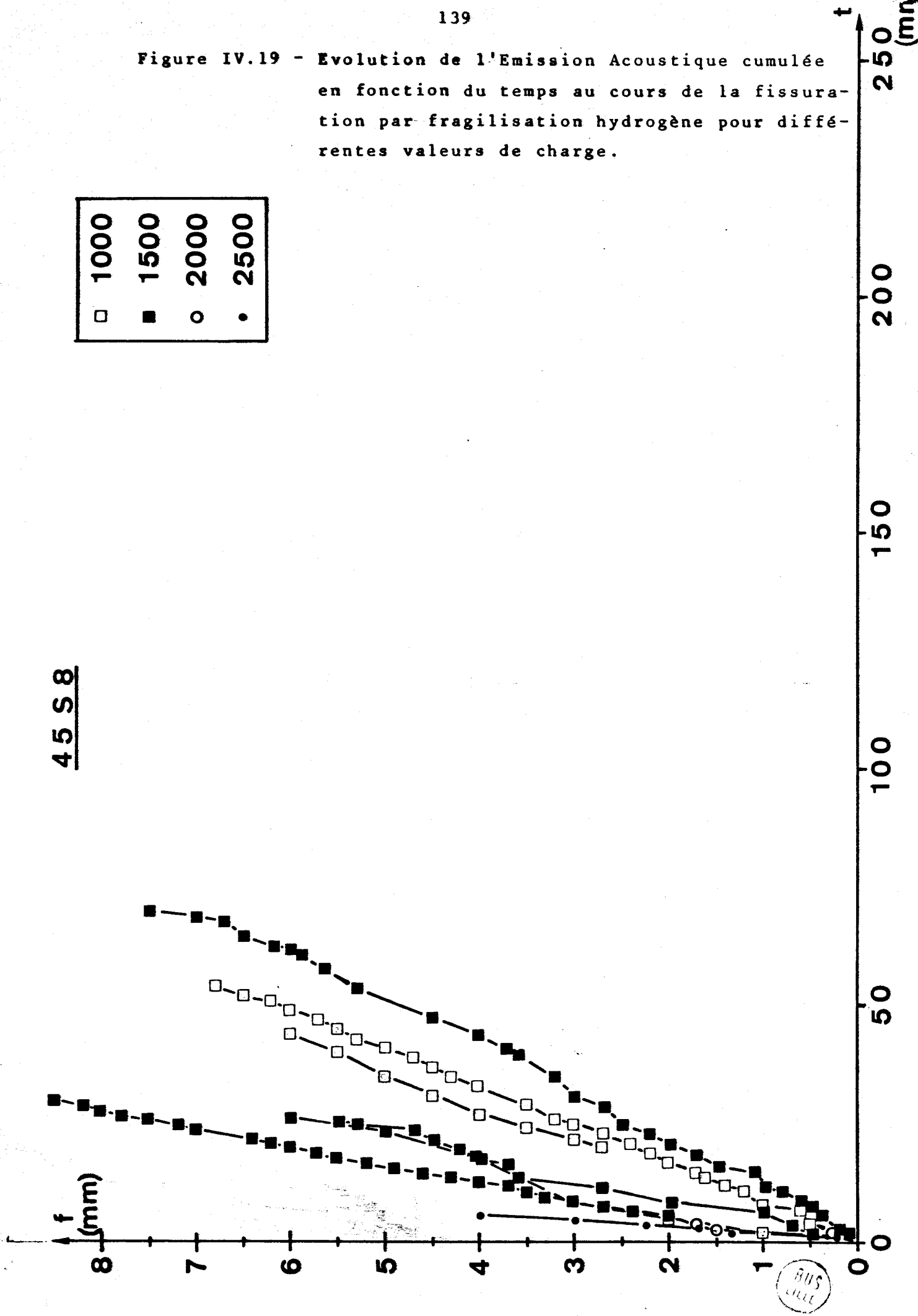


Figure IV.20 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps lors de la fissuration par fragilisation hydrogène sous contraintes.

35 CD 4

AISI 4135

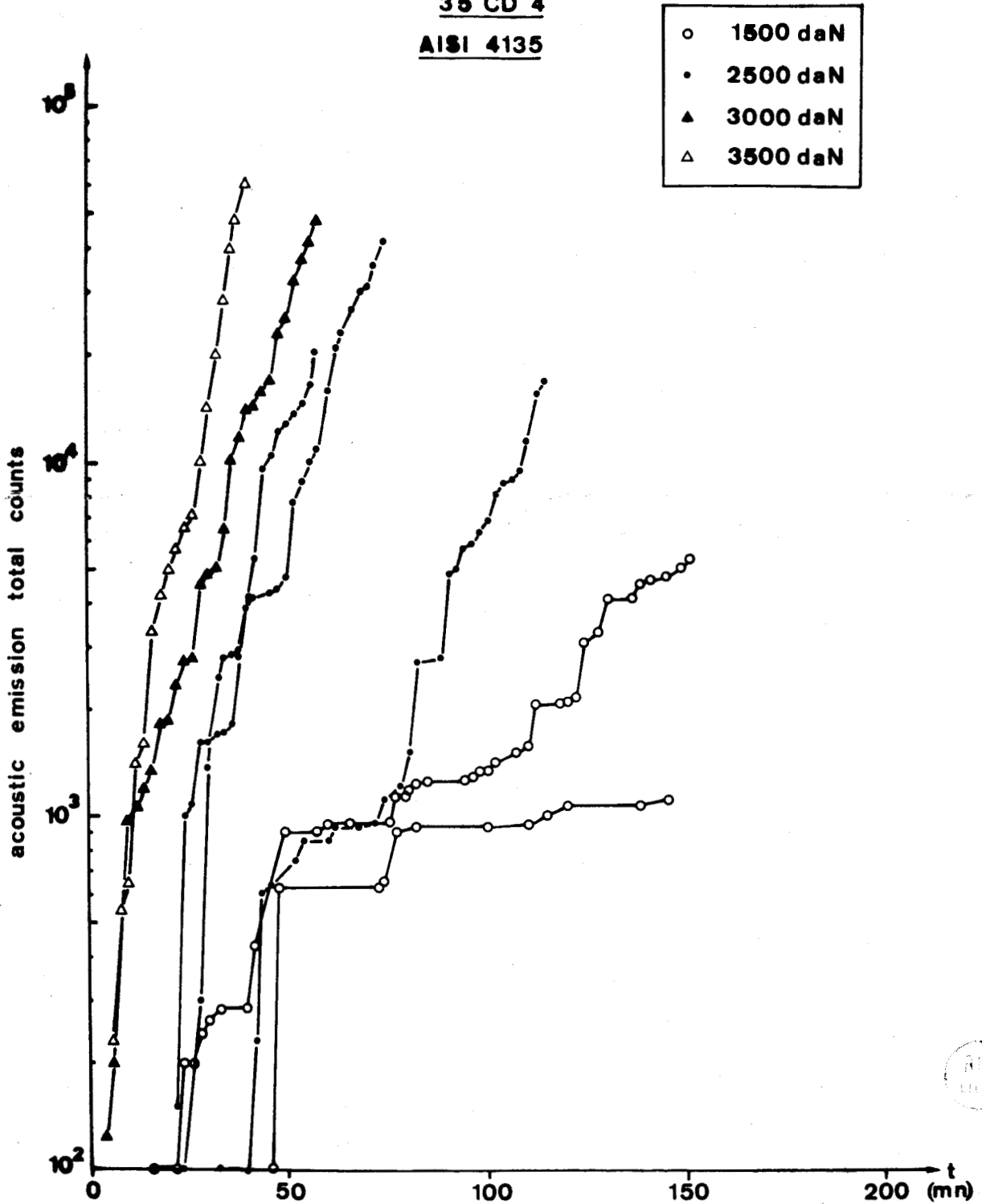


Figure IV.21 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps lors de la fissuration par fragilisation hydrogène sous contraintes.

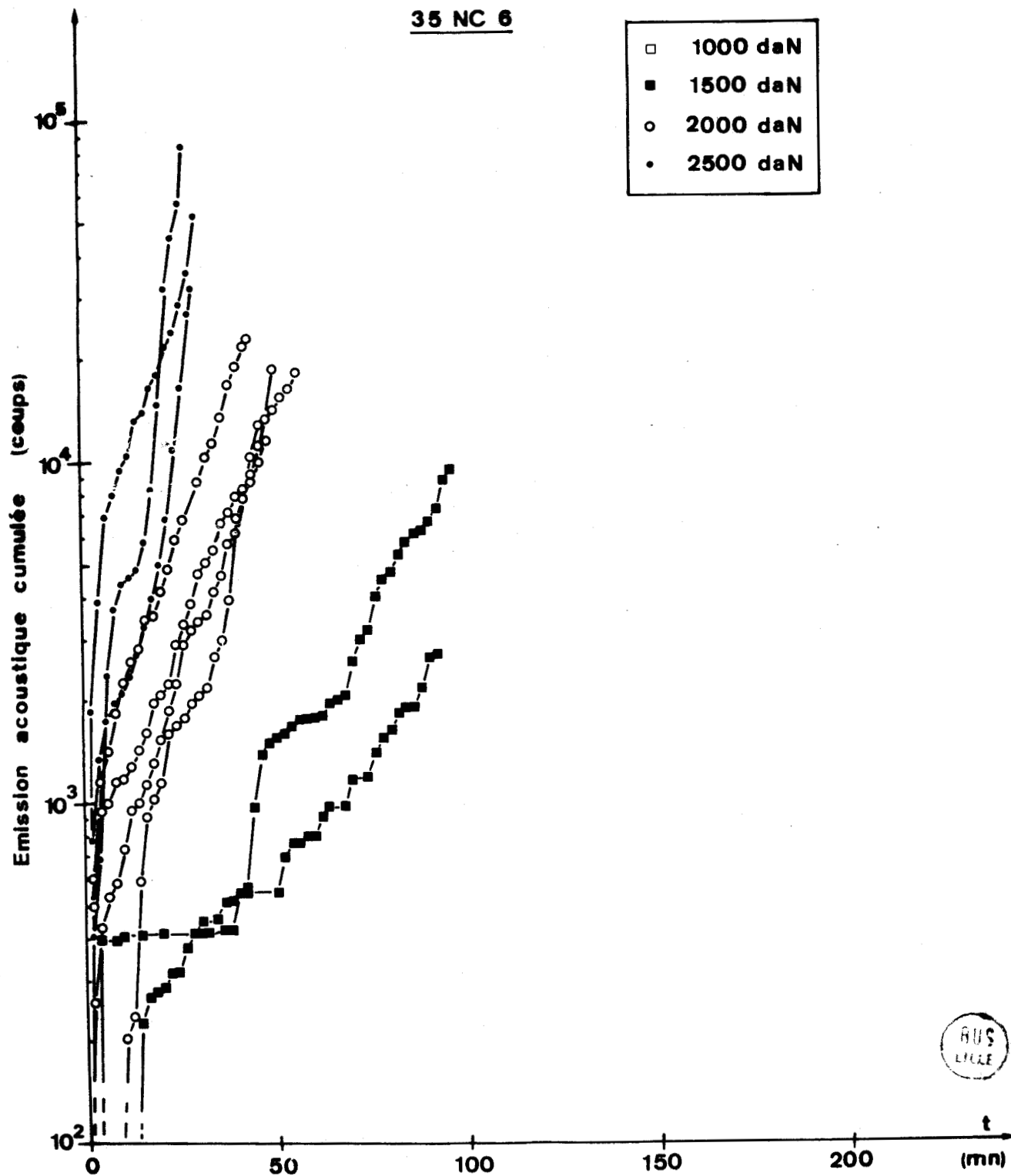


Figure IV.22 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps lors de la fissuration par fragilisation hydrogène sous contraintes.

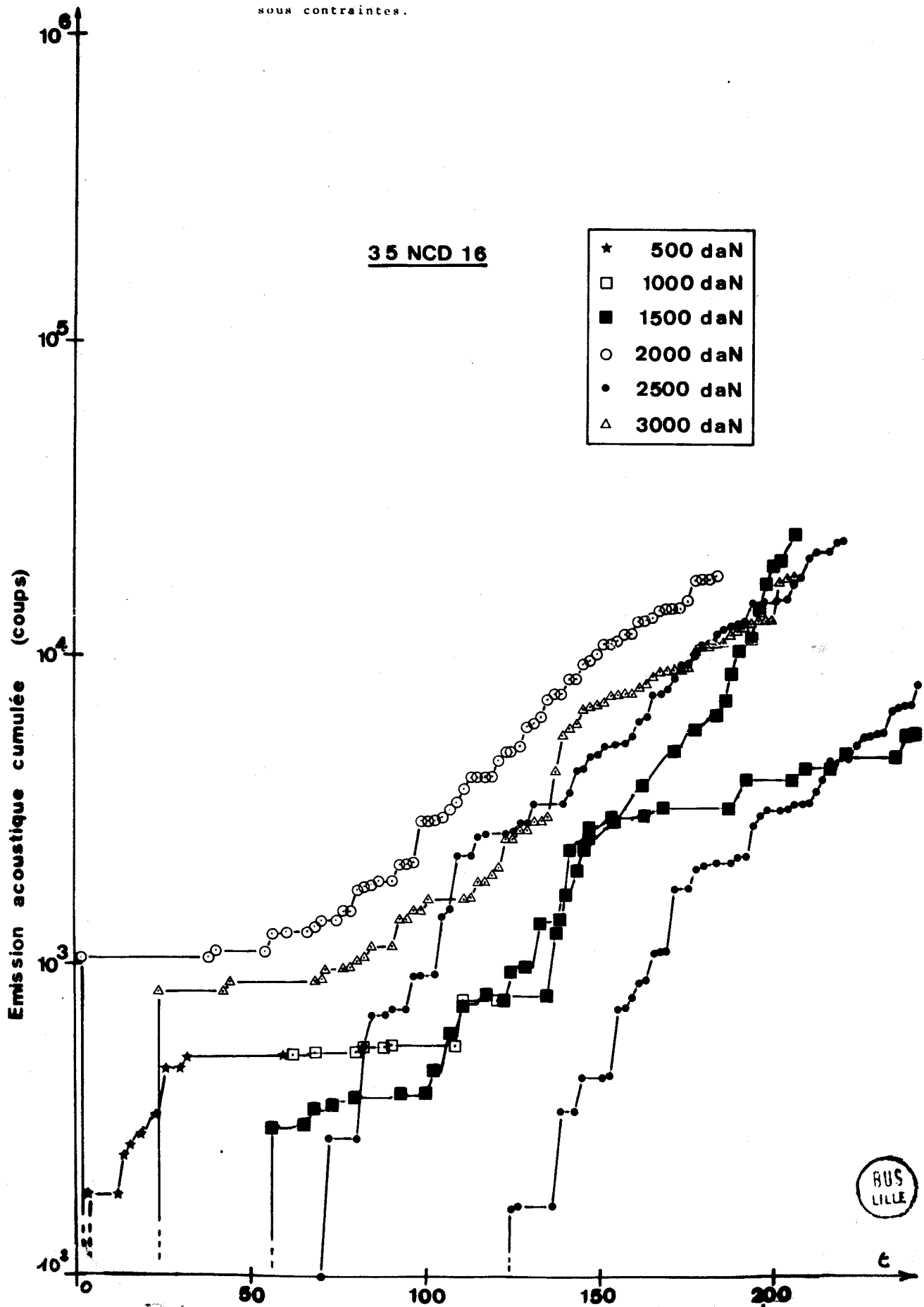


Figure IV.23 - Evolution de l'Emission Acoustique cumulée en fonction du temps lors de la fissuration par fragilisation hydrogène sous contraintes.

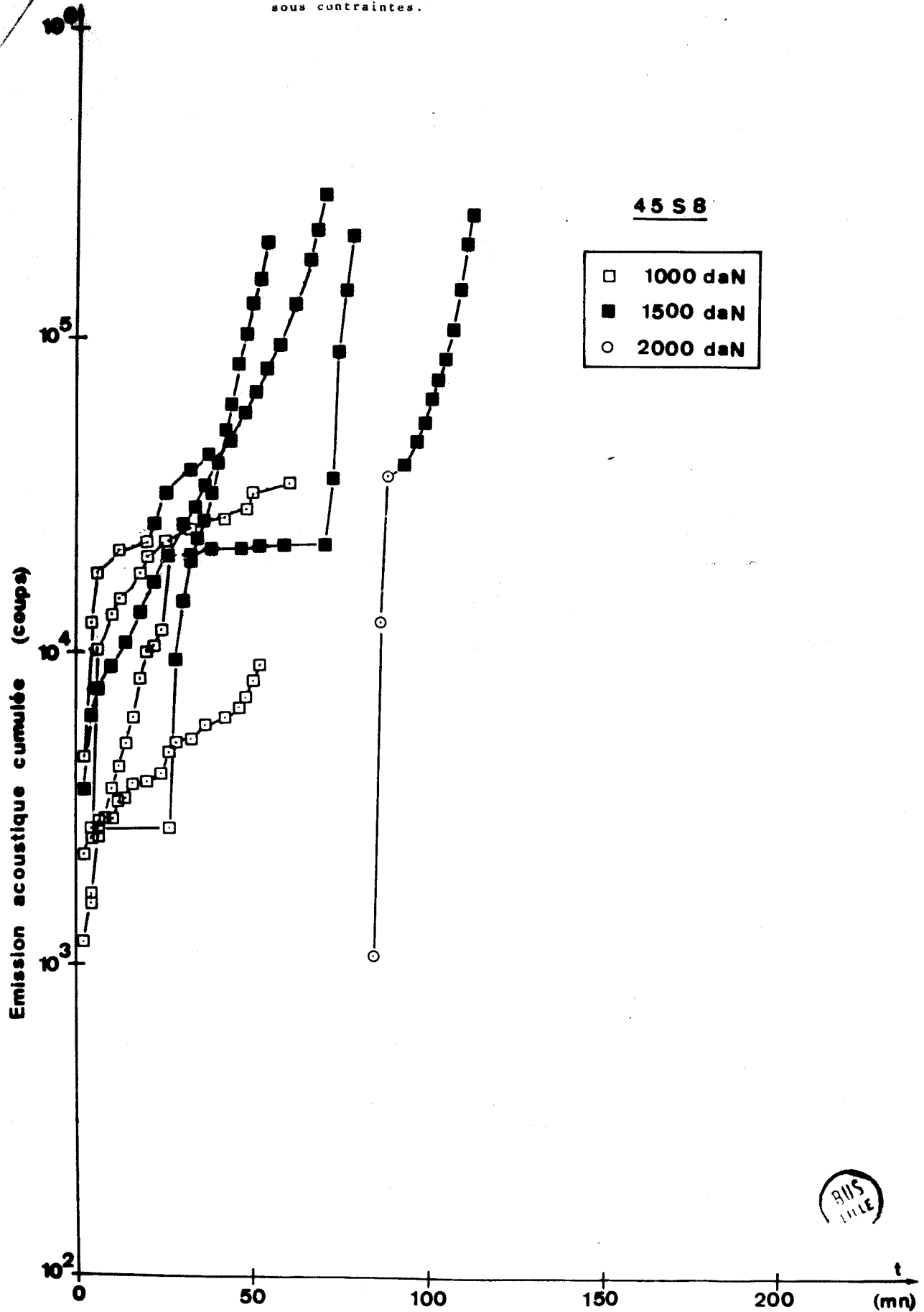


Fig. IV-25 Emission acoustique et longueur de fissure

35 CD 4

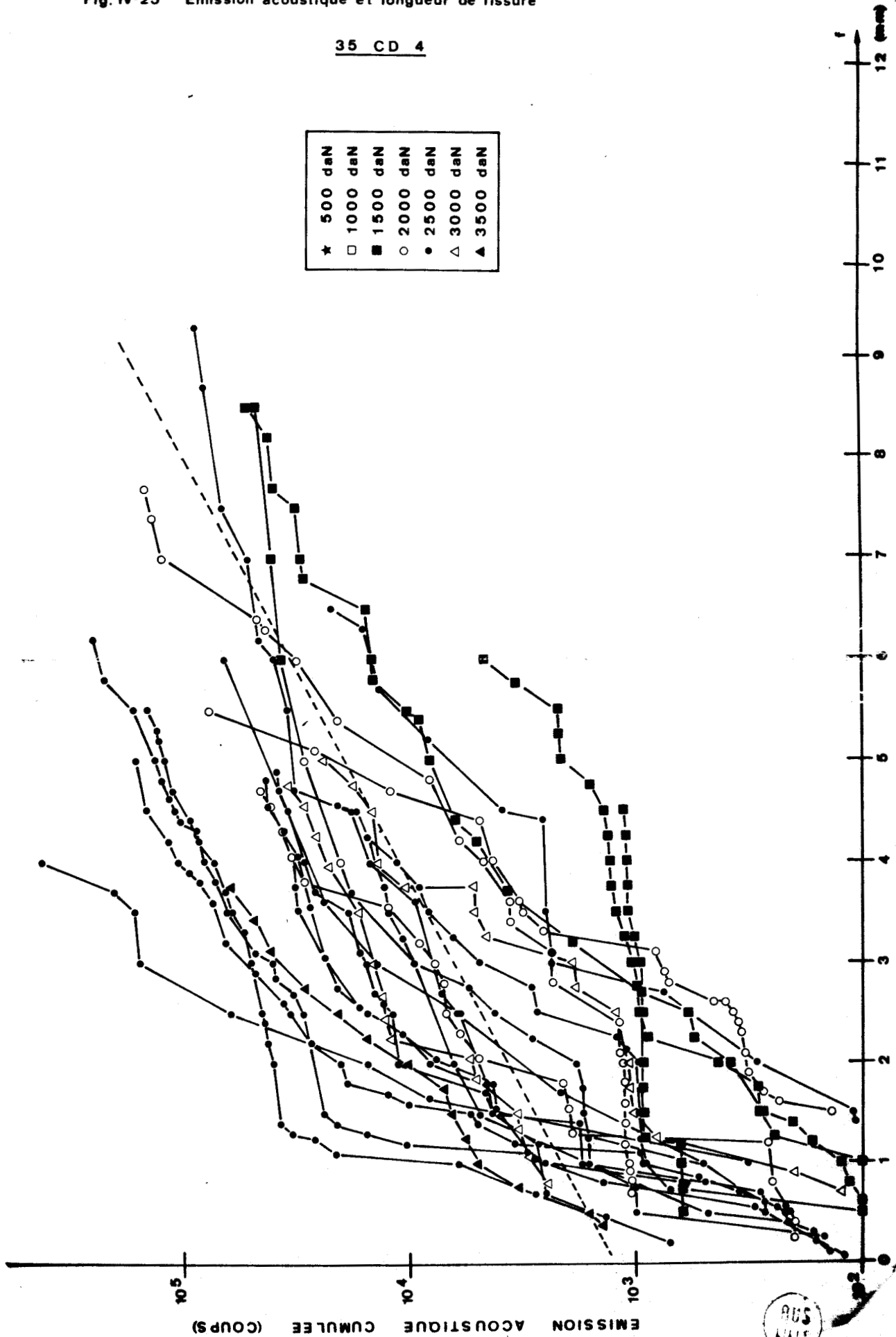
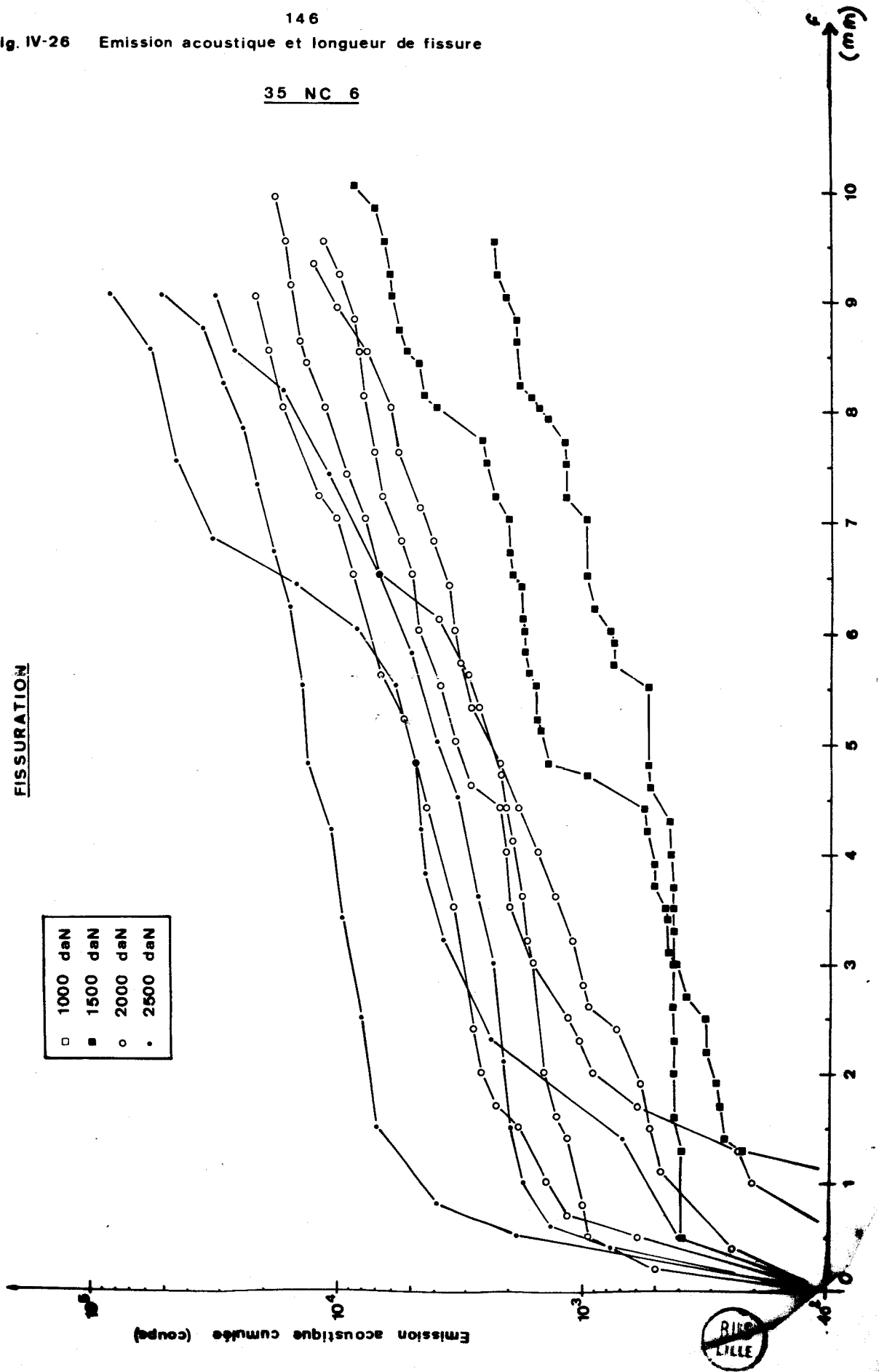


Fig. IV-26 Emission acoustique et longueur de fissure

35 NC 6



★	500	dan
□	1000	dan
■	1500	dan
○	2000	dan
●	2500	dan
△	3000	dan
▲	3500	dan

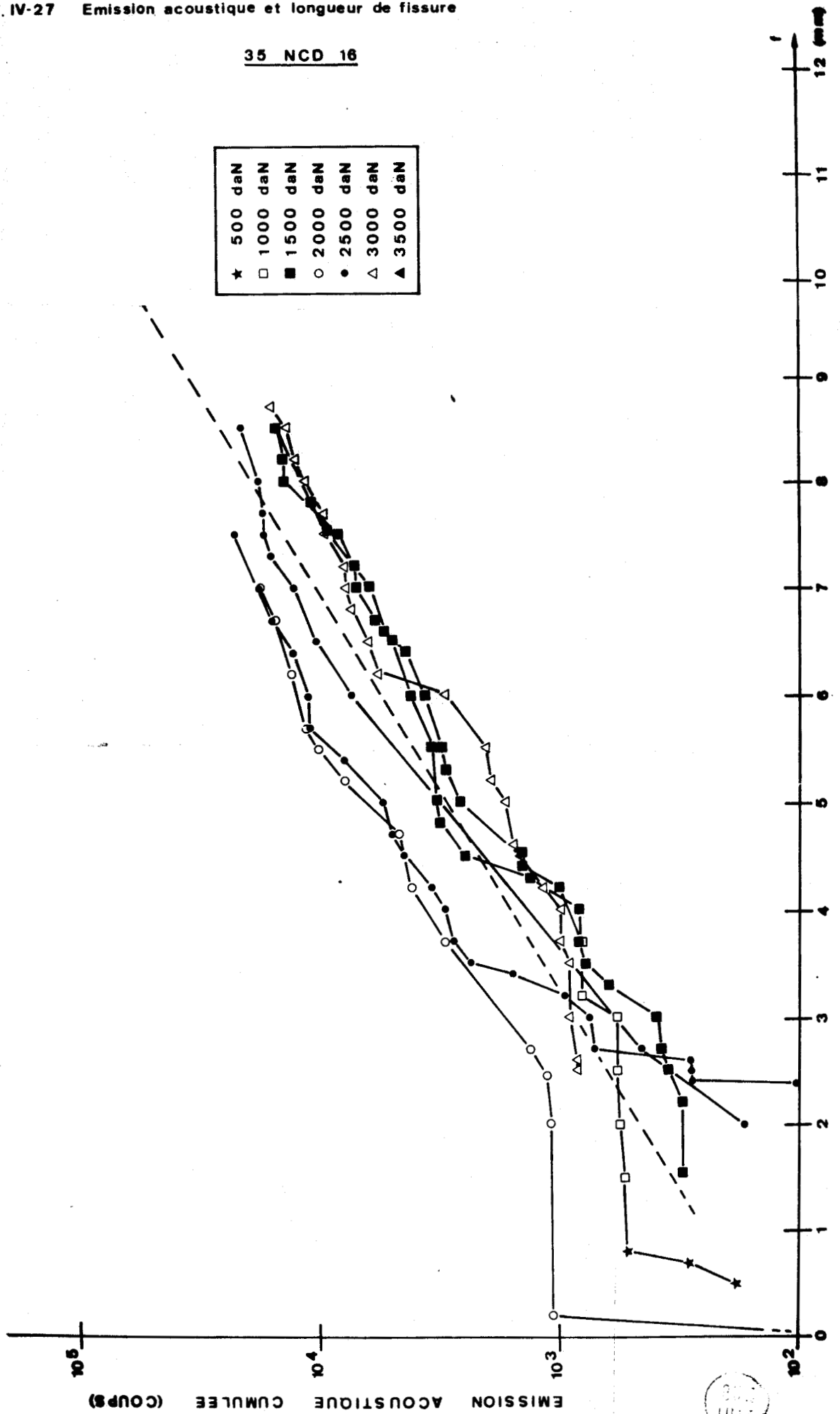
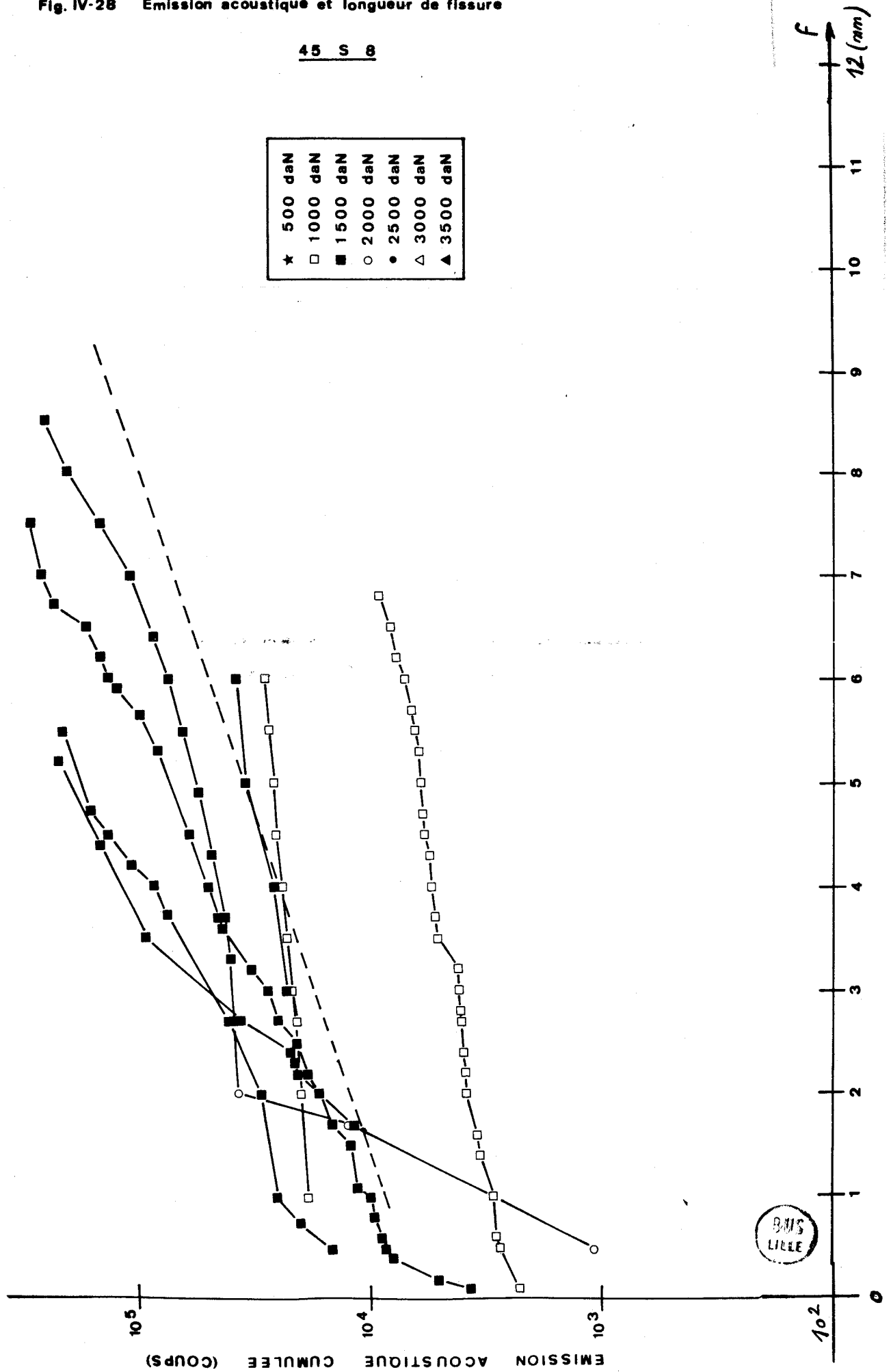


Fig. IV-28 Emission acoustique et longueur de fissure

45 S 8



différentes courbes d'une manière semi-logarithmique. Cette représentation n'est pas habituelle, nous l'avons choisie autant par commodité de représentation que dans l'espoir d'une modélisation simple entre l'émission acoustique et la fissure.

Les figures IV.25 à IV.28 fournissent les graphiques obtenus ainsi pour les différents aciers et pour les différentes valeurs de charge appliquée.

IV.1.6.3 - Emission acoustique fonction de K_I :

Une manière plus intéressante d'exploitation est d'établir des relations entre le comptage et la valeur du facteur d'intensité des contraintes ou encore du facteur d'intensité de contraintes critique, suivant le rapport (K_I / K_{IC}).

Ce traitement est plus rigoureux, car directement lié aux paramètres de la mécanique linéaire de la rupture. Il faudrait cependant améliorer cette représentation en remplaçant K_{IC} par K_{ISH} . Les figures IV.29 à IV.32 présentent les résultats obtenus avec ce type de traitement pour les 4 nuances.

IV.1.6.4 - Distribution d'amplitude :

Comme nous l'avons vu au chapitre II, Pollock a proposé un traitement du signal d'émission acoustique par distribution d'amplitude cumulée. Le principe de cette analyse est fondée sur la possibilité de détecter la valeur pic de l'amplitude maximale du signal et de la comparer à des classes d'amplitude. On somme ensuite les événements ayant dépassé une classe d'amplitude en considérant que les amplitudes les plus élevées appartiennent également aux classes d'amplitudes inférieures.

Si les résultats sont présentés en échelles logarithmiques, on obtient les résultats des figures IV.33 à IV.36. Nous rapportons sur ces diverses figures les résultats obtenus au moyen du FREBOMOL sur les différents aciers étudiés au cours de leur fissuration.

Fig. IV.29 - Emission Acoustique cumulée en fonction du facteur d'intensité des contraintes.

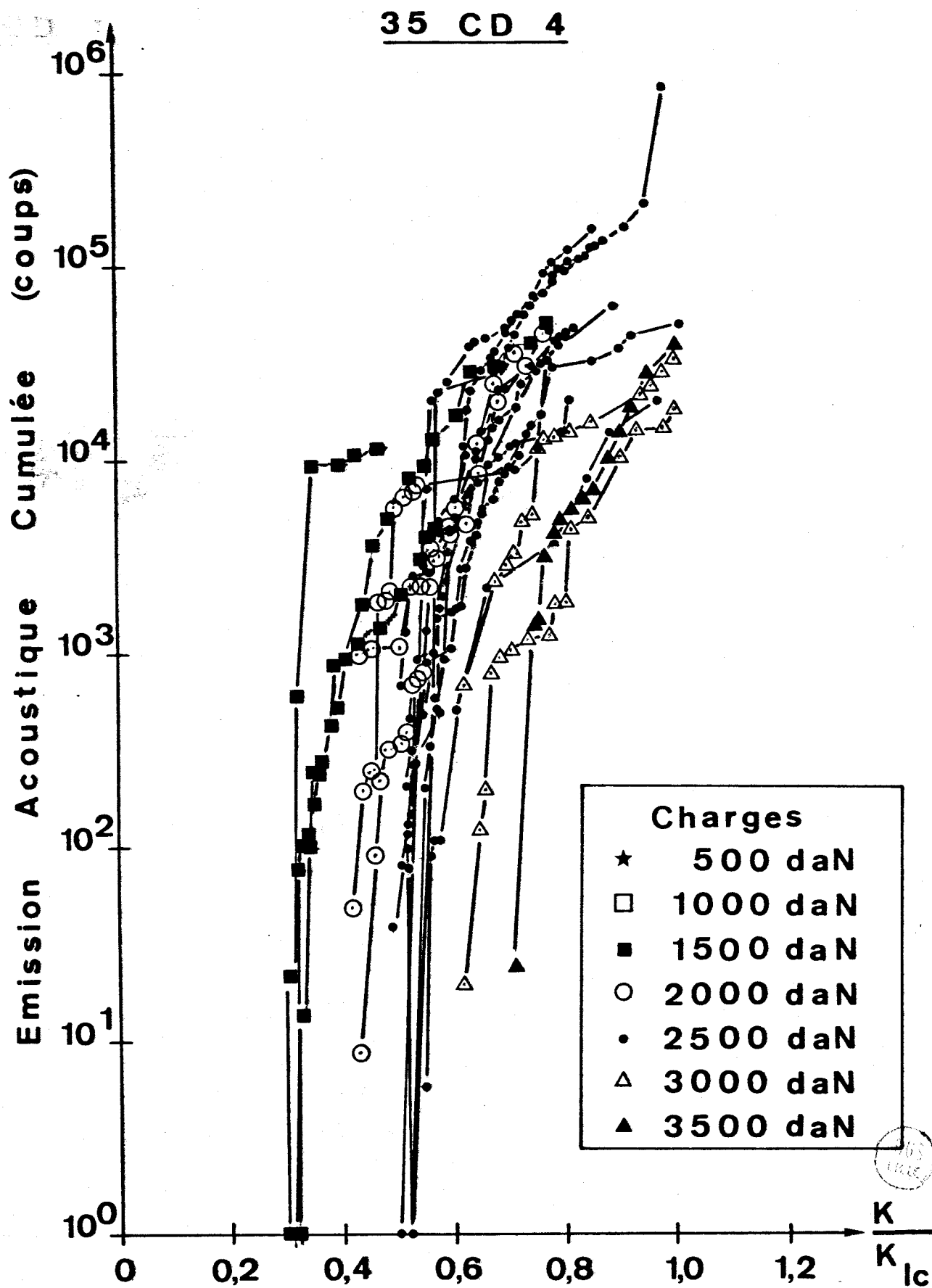


Fig. IV.30 - Emission Acoustique cumulée en fonction du facteur d'intensité des contraintes.

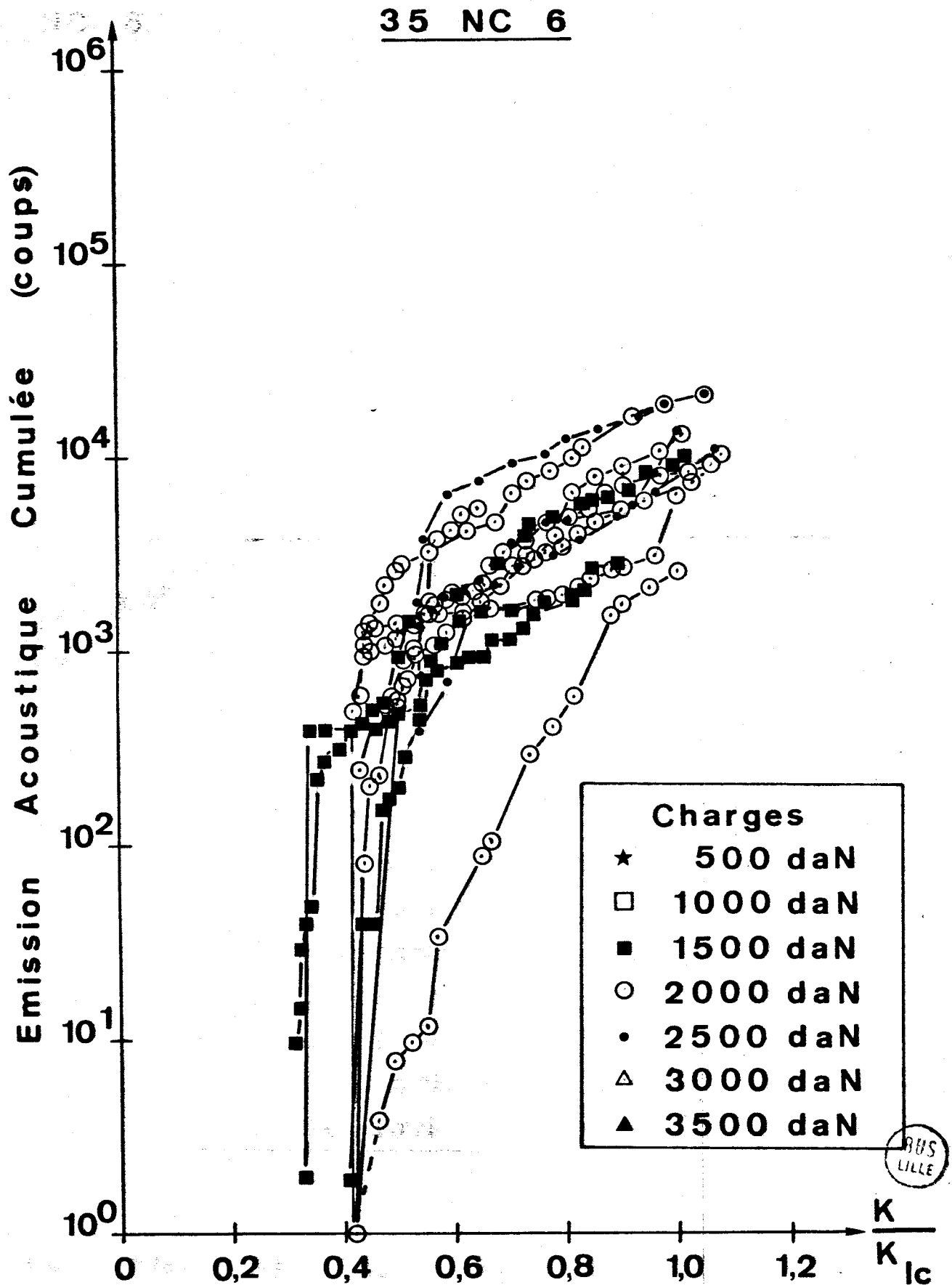


Fig. IV.31 - Emission Acoustique cumulée en fonction du facteur d'intensité des contraintes.

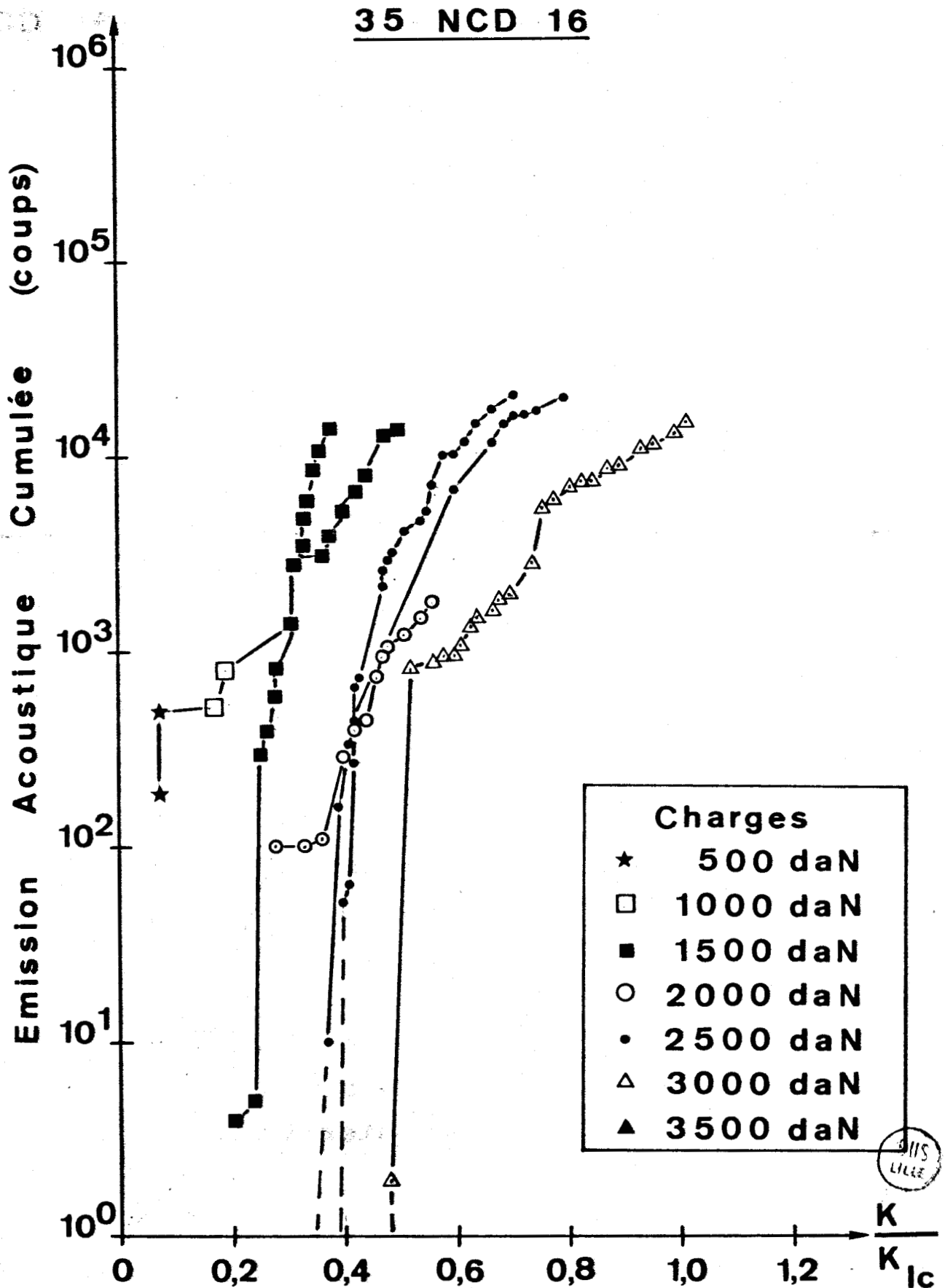
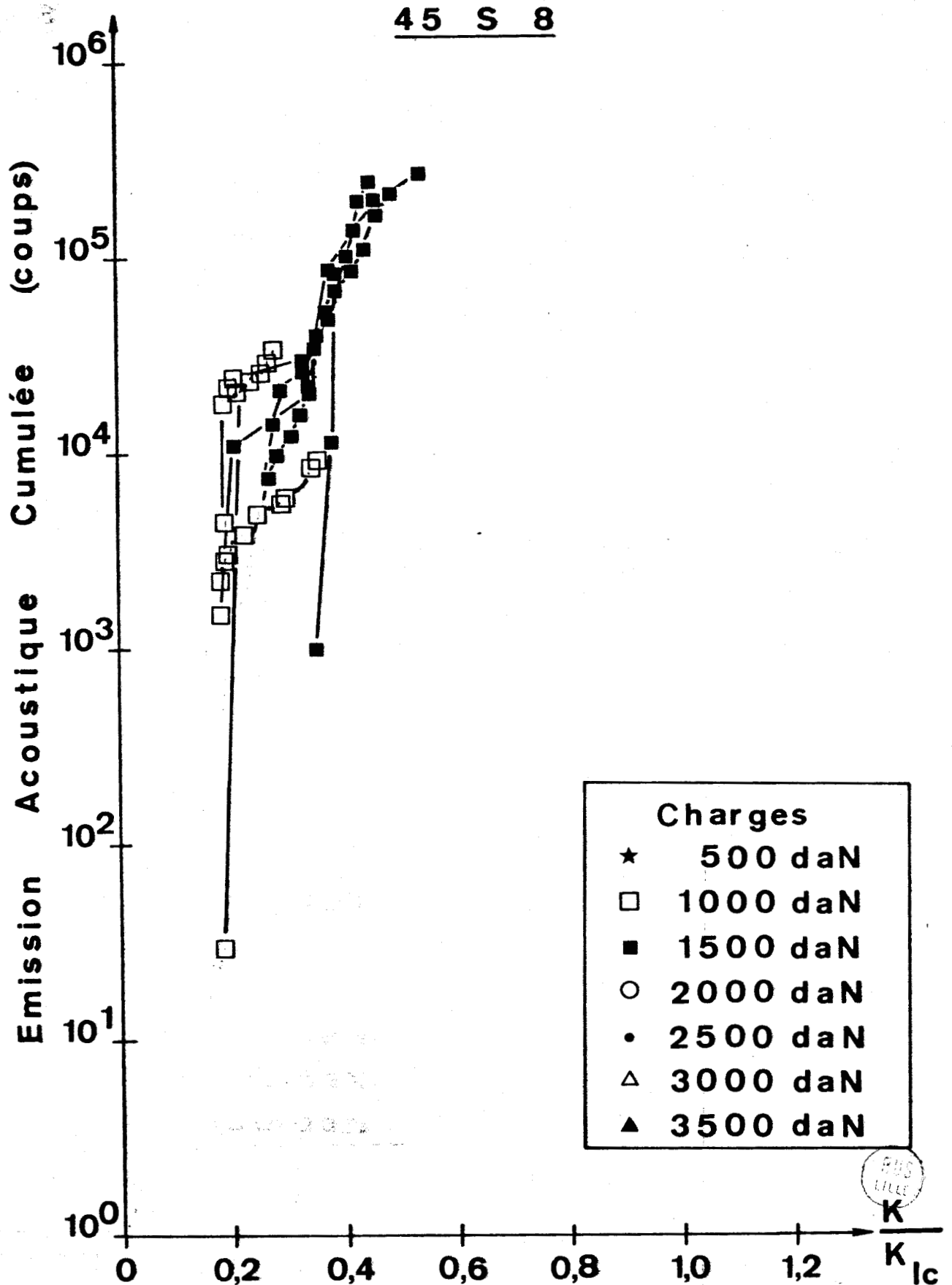


Fig. IV.32 - Emission Acoustique cumulée en fonction du facteur d'intensité des contraintes.



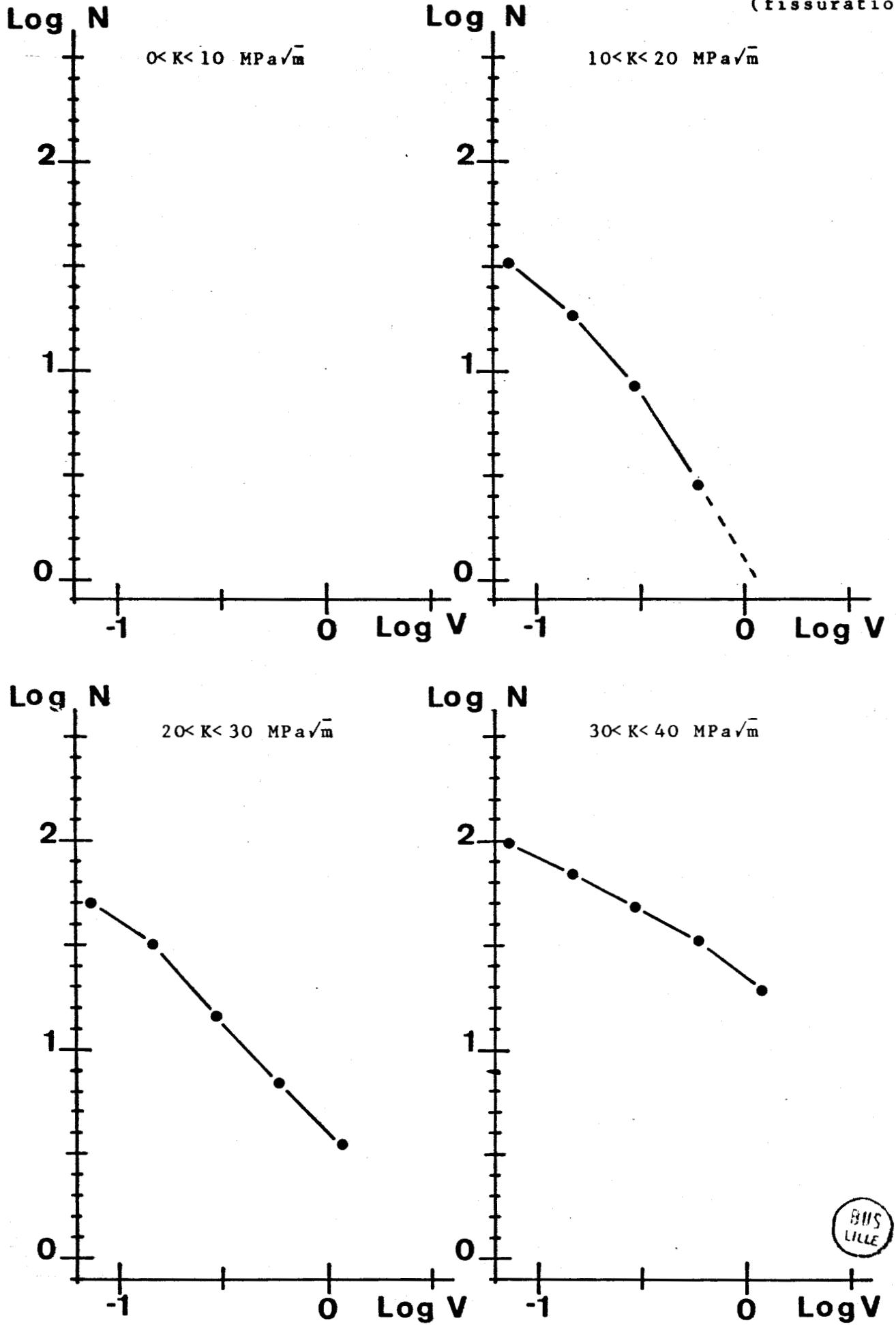
Pour chaque acier, nous avons présenté ces courbes en fonction de la valeur du facteur d'intensité des contraintes s'étendant de 0 à 80 MPa \sqrt{m} . Les figures présentent à chaque fois 8 graphiques correspondants à la distribution d'amplitude cumulée sur une plage du facteur d'intensité de contrainte de 10 MPa \sqrt{m} . Les figures IV.33-33 bis, IV.34-34 bis, IV.35-35 bis et 36, correspondent respectivement à l'acier 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8.

Enfin la figure IV.37 représente la moyenne des diverses courbes précédentes ainsi que la droite obtenue par régression linéaire. Les valeurs de la pente de ces droites en fonction de la valeur de K, est d'autre part reprise au tableau IV.38 ainsi que le nombre d'éprouvettes ayant servi à l'établissement de la moyenne et de la valeur de la pente de la droite.

TABLEAU IV.38 - VALEUR DU COEFFICIENT b DE LA
DISTRIBUTION D'AMPLITUDE EN FONCTION
DE LA VALEUR DU FACTEUR D'INTENSITE
DES CONTRAINTES

K (MPa \sqrt{m}) nuance	10		20		30		40		50		60		70		80	
35 CD 4	-	0	-1,13	4	-0,99	7	-0,57	9	-0,54	6	-0,41	3	-0,51	1	-0,71	1
35 NC 6	-	0	-1,84	4	-1,99	14	-1,63	14	-1,58	10	-1,13	9	-0,92	7	-	0
35 NCD 16	-1,91	1	-1,13	2	-1,14	4	-0,96	4	-1,00	4	-0,86	3	-0,90	2	-0,84	1
45 S 8	-	0	-1,19	6	-1,14	5	-0,79	1	-	0	-	0	-	0	-	0

Fig.IV.33 - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes. (fissuration)



BUS
LILLE

Fig. IV.33 bis - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes (fissuration).

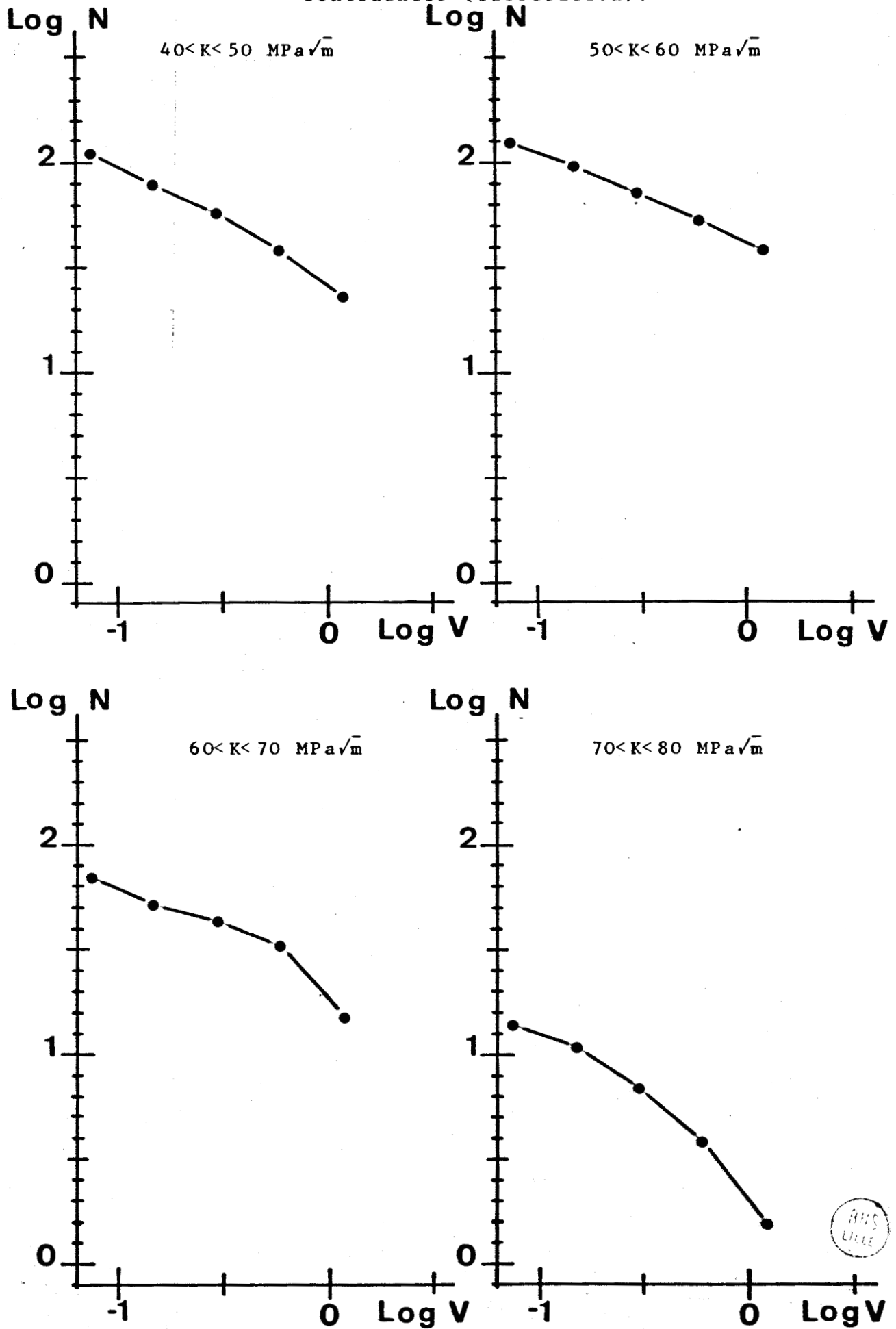


Fig. IV.34 - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes (fissuration)

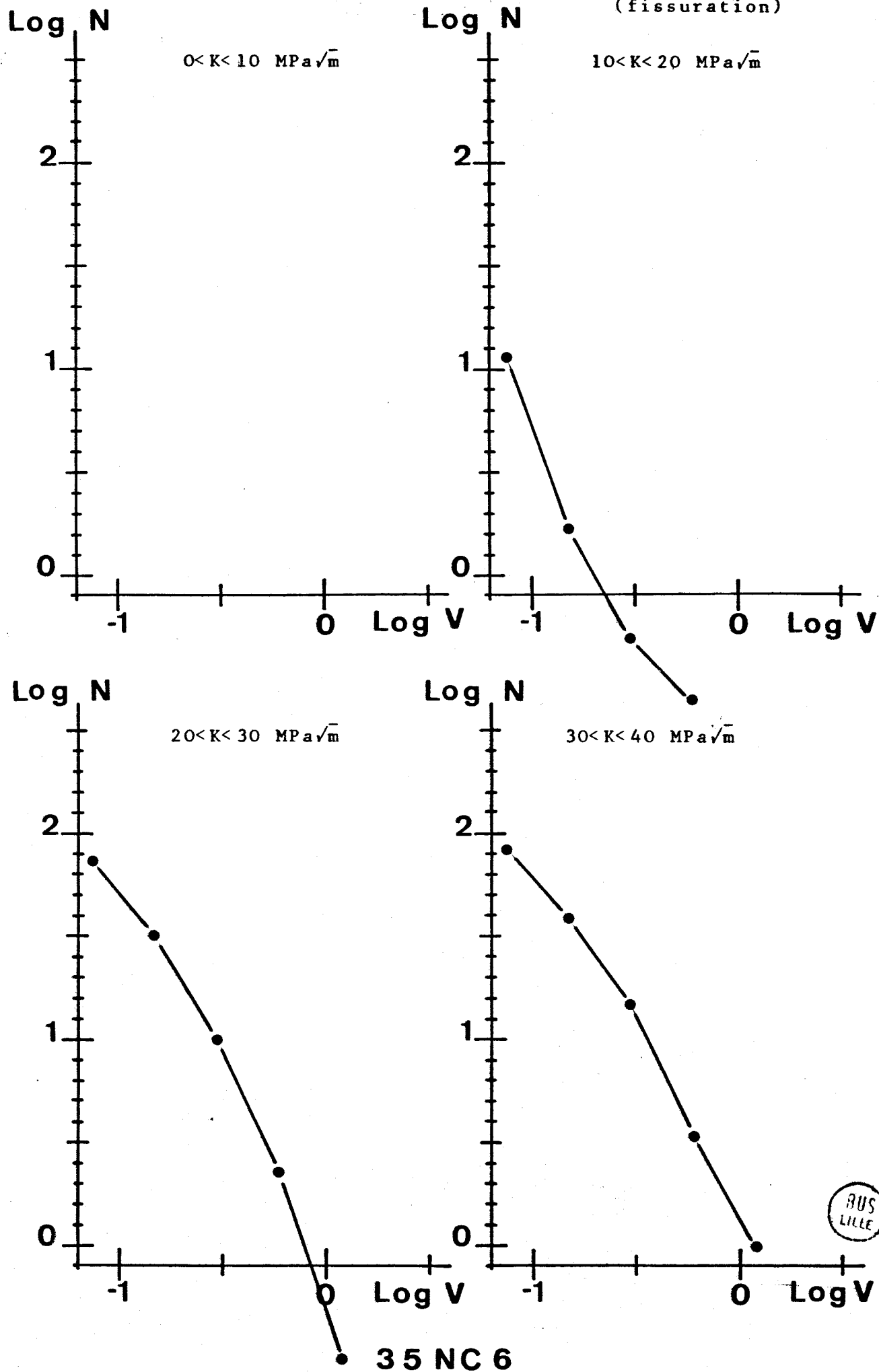


Fig. IV.34 bis - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes (fissuration).

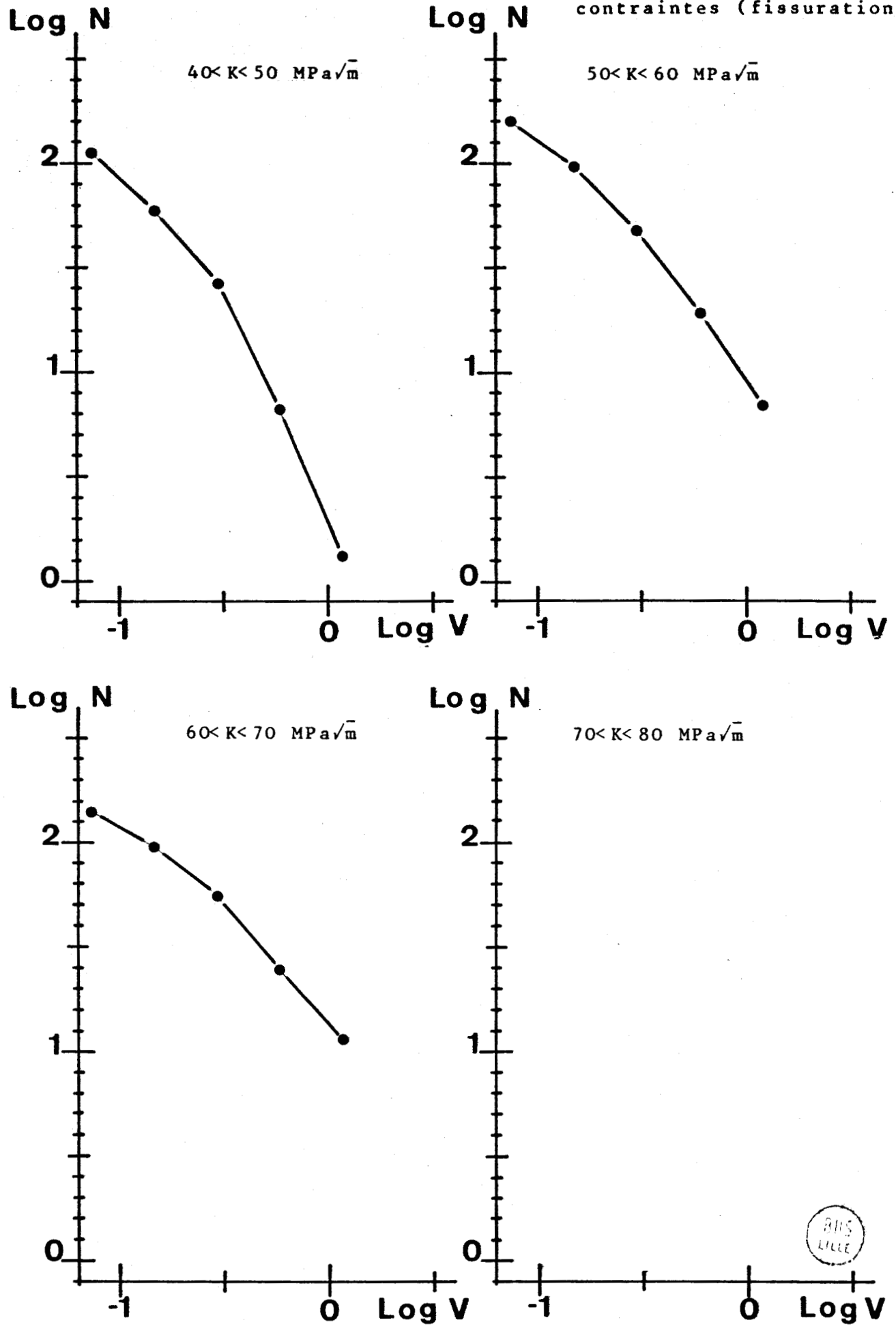
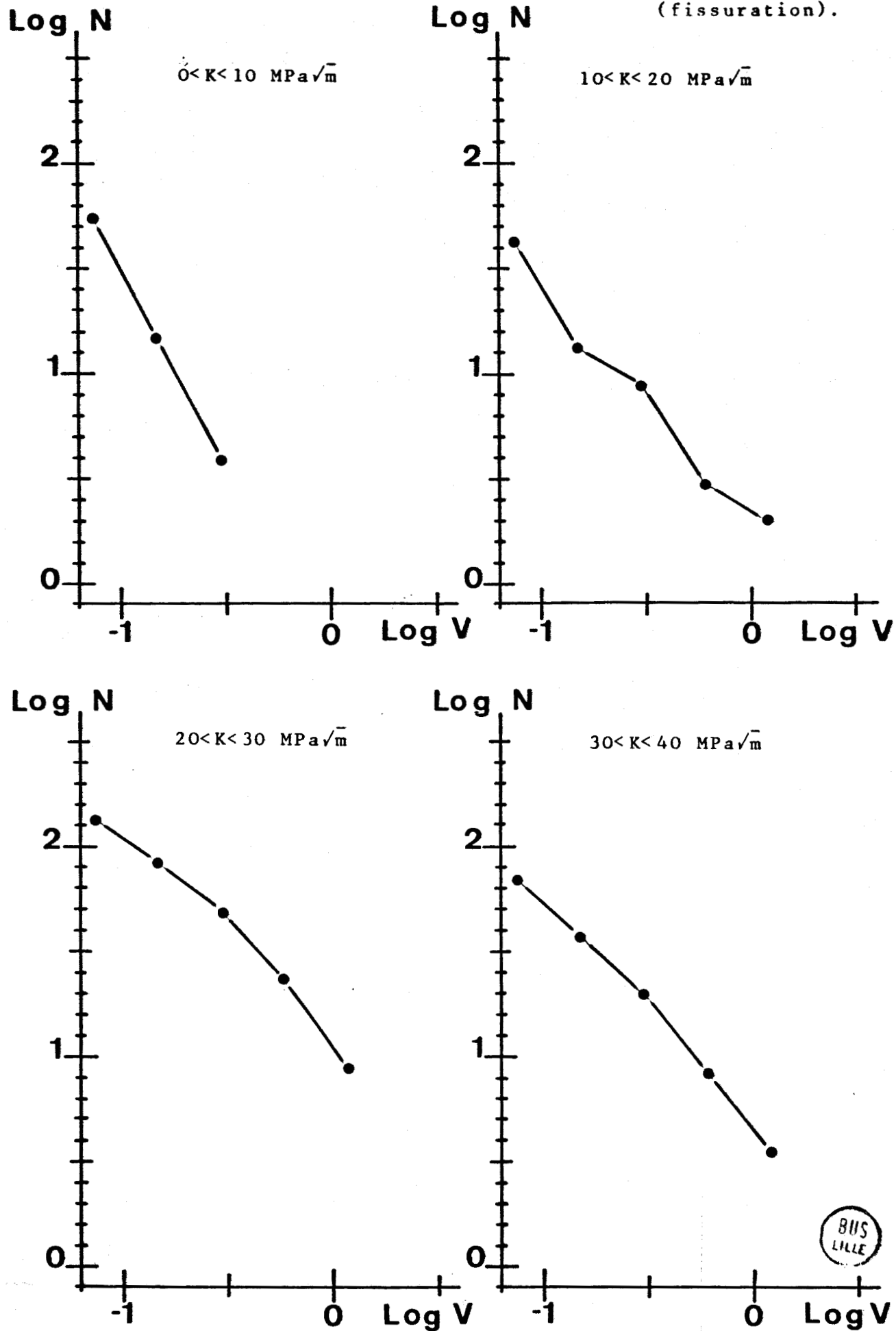
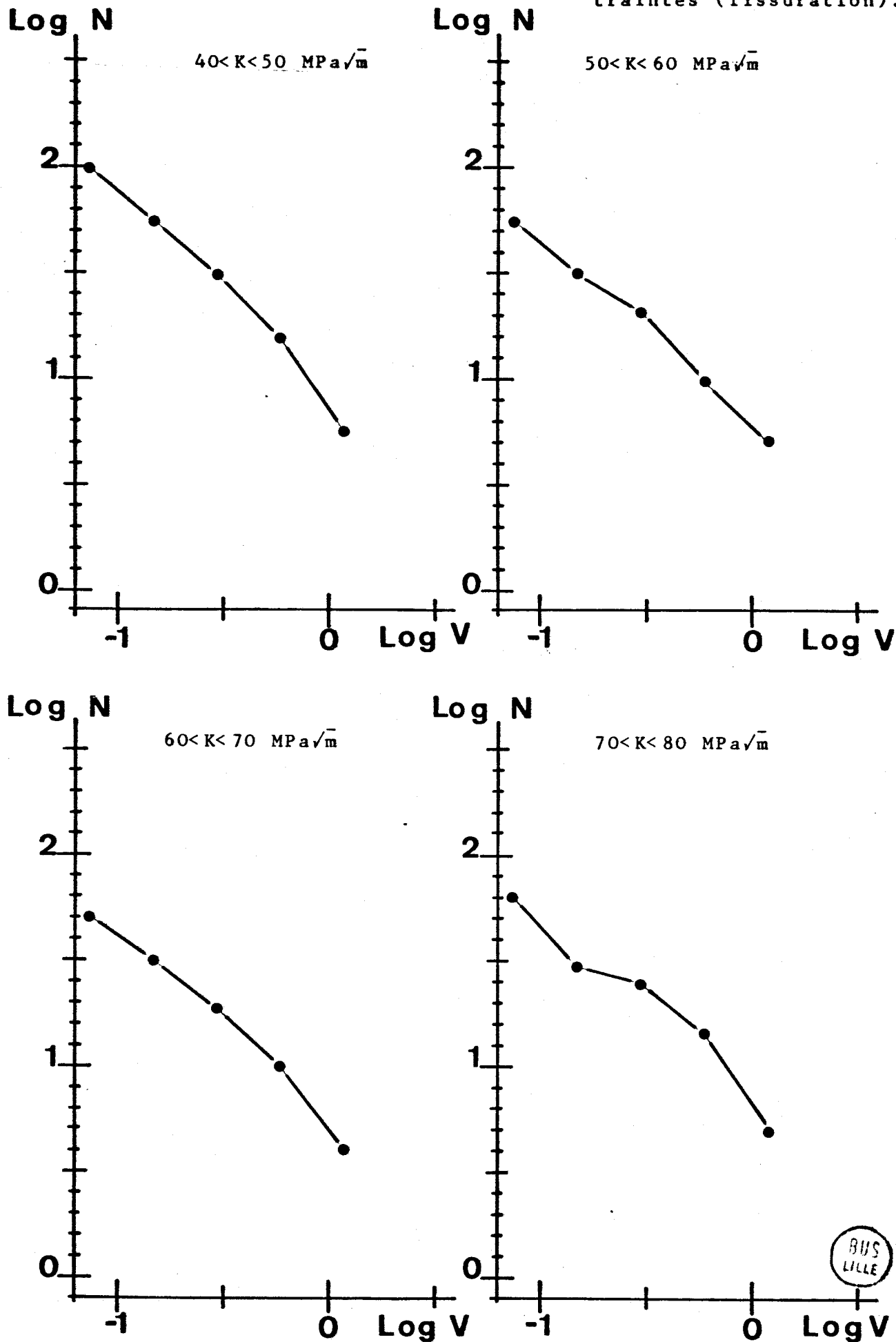


Fig. IV.35 - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes (fissuration).



100

Fig. IV.35 bis - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes (fissuration).



BUS
LILLE

101

Fig. IV.36 - Distribution d'amplitude cumulée pour différents niveaux du facteur d'intensité des contraintes (fissuration).

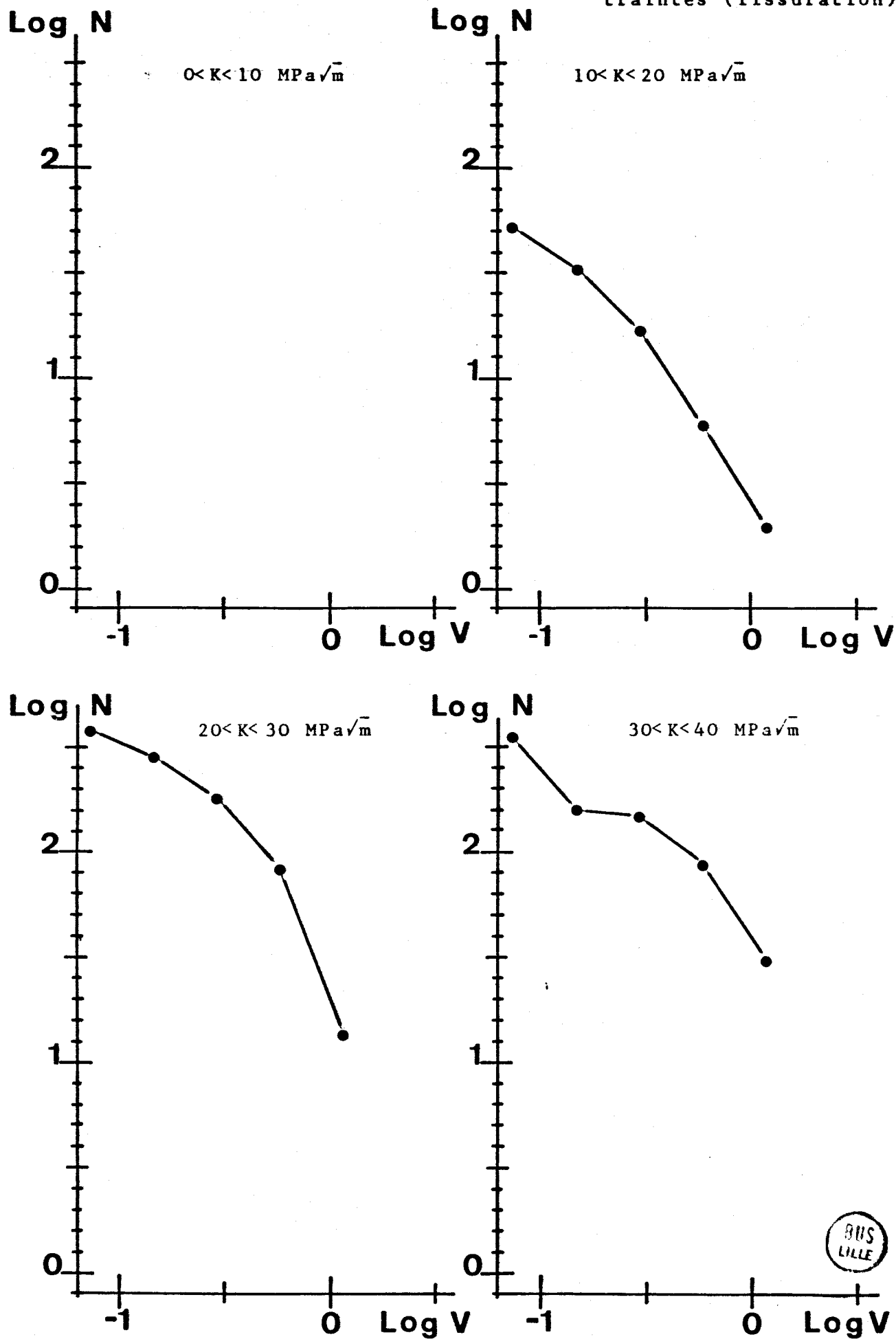
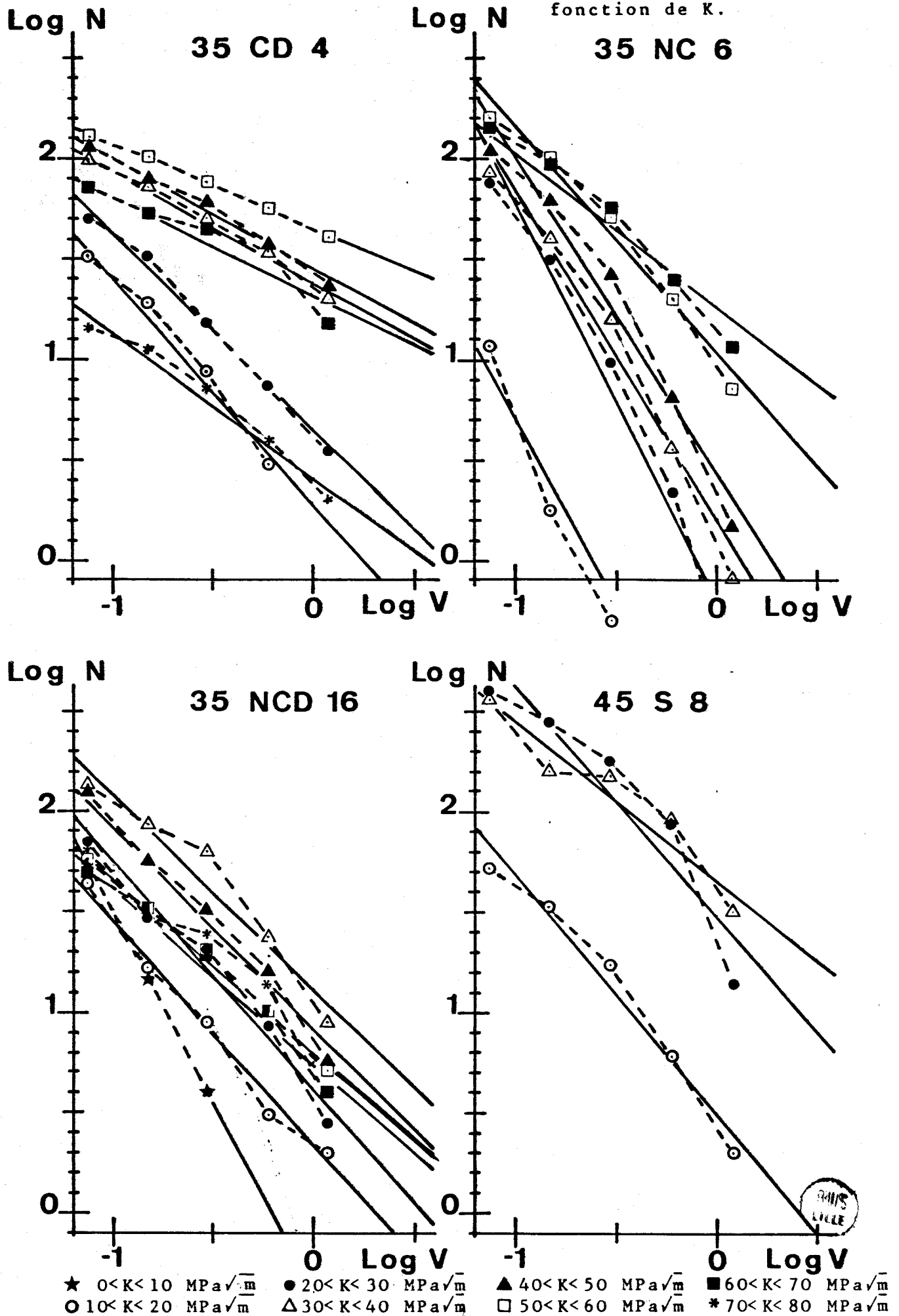


Fig. IV.37 - Distribution d'amplitude cumulée moyenne en fonction de K.



Les valeurs du facteur d'intensité des contraintes indiquées dans le tableau précédent sont les valeurs maximales des intervalles dans lesquels ont été calculés le coefficient b . Le second chiffre indique le nombre d'éprouvettes.

IV.2. LES ESSAIS DE RUPTURE :

IV.2.1 - Traitements thermiques et propriétés mécaniques :

Immédiatement après la fissuration par fragilisation hydrogène cathodique, chaque éprouvette est rincée à l'eau distillée, puis à l'alcool, et subit ensuite un premier traitement thermique dit de dégazage à 200°C durant 24 heures, de manière à s'assurer qu'il n'y a plus d'hydrogène emmagasiné dans la zone de fissure. Pour réaliser cette opération l'éprouvette est placée dans un tube étanche d'acier inoxydable plongeant dans un bain de sel. Un courant d'argon circule dans le tube tout au long du traitement. Nous avons ensuite effectué une série de revenus entre 200°C et 550°C sur les différents aciers comme indiqué au tableau IV.40 de manière à modifier leurs états structuraux et leurs caractéristiques mécaniques, telles qu'on peut les voir au tableau IV.41.

Pour ces derniers traitements en bains de sel, les éprouvettes ont également été placées dans un tube en acier inoxydable et protégées par un courant d'argon ceci de manière à éviter leur corrosion ou la réinjection d'hydrogène par leur contact avec le bain de sel.

TABLEAU IV.40 - TRAITEMENT THERMIQUE POUR LA RUPTURE

températures de revenu nuance	200°C	300°C	400°C	450°C	500°C	550°C
35 CD 4	DEG	2h	2h	2h	2h	2h
35 NC 6	DEG	2h	2h	2h		-
35 NCD 16	DEG	2h	2h	-	2h	-
45 S 8	DEG	2h	2h	-	-	2h

Le traitement thermique à 200° C peut être considéré comme l'état de référence puisque tous les échantillons subissent ce traitement de dégazage à 200° C.

TABLEAU IV.41 - CARACTERISTIQUES MECANIQUES

Nuance	T (°C)	σ_Y (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	Σ (%)
35 CD 4	200	1478	1800	2,6	5,3
	300	1390	1625	9,8	46,5
	400	1344	1475	10,2	49,1
	500	1171	1235	14,3	54,0
35 NC 6	200	1444	1670	1,3	3,8
	300	1378	1625	9,7	45,7
	400	1269	1400	11,8	50,5
	500	1056	1105	15,0	55,4
35 NCD 16	200	1324	1730	10,0	41,3
	300	1288	1540	11,2	45,9
	400	1227	1460	13,8	50,2
	500	1142	1340	15,6	54,3

T : température de revenu,

σ_Y : limite élastique à 0,2 % d'allongement

σ_r : charge de rupture

ϵ_r : allongement

Σ : striction



PLANCHE IV.42 - ETATS STRUCTURAUX DE L'ACIER 35 CD 4
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE REVENU



REVENU 200° C - G = 500



REVENU 300° C - G = 500



REVENU 400° C - G = 500



REVENU 500° C - G = 500



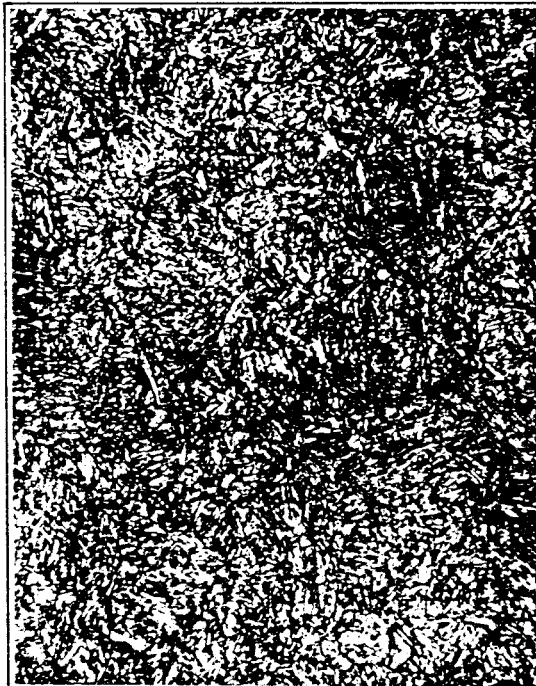
PLANCHE IV.43 - ETATS STRUCTURAUX DE L'ACIER 35 NC 6
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE REVENU



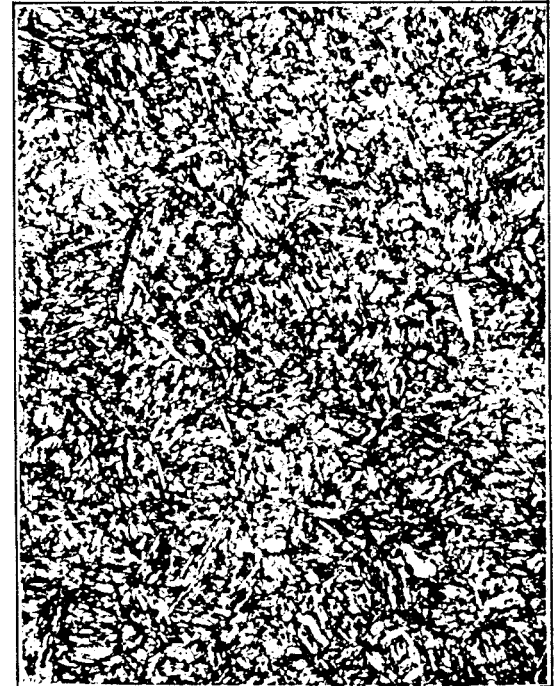
REVENU 200° C - G = 500



REVENU 300° C - G = 500



REVENU 400° C - G = 500

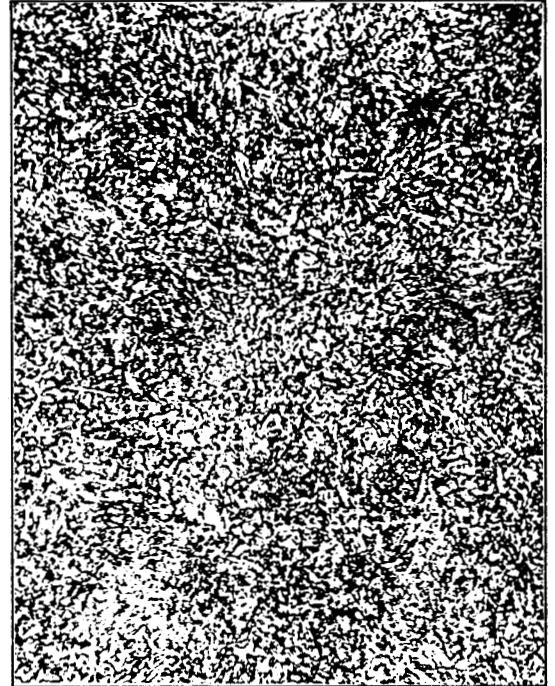


REVENU 500° C - G = 500

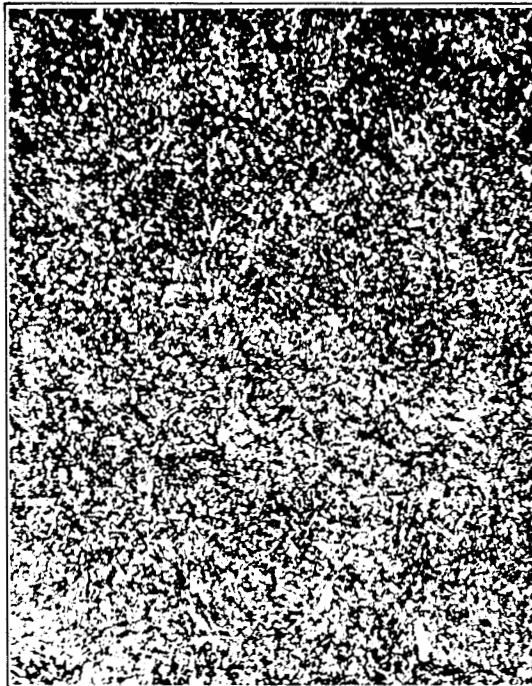
PLANCHE IV.44 - ETATS STRUCTURAUX DE L'ACIER 35 NCD 16
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE REVENU



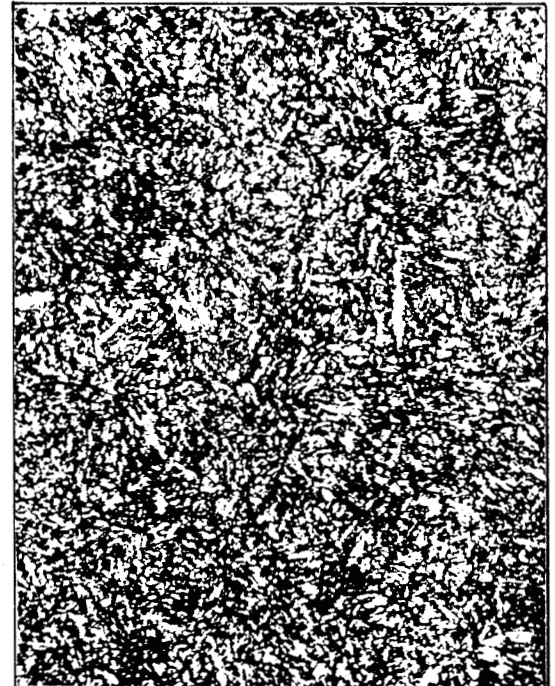
REVENU 200° C - G = 500



REVENU 300° C - G = 500



REVENU 400° C - G = 500



REVENU 500° C - G = 500

PLANCHE IV.45 - ETATS STRUCTURAUX DE L'ACIER 45 S 8
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DE REVENU



REVENU 200° C - G = 500



REVENU 300° C - G = 500

Les caractéristiques sont obtenues par des essais de traction sur éprouvettes cylindriques \varnothing 10 mm. Nous n'avons pas malheureusement pas pu effectuer de mesure sur la nuance 45 S 8 par manque de matériaux.

Les résultats sont ceux du tableau IV.41.

IV.2.2 - Etats structuraux :

Les planches IV.42 à IV.45 présentent l'état structural pour les revenus à 200, 300, 400 et 500° C dans le cas des aciers à 0,35 % de carbone et pour les revenus à 200, 300° C pour l'acier à 0,45 % de carbone.

IV.2.3 - Rupture : conditions et résultats expérimentaux :

Ce paragraphe reprend les conditions expérimentales (colonnes 2 à 9), les résultats expérimentaux (colonnes 10 à 13) spécifiques à chaque éprouvette.

IV.2.3.1 - Conditions expérimentales :

Pour l'ensemble des tableaux, la colonne 2 indique la durée du dégazage à 200° C exprimée en heures. La colonne 3 (T°) donne la température en degré Celsius du dernier revenu effectué sur l'éprouvette avant la rupture. La colonne (4) (a) fournit la longueur total du défaut (entaille mécanique plus fissure) exprimée en millimètre. La fréquence (f) de résonnance du capteur utilisé, exprimée en KHz est représentée à la colonne 5. Le grain (G) indiqué dans la colonne 6 correspond à l'amplification totale du signal et représente la somme du gain du préamplificateur et de l'amplification exprimée en décibels.

La fréquence F (colonne 7) correspond à la coupure du filtre passe-haut utilisé dans la chaîne et est exprimée en KHz. La colonne 8 indique la valeur en volt du seil de tension continue permettant l'élimination du bruit de fond ou gain utilisé. Les valeurs indiquées sont supérieures de 50 mV à la valeur

réelle du bruit de fond.

Enfin la 9e colonne affiche d'une part le rapport d'amplification du détecteur de pic, ainsi que le gain du préamplificateur. L'absence de valeur dans cette colonne signifie que nous n'avons pas relevé de tension pic des signaux d'émission acoustique.

IV.2.3.2 - Résultats expérimentaux :

L'ensemble des tableaux présente dans les colonnes (10) F_{\max} , la charge maximale exprimée en daN atteinte au cours des essais. La colonne 11 (F_q) est la charge en daN déterminée suivant la norme AFNOR A 03 - 180 (1) en vue du calcul de la valeur du facteur d'intensité de contraintes K_q indiquée à la colonne 12.

Enfin, la dernière colonne fournit l'émission acoustique cumulée totale obtenue à la fin des essais. Il est à remarquer que ces valeurs de comptage ne sont données qu'à titre indicatif car entachées d'erreurs du fait de l'influence en fin d'essais de tous les phénomènes engendrés par la déformation ou la rupture de l'éprouvette entre autre le découplage du capteur.

TABLEAU IV.46 - CONDITIONS ET RESULTATS EXPERIMENTAUX
DES ESSAIS DE RUPTURE
NUANCE 35 CD 4

n°	DEG 200°C	T° (°C)	a (mm)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (U)	A	F _{max} (daN)	F _q (daN)	K _q (MPa√m)	E.A. (coups)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
01	24	550	10,68	450	84	100	1	-	7380	5138	110,6	50 000
02	24	500	7,83	450	90	200	1	-	7420	5588	88,8	200 000
03	24	400	8,84	450	84	100	1	-	3760	3760	66,4	29 243
04	-	200	10,16	-	-	-	-	-	-	2520	57,2	-
05	24	400	5,49	450	84	200	1	-	2925	2925	55,3	81 000
06	24	500	8,42	450	84	200	1	-	9500	6375	107,7	678 000
07	24	400	9,10	450	90	200	1	-	3638	3638	66,0	18790

n°	DEG 200°C	T° (°C)	a (mm)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A	F _{max} (daN)	F _q (daN)	K _q (MPa/√m)	E.A (coups)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
08	24	500	8,65	450	84	200	1	-	8300	7088	123,6	50 000
09	24	300	8,93	450	84	200	1	-	2775	2775	49,4	24 166
11	-	200	8,88	450	64	200	1	47/1 20	1500	1500	40,5	57 128
12	24	300	7,75	450	90	200	1	-	2880	2880	45,4	52 114
13	24	550	8,39	450	90	200	1	-	9300	6413	108,1	825 523
14	24	500	9,77	450	84	200	1	10/1 40	7140	5700	111	65 000
15	24	400	9,50	450	64	200	1	47/1 40		3000	56,8	
16	24	500	9,46	450	84	200	0.5	10/1 40	8360	6037	114,2	495 000
17	24	400	9,26	450	84	200	1	47/1 40	2550	2550	47	97 064
18	24	200	8,47	450	84	200	1	47/1 40	2830	2830	48,1	100 000
21	24	200	14,85	450	84	200	1	47/1 40	1720	1720	64,1	947 873
22	24	300	10,83	450	64	200	1	47/1 20	2080	2080	45,6	52 613
23	24	450	12,96	450	64	200	1	47/1 20	2925	2775	79	484 466
25	24	550	12,50	450	64	200	1	47/1 20	5580	3825	102,7	136 800
26	24	450	12,19	450	84	200	1	10/1 40	3180	2888	74,4	56 412
27	24	450	12,64	450	84	200	1	10/1 40	3470	3225	88,3	834 935
28	24	450	11,76	450	64	200	1	47/1 20	4285	3878	94,8	195 837
24	24	300		450	64	200	1	47/1 20	2350	2350	48,2	60 098



TABLEAU IV.47 - CONDITIONS ET RESULTATS
EXPERIMENTAUX DE LA RUPTURE
NUANCE 35 NC 6

n°	DEG 200°C	T (°C)	a (mm)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A	F _{max} (daN)	F _q (daN)	K _q (MPa m)	E.A (coups)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
01	24	200	11,32	450	84	200	1	47/1 40	2290	2290	53,2	651 411
02	24	200	11,00	450	84	200	1	47/1 40	2335	2335	52,2	147 100
03	24	300	10,86	450	84	200	1	47/1 40	2065	2025	44,5	273 044
04	24	300	11,34	450	84	200	1	47/1 40	1880	1880	43,8	289 911
05	24	500	10,61	450	84	200	1	47/1 40	6490	5025	107	336 727
06	24	400	11,51	450	84	200	0.5	47/1 40	2600	2600	61,7	87 900
07	24	400	11,16	450	84	200	0.5	47/1 40	2540	2540	57,8	112 241
08	24	500	10,79	450	84	200	0.5	47/1 40	6780	5100	111,4	75 190
09	24	500	10,55	450	84	200	0.5		6560	5080	107,9	50 600
10	24	300	9,93	450	84	200	1	47/1 40	2150	2150	40,6	182 493
11	24	400	11,87	450	64	200	1	47/1 20	3535	2400	59,6	30 347
12	24	450	10,74	450	64	200	1	47/1 20	5740	5344	116,1	476 392
13	24	450	7,46	450	84	200	1	47/1 40	9280	7350	112,3	595 683
14	24	450	8,68	450	84	200	1	10/1 40	7275	6675	115,7	302 881

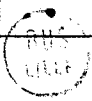


TABLEAU IV.48 - CONDITIONS ET RESULTATS EXPERIMENTAUX
DE LA RUPTURE
NUANCE 35 NCD 16

n°	DEG 200°C	T° (°C)	a (mm)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A	F _{max} (daN)	F _q (daN)	K _q (MPa√m)	E.A. (coups)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
01	24	300	10,92	450	84	200	0,9	47/1 40	3760	3607	79,6	902 306
02	24	400	12,73	450	84	200	1	47/1 40	4430	3802	105,1	237 157
03	non rompue											
04	-	200	12,33	450	84	200	1	47/1 40	3700	3700	97,2	170 433
05	24	500	11,27	450	84	200	1	47/1 40	5140	4050	93,6	187 875
15	-	200	12,36	rupture sans émission acoustique					2050	2050	64,1	-

TABLEAU IV.49 - CONDITIONS ET RESULTATS EXPERIMENTAUX
DE LA RUPTURE
NUANCE 45 S 8

n°	DEG 200°C	T° (°C)	a (mm)	f _c (KHz)	G (db)	F (KHz)	S (V)	A	F _{max} (daN)	F _q (daN)	K _q (MPa√m)	E.A. (coups)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
01	24	300	9,22	450	84	200	1		1740	1740	32	1 778 229
02	non rompue											
03	24	300	9,85	450	84	200	1	10/1 40	1710	1710	33,7	1 316 447
04	24	400	7,44	450	84	200	1	10/1 40	2580	2580	39,4	1 400 000
05	-	200	12,58	(en fissuration)						2500	67,8	
07	24	550	7,26	450	84	200	1		9950	6975	104,5	142 699
08	-	200	15,47	(en fissuration)						1400	57,3	
09	24	400	9,32	450	84	200	1	10/1 40	1990	1990	37	2 089 107



Les tableaux IV.46, 47, 48 et 49 correspondent respectivement aux aciers 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8 et présentent les valeurs des conditions et résultats expérimentaux obtenus lors des essais de rupture.

IV.2.4 - Paramètres et caractéristiques de la mécanique de rupture

Au tableau IV.50 apparaissent les valeurs moyennes du facteur d'intensité de contraintes pour les différents aciers aux différentes températures de revenu. Ces valeurs correspondent à la moyenne de celles indiquées au paragraphe précédent.

Toutefois, nous fournissons la validité des valeurs de K_{IC} en comparaison des deux critères de la norme AFNOR A 03 180 suivant les relations :

$$a \geq 2,5 \frac{K_{IC}^2}{\sigma_Y}$$

$$B \geq 2,5 \frac{K_{IC}^2}{\sigma_Y}$$

a = longueur totale du défaut,

σ_Y = limite conventionnelle d'élasticité,

B = épaisseur de l'éprouvette.

TABLEAU IV.50 - VALIDITE DES VALEURS DETERMINEES DU
FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTE
CRITIQUE

Nuance	T° revenu	K _{IC}	Validité
35 CD 4	200	52.4	oui
	300	47.2	oui
	400	58.7	oui
	450	84.1	oui
	500	108.9	non
	550	107.1	non
35 NC 6	200	52.7	oui
	300	43.6	oui
	400	59.7	oui

nuance	T° revenu	K _{IC}	Validité
	450	114.7	non
	500	108,9	non
35 NCD 16	200	80.7	oui
	300	79.6	oui
	400	105.1	non
	500	93.6	non
45 S 8	200	62.4	oui
	300	32.9	oui
	400	38.2	oui
	550	104.5	non

IV.2.5 - Microfractographie des aciers :

Les planches de ce paragraphes présentent un ensemble de microfractographies au microscope électronique à balayage effectuées sur certaines éprouvettes après rupture. La planche IV.51 correspond à l'acier 35 CD 4, de même la planche IV.52 se rattache à l'acier 35 NC 6 ainsi que la planche IV.53 à l'acier 35 NCD 16.

Pour les différents faciès l'entaille mécanique est orientée vers le haut et les clichés successifs correspondent à des zones allant de l'entaille mécanique vers la zone de rupture finale.

IV.2.6 - L'émission acoustique et la rupture :

Nous présentons dans ce paragraphe les différents types de courbes obtenues lors des essais reliant l'émission acoustique à différents paramètres mécaniques et métallurgiques.

IV.2.6.1 - Emission acoustique en fonction de la charge :

Un premier mode de traitement de l'émission acoustique que nous présentons est une relation entre l'émission acoustique cumulée en fonction de la charge.

Aussi les figures IV.54 à IV.57 montrent les courbes respecti-

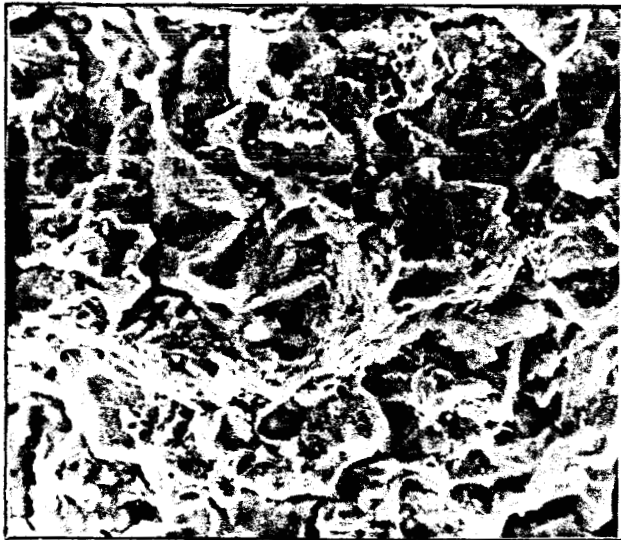
PLANCHE IV-51 - MICROFRACTOGRAPHIES

ACIER 35 CD 4



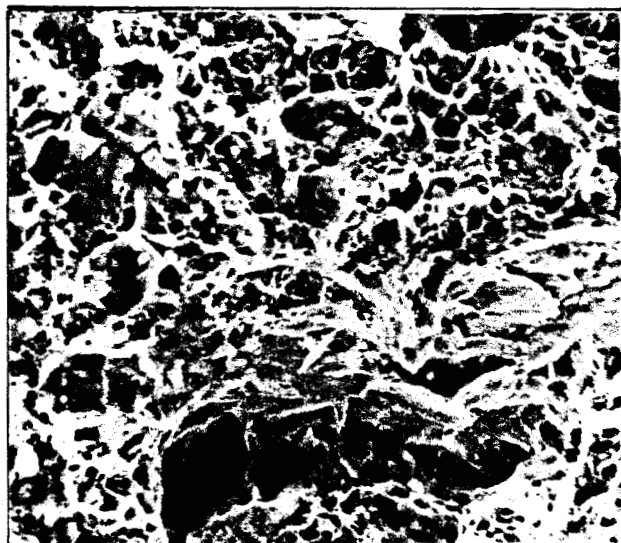
a) zone proche de l'entaille
mécanique

x 1000



b) zone proche de l'extrémité
de la fissure

x 1000



c) zone de rupture finale

x 1000



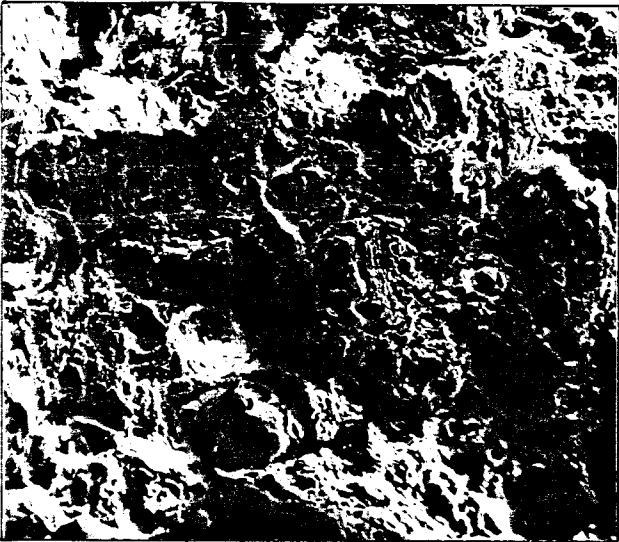
PLANCHE IV-52 - MICROFRACTOGRAPHIES

ACIER 35 NC 6



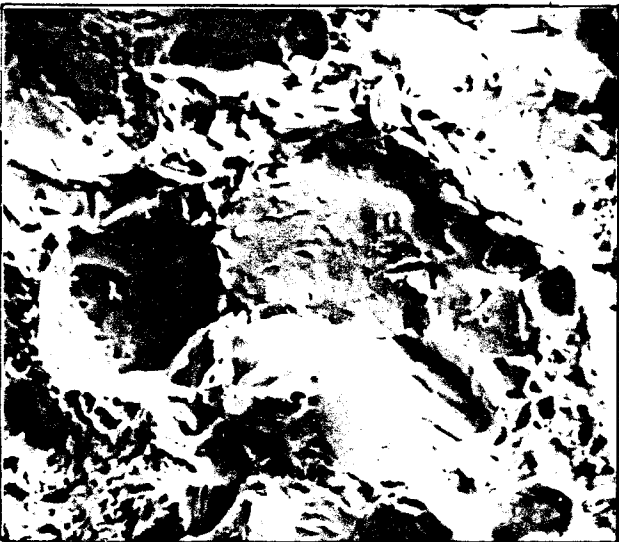
a) zone proche de l'entaille
mécanique

x 1000



b) zone de transition
fissure par hydrogène-
rupture

x 300



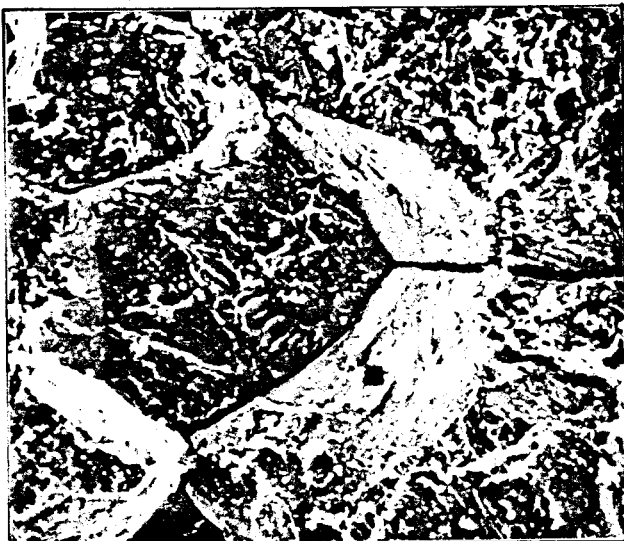
c) zone de rupture finale

x 1000



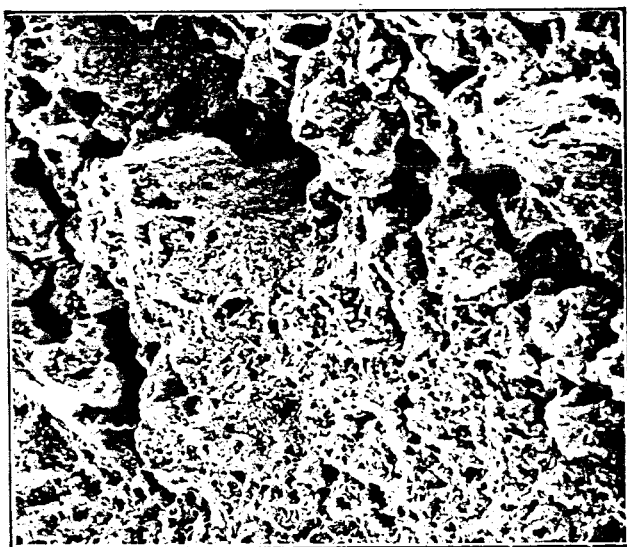
PLANCHE IV-53 - MICROFRACTOGRAPHIES

ACIER 35 NCD 16



a) zone proche de l'entaille
mécanique

x 3000



b) zone de transition
fissure par hydrogène-
rupture

x 400

Fig. IV.54 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et la charge appliquée lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.

35 CD 4

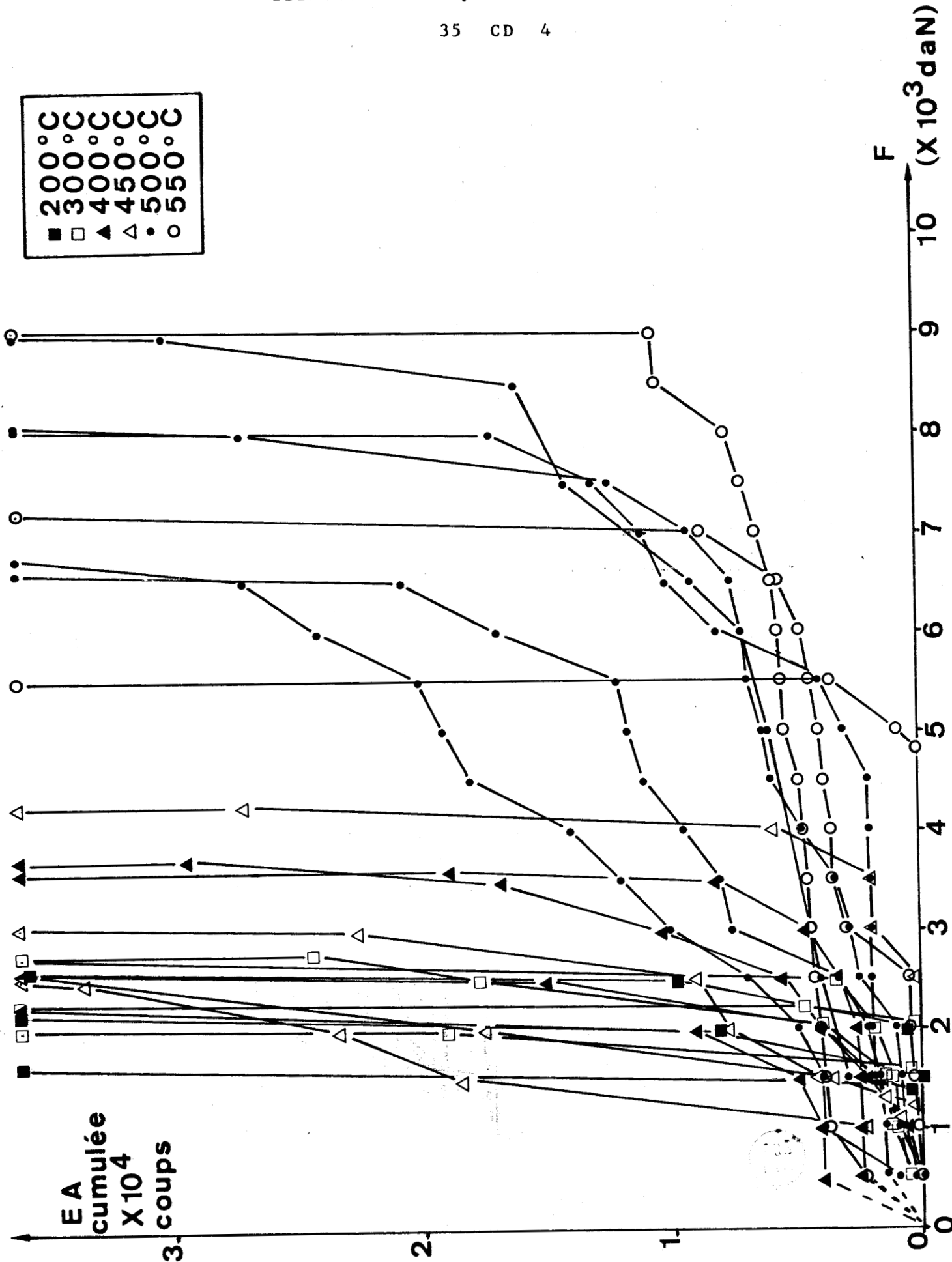


Fig. IV.55 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et la charge appliquée lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.

35 NC 6

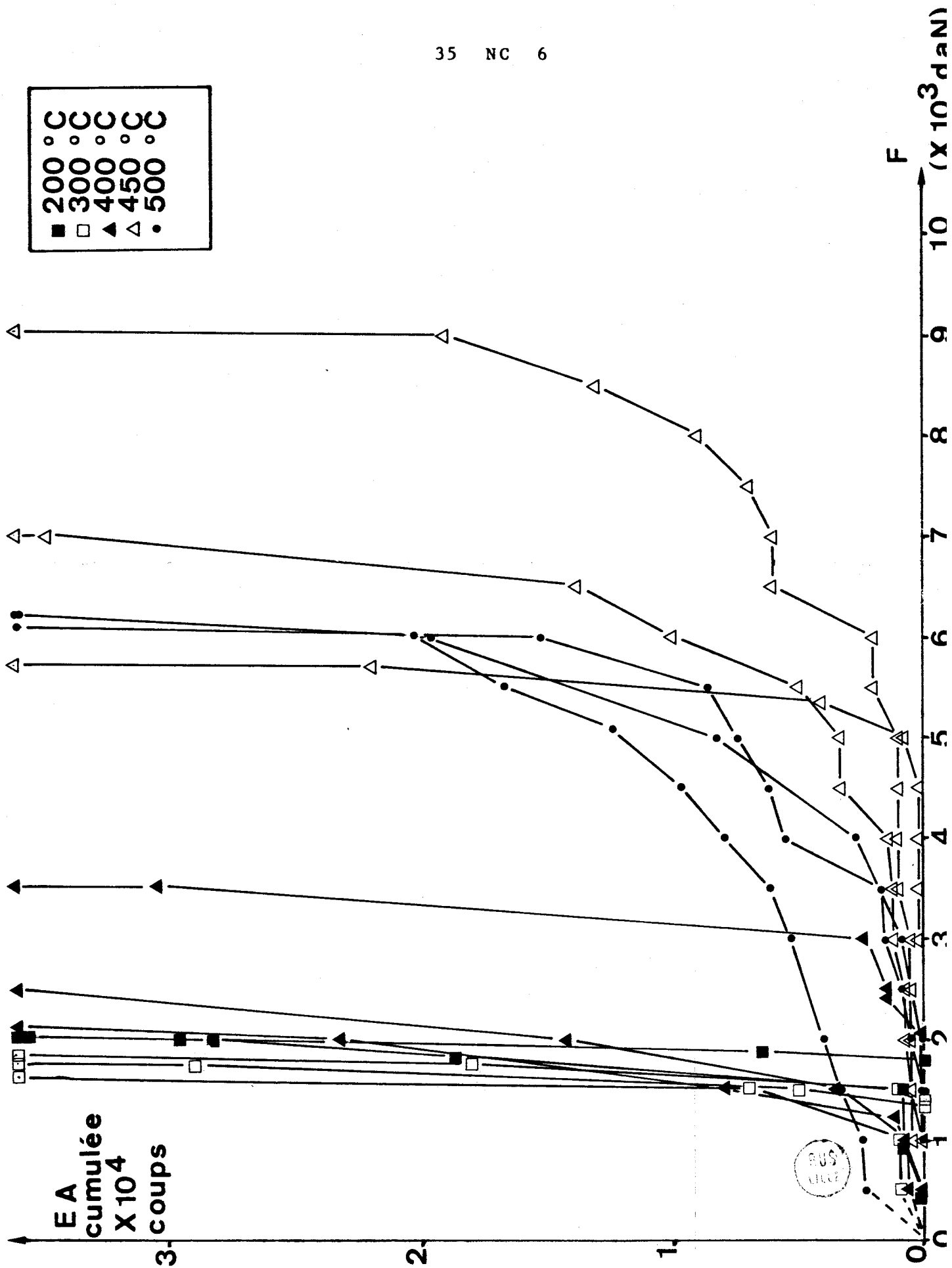


Fig. IV.56 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et la charge appliquée lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.

35 NCD 16

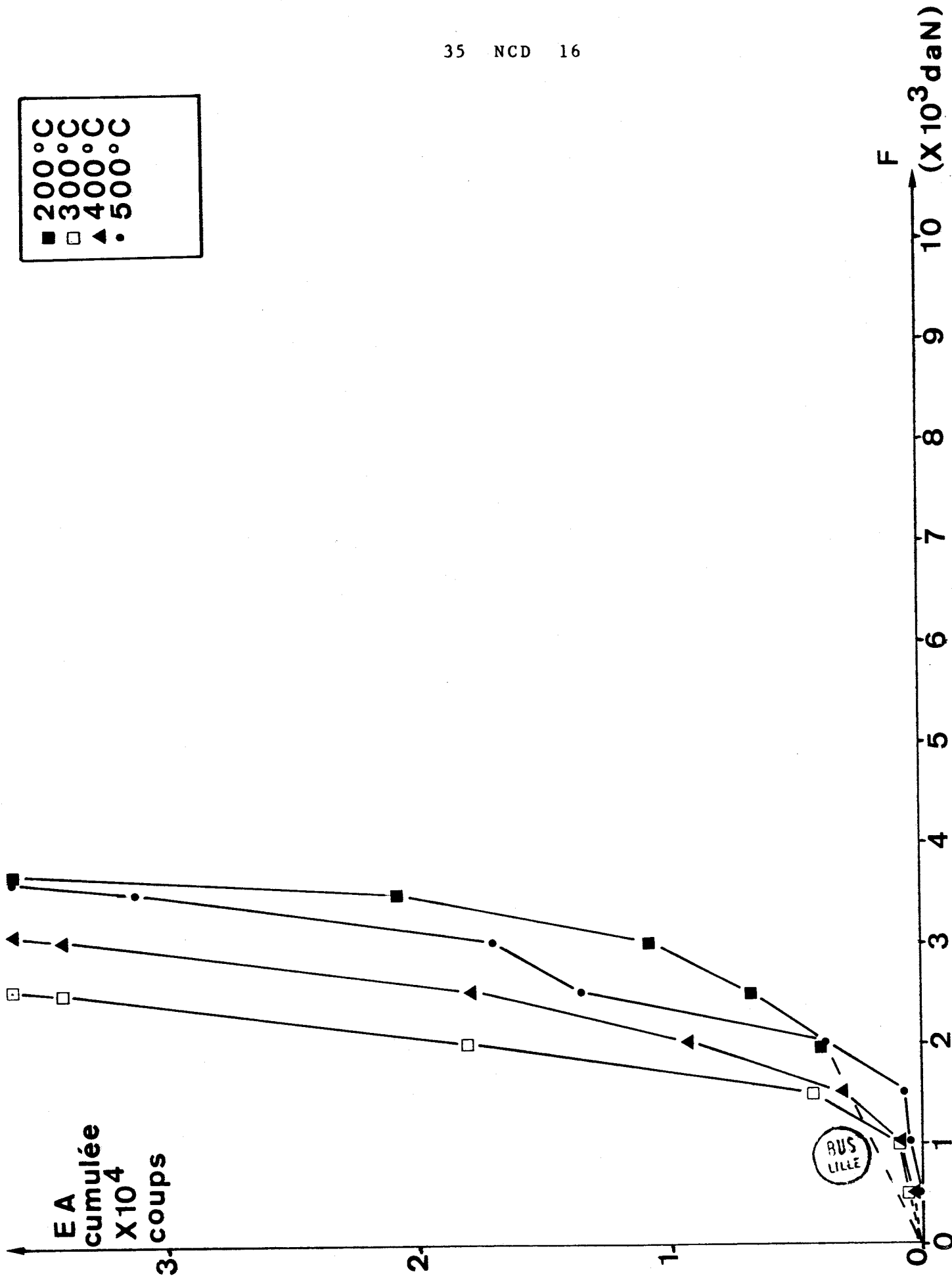


Fig. IV.57 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et la charge appliquée lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.

45 S 8

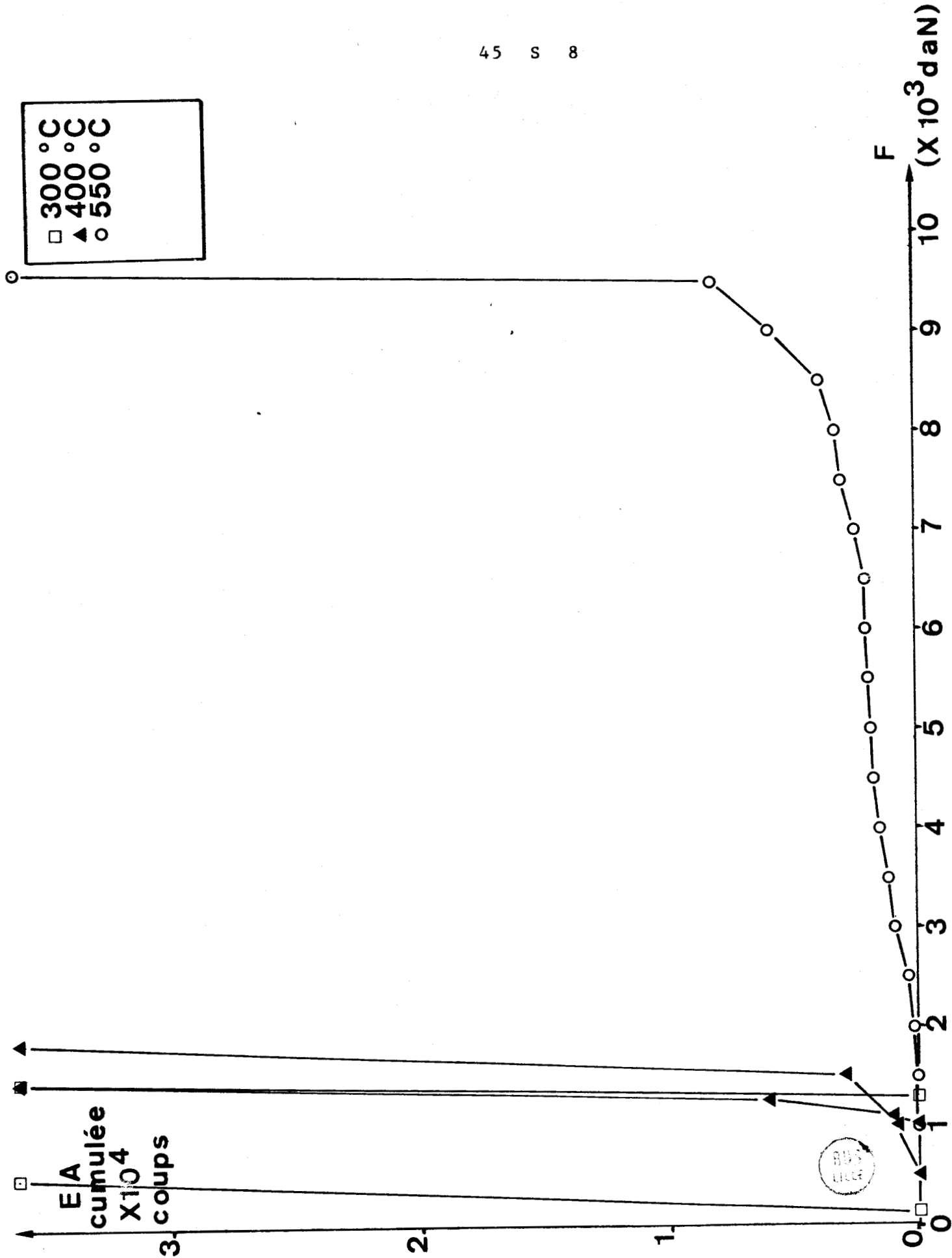


Fig. IV.58 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et le facteur d'intensité des contraintes lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.

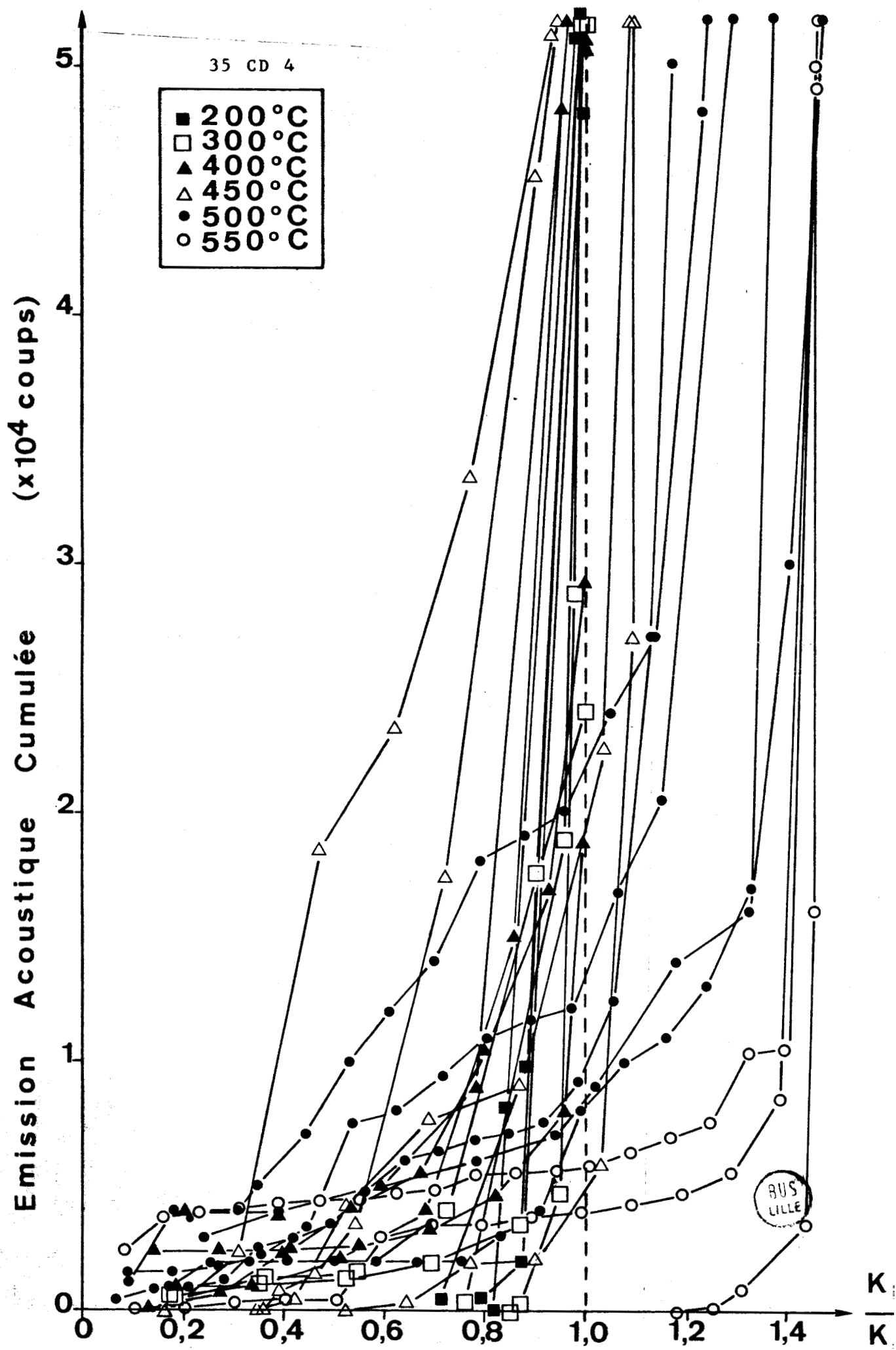


Fig. IV.59 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et le facteur d'intensité des contraintes lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.

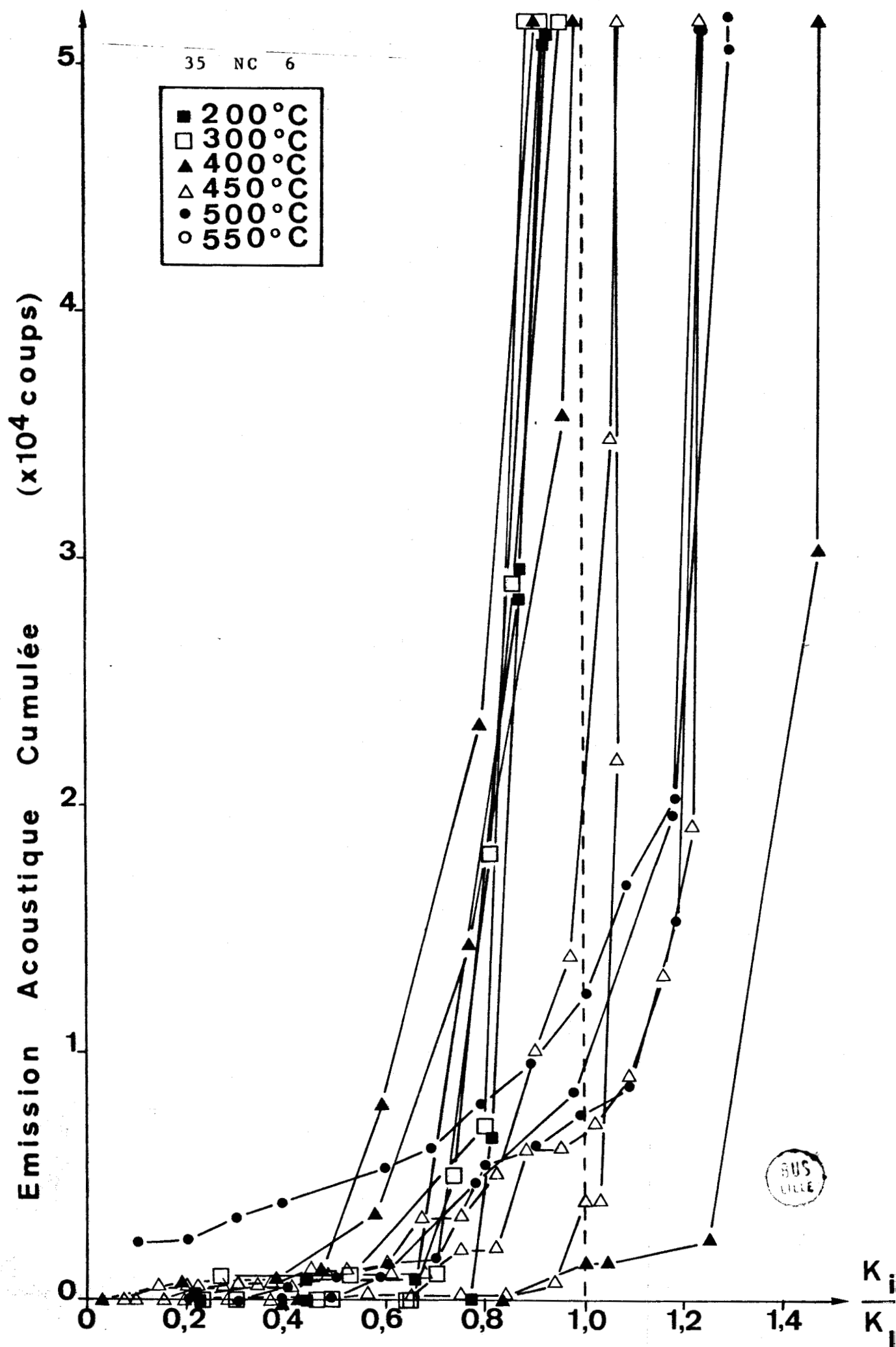
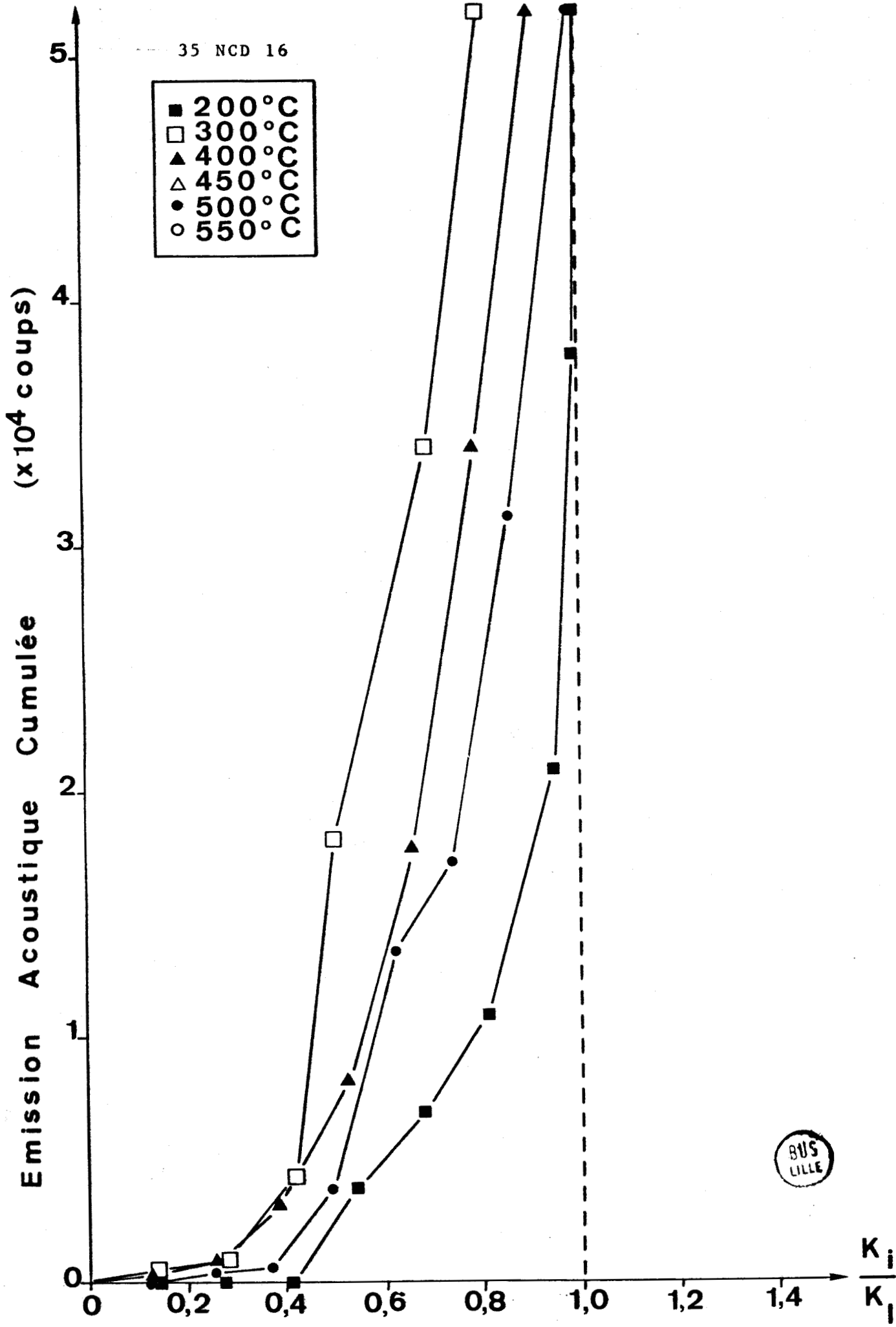
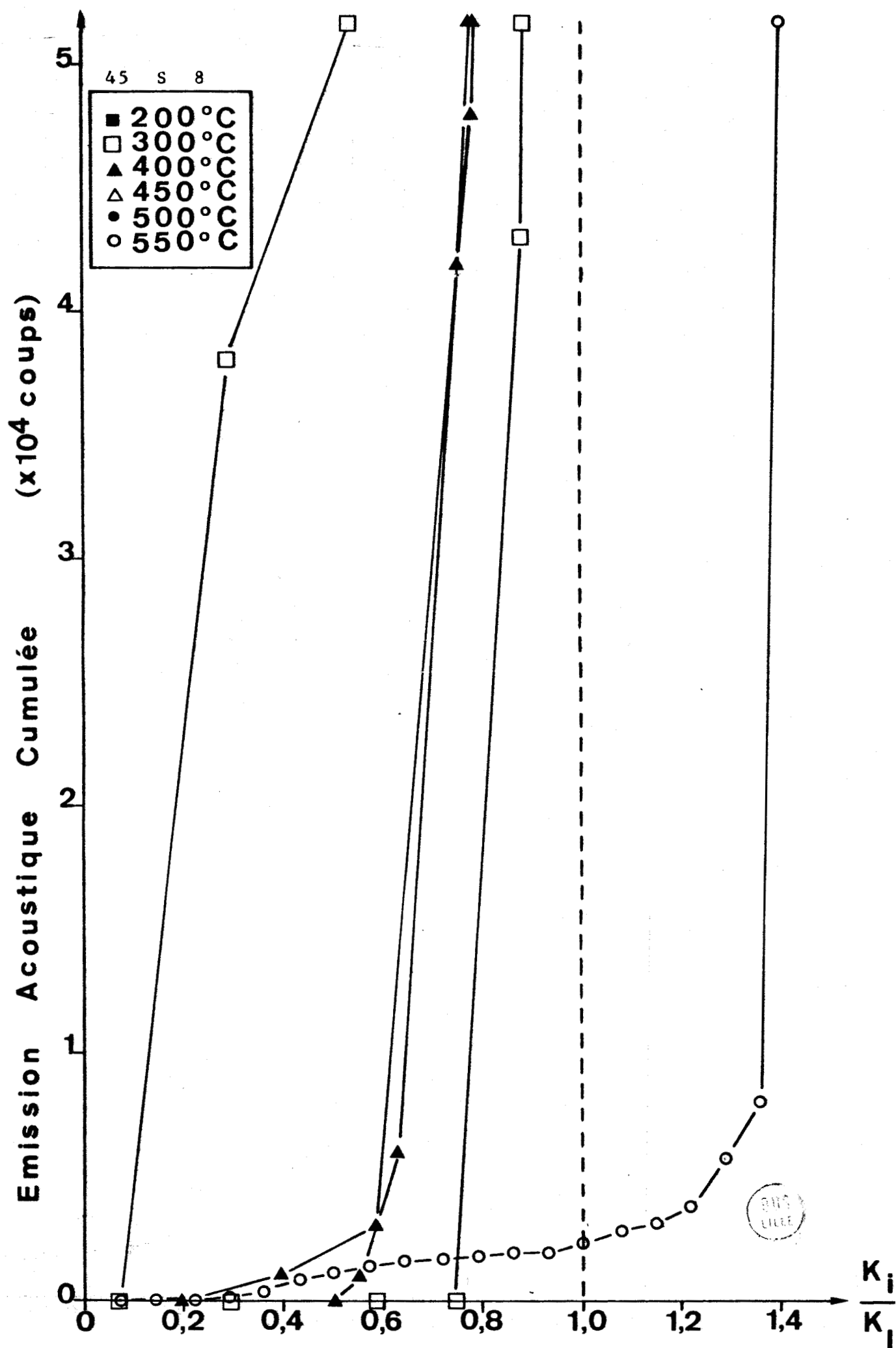


Fig. IV.60 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et le facteur d'intensité des contraintes lors d'essais de rupture aux différentes température de revenu.



BUS
LILLE

Fig. IV.61 - Relation entre l'Emission Acoustique cumulée et le facteur d'intensité des contraintes lors d'essais de rupture aux différentes températures de revenu.



vement pour les aciers 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8. Toutefois, ce mode de relation est trop dépendant de la longueur de fissure, si bien que nous avons pensé représenter les résultats en fonction du facteur d'intensité des contraintes.

IV.2.6.2 - Emission acoustique en fonction du facteur d'intensité des contraintes :

En vue de tenter de normaliser ce genre d'essais, nous proposons donc le mode de traitement de l'émission acoustique en fonction du facteur d'intensité critique des contraintes. En d'autres termes, nous représenterons les courbes d'émission acoustique cumulées en fonction du rapport du facteur d'intensité de contrainte atteinte et du facteur d'intensité critique. Toutefois compte tenu que pour les températures de revenu élevées, les valeurs du facteur d'intensité de contrainte critique ne sont pas validées, nous avons remplacé celui-ci par K_q (valeur du facteur) correspondant à la charge maximale atteinte dans le domaine linéaire du diagramme effort-ouverture de fissure.

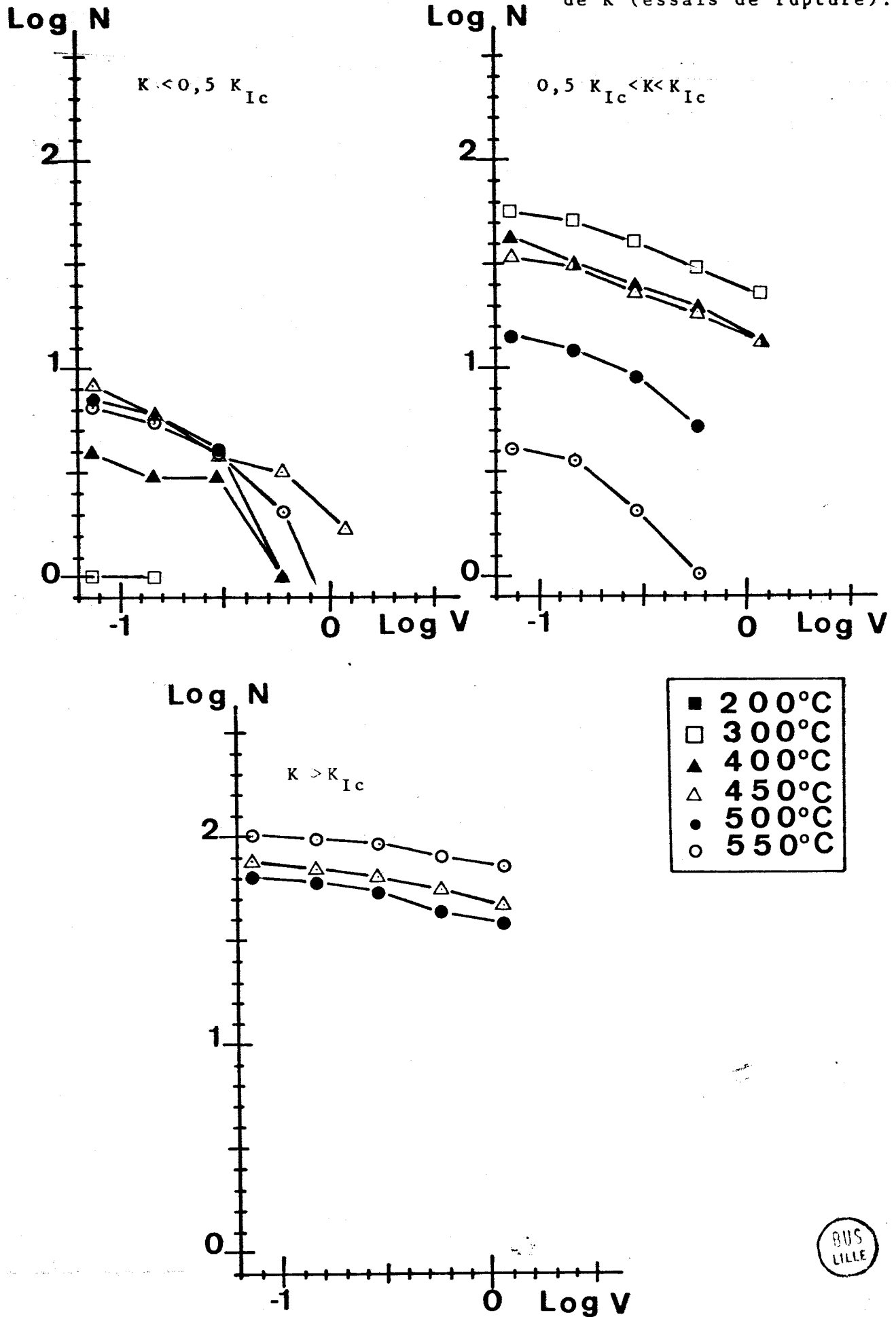
Ainsi quatre nouvelles courbes sont obtenues pour l'ensemble des aciers étudiés et pour les différentes températures de revenu, ce sont les figures IV.58 à IV.61 respectivement pour les aciers 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8.

IV.2.6.3 - Distribution d'amplitude :

Comme pour les essais de fissuration par fragilisation hydrogène cathodique, nous avons pensé qu'il serait intéressant d'étudier la distribution d'amplitude cumulée des signaux d'émission acoustique. Nous présentons dans ce paragraphe les résultats de la distribution d'amplitude cumulée en fonction du facteur d'intensité de contraintes pour chaque type d'acier.

Les figures IV.62 à IV.65 montrent dans un premier temps les distributions d'amplitude moyenne obtenues pour chaque acier aux différentes températures de revenu. Chaque figure se décom-

Figure IV.62 - Distribution d'amplitude cumulée moyenne aux différentes températures de revenu en fonction de K (essais de rupture).



BUS
LILLE

Figure IV.63 - Distribution d'amplitude cumulée moyenne aux différentes températures de revenu en fonction de K (essais de rupture).

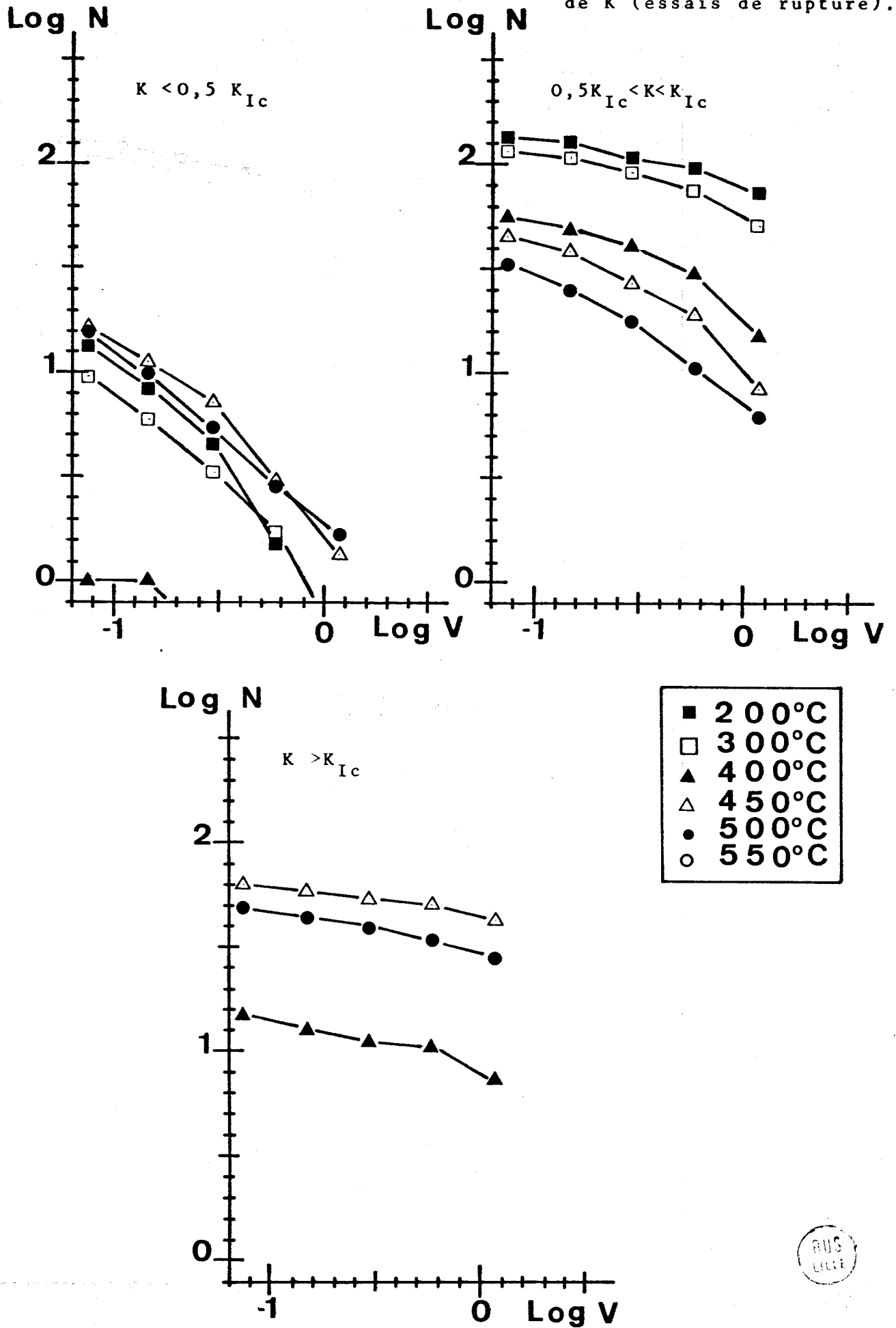
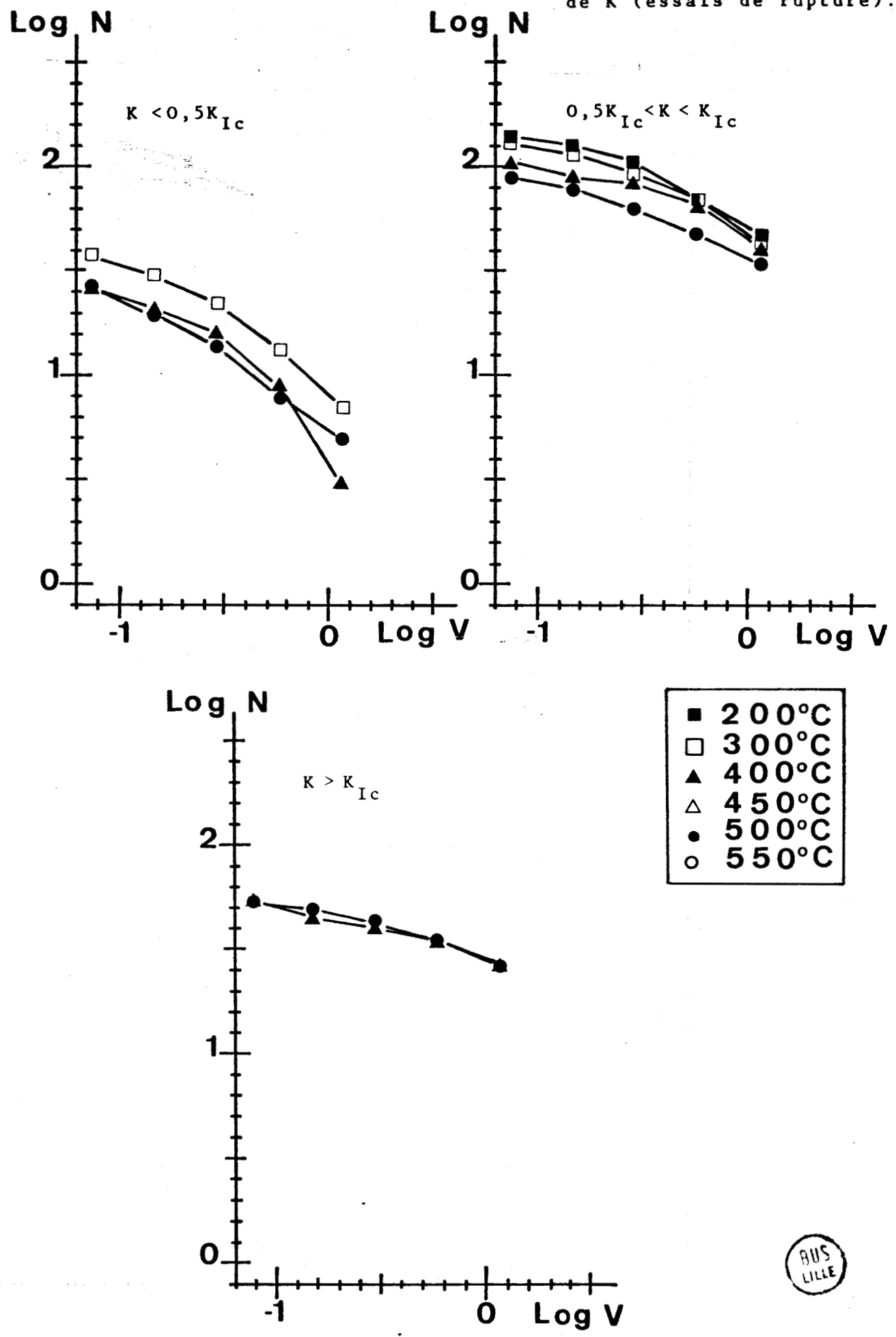
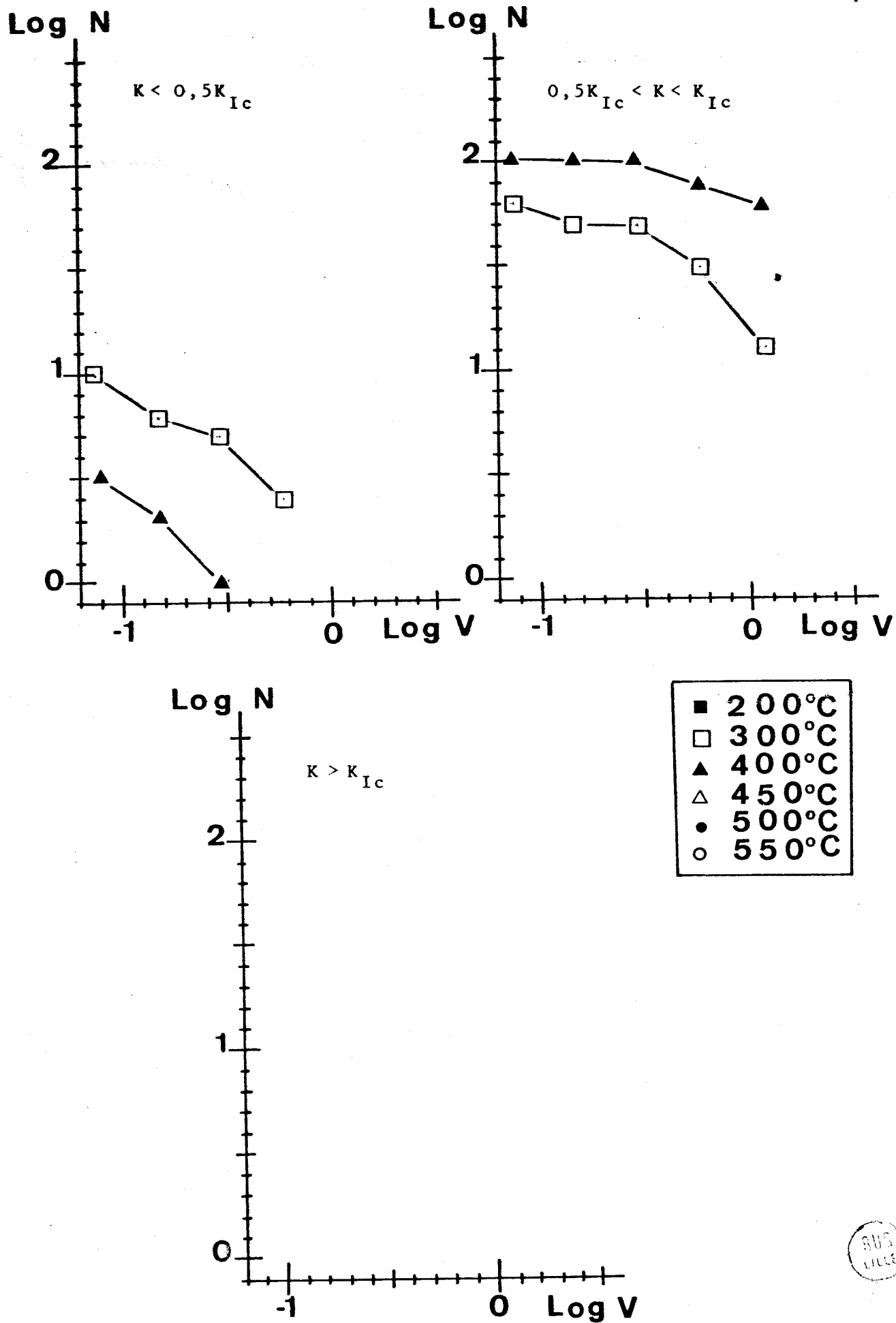


Figure IV.64 - Distribution d'amplitude cumulée moyenne aux différentes températures de revenu en fonction de K (essais de rupture).



BUS
LILLE

Figure IV.65 - Distribution d'amplitude cumulée moyenne aux différentes températures de revenu en fonction de K (essais de rupture).



pose en trois graphiques correspondant chacune à des valeurs du facteur d'intensité des contraintes inférieures à 50 % du facteur d'intensité critique, comprise entre 50 % et le facteur critique et enfin pour des valeurs supérieures à ce dernier.

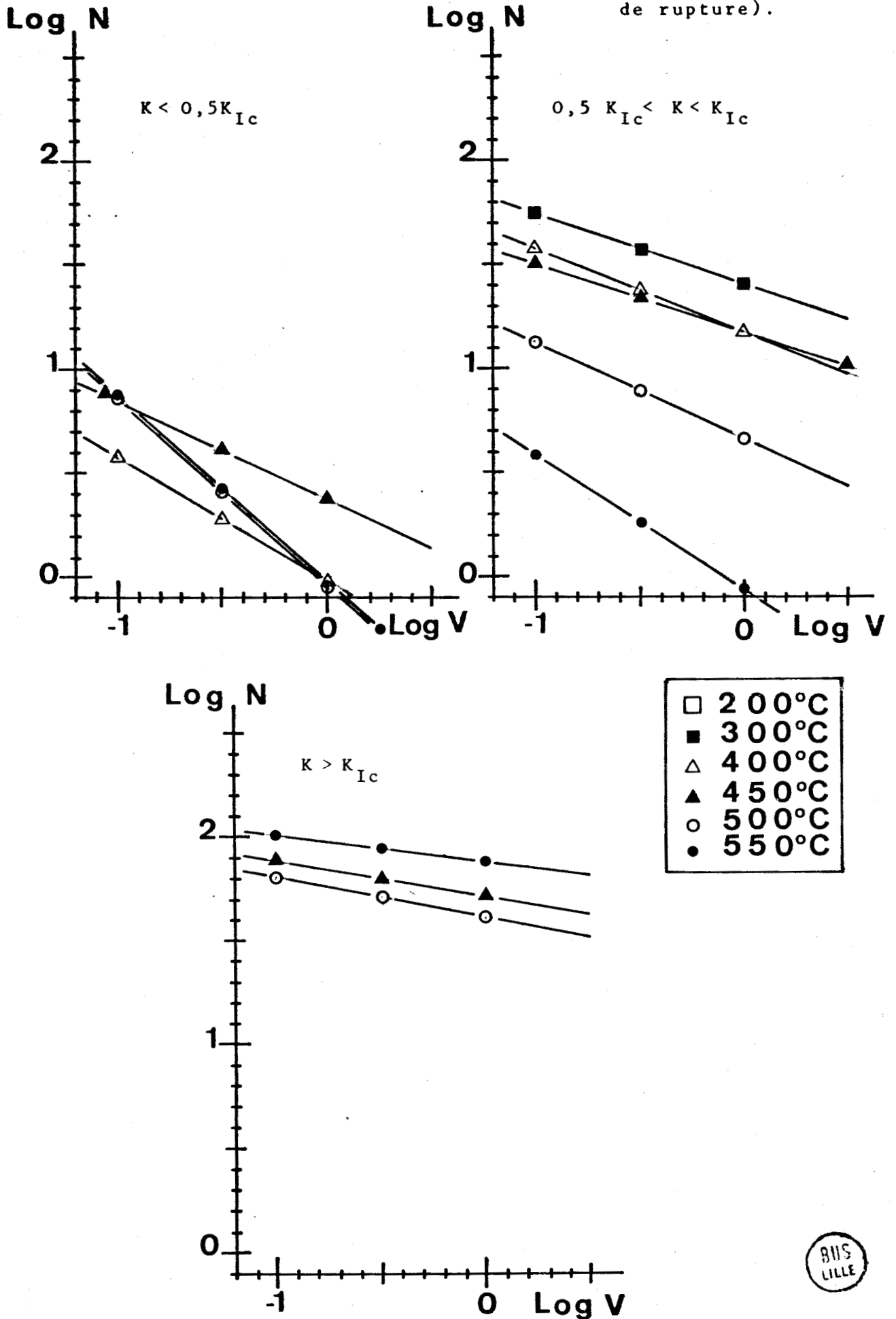
Chaque température de revenu est représentée par un symbole différent. Nous voyons ainsi successivement les résultats obtenus pour l'acier 35 CD 4, 35 NC 6, 35 NCD 16 et 45 S 8.

Dans un second temps, nous présentons les résultats de régression linéaire effectuées sur les courbes précédentes. Les figures IV.66 à IV.69 représentent les droites obtenues aux différentes températures respectivement pour chaque acier dans les mêmes intervalles de valeurs du facteur d'intensité des contraintes. Enfin, le tableau IV.70 indique pour l'ensemble des aciers les valeurs de la pente (b) des droites de régression aux différentes températures et intervalles du facteur d'intensité des contraintes.

TABLEAU IV.70 - VALEUR DU COEFFICIENT b REGRESSION
LINEAIRE - DISTRIBUTION D'AMPLITUDE
CUMULEE MOYENNE AUX DIFFERENTES TEMPERATURES EN FONCTION DE K

nuance	T° revenu	$K < 0.5 K_{IC}$	$0.5K_{IC} < K < K_{IC}$	$K_{IC} < K$
35 CD 4	200	N D	-	-
	300	N D	- 0.34	-
	400	- 0.60	- 0.40	-
	450	- 0.48	- 0.34	- 0.18
	500	- 0.91	- 0.49	- 0.20
	550	- 0.89	- 0.68	- 0.13
35 NC 6	200	- 1.04	- 0.23	-
	300	- 0.95	- 0.30	-
	400	- 0.29	- 0.45	- 0.24
	450	- 0.92	- 0.58	- 0.12
	500	- 0.82	- 0.61	- 0.19
	550	N D	N D	N D
35 NCD 16	200	-	- 0.40	-
	300	- 0.60	- 0.40	-
	400	- 0.76	- 0.32	- 0.23
	450	-	-	-
	500	- 0.62	- 0.36	- 0.25
	550	-	-	-

Figure IV.66 - Régression linéaire de la distribution d'amplitude cumulée moyenne en fonction de la température de revenu et de K (essais de rupture).



BUS
LILLE

Figure IV.67 - Régression linéaire de la distribution d'amplitude cumulée moyenne en fonction de la température de revenu et de K (essais de rupture).

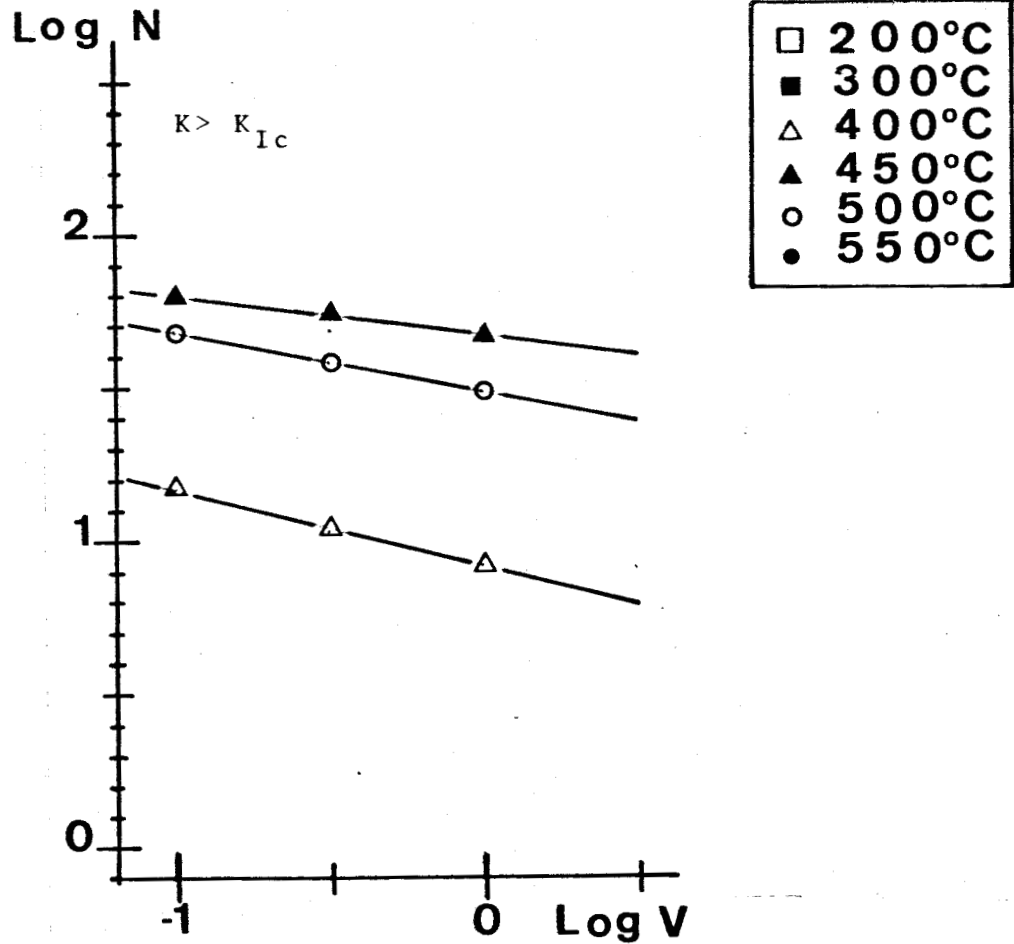
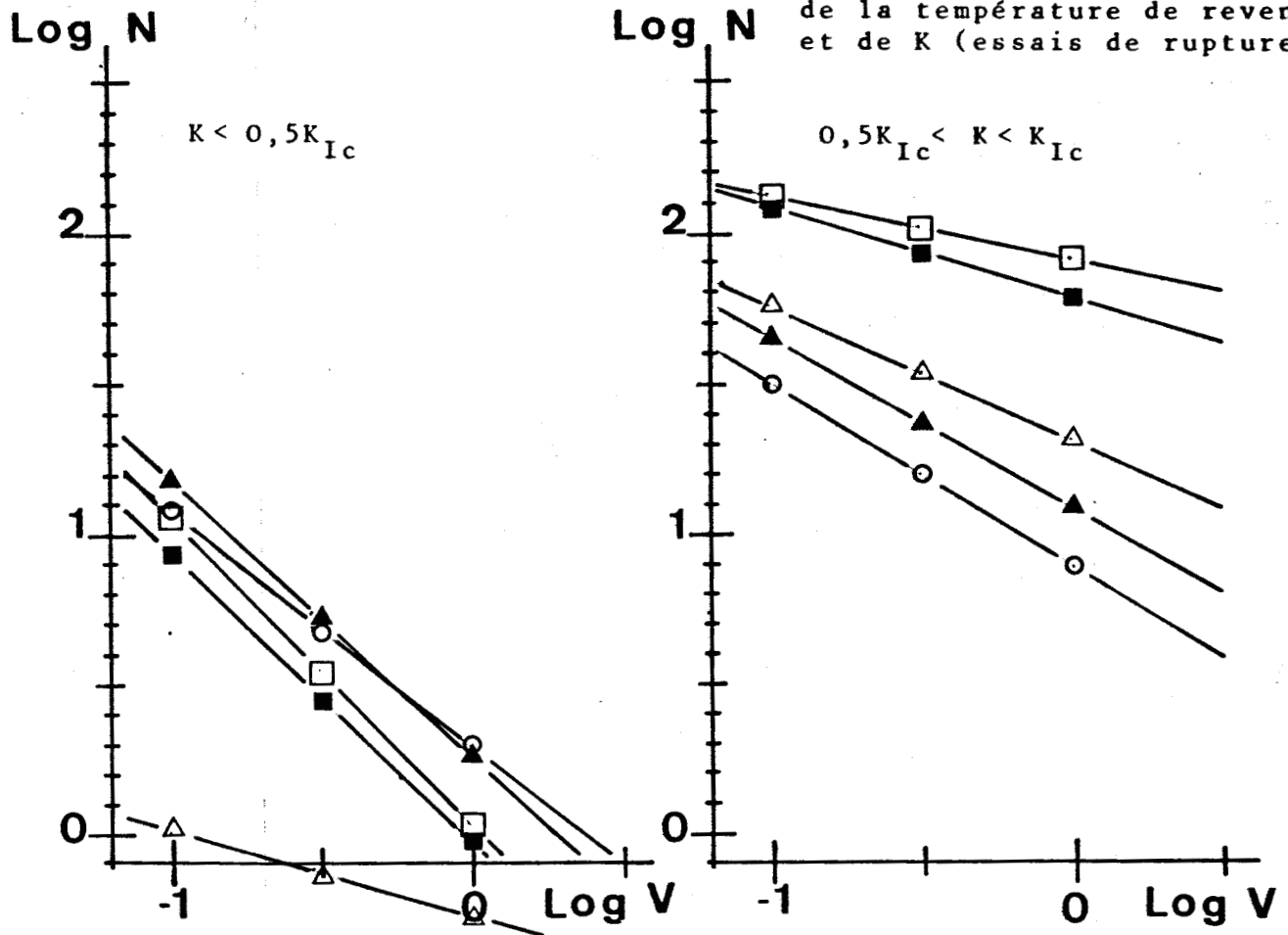


Figure IV.68 - Régression linéaire de la distribution d'amplitude cumulée moyenne en fonction de la température de revenu et de K (essais de rupture).

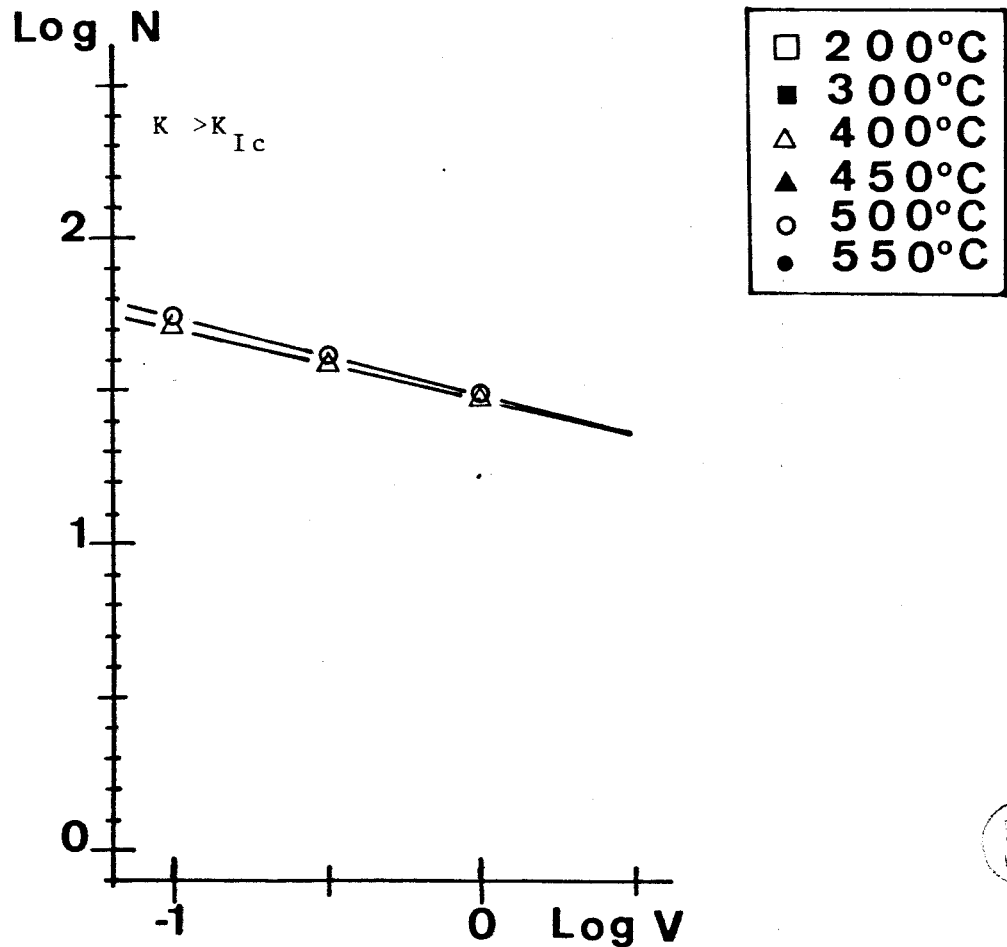
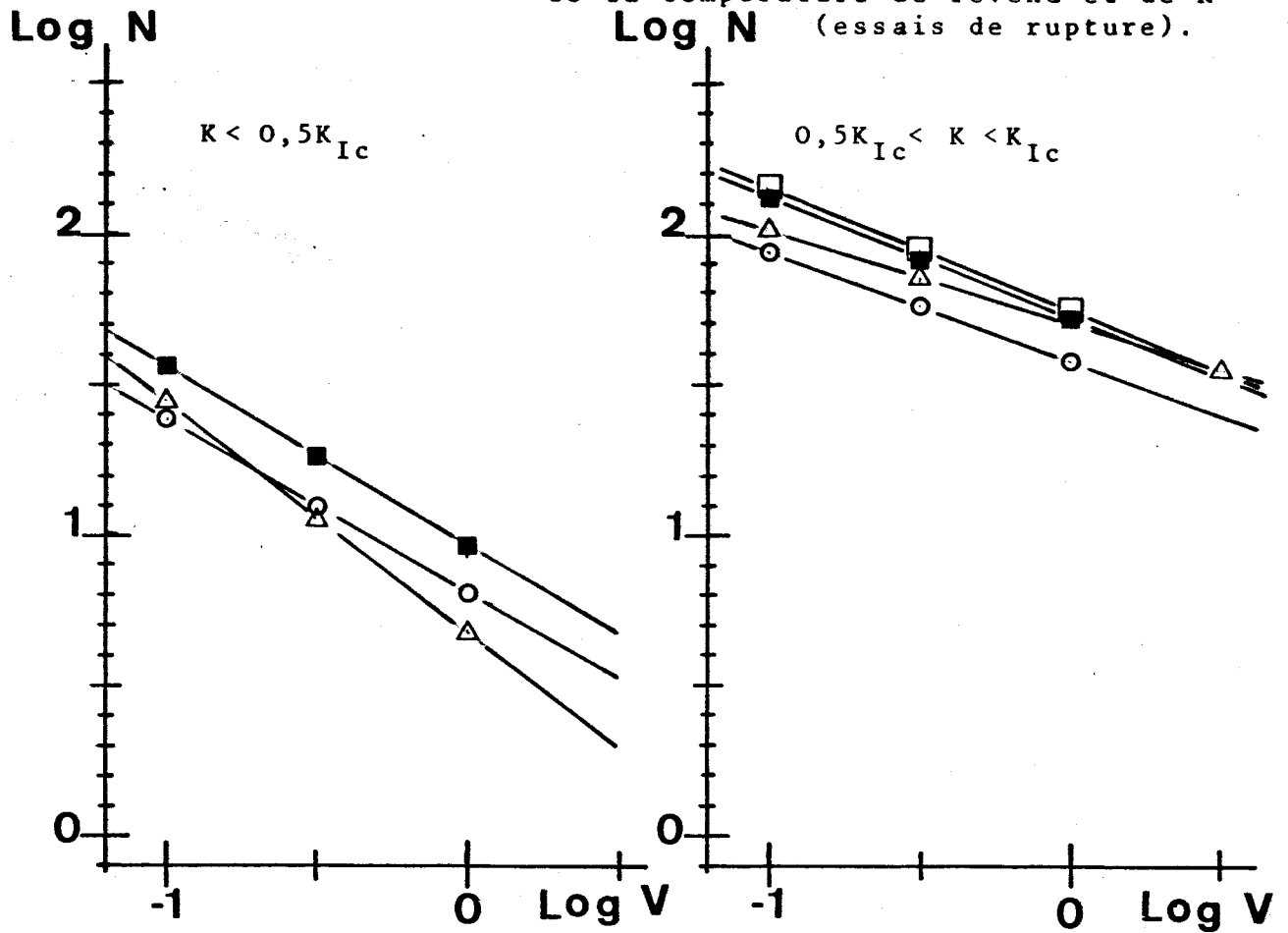
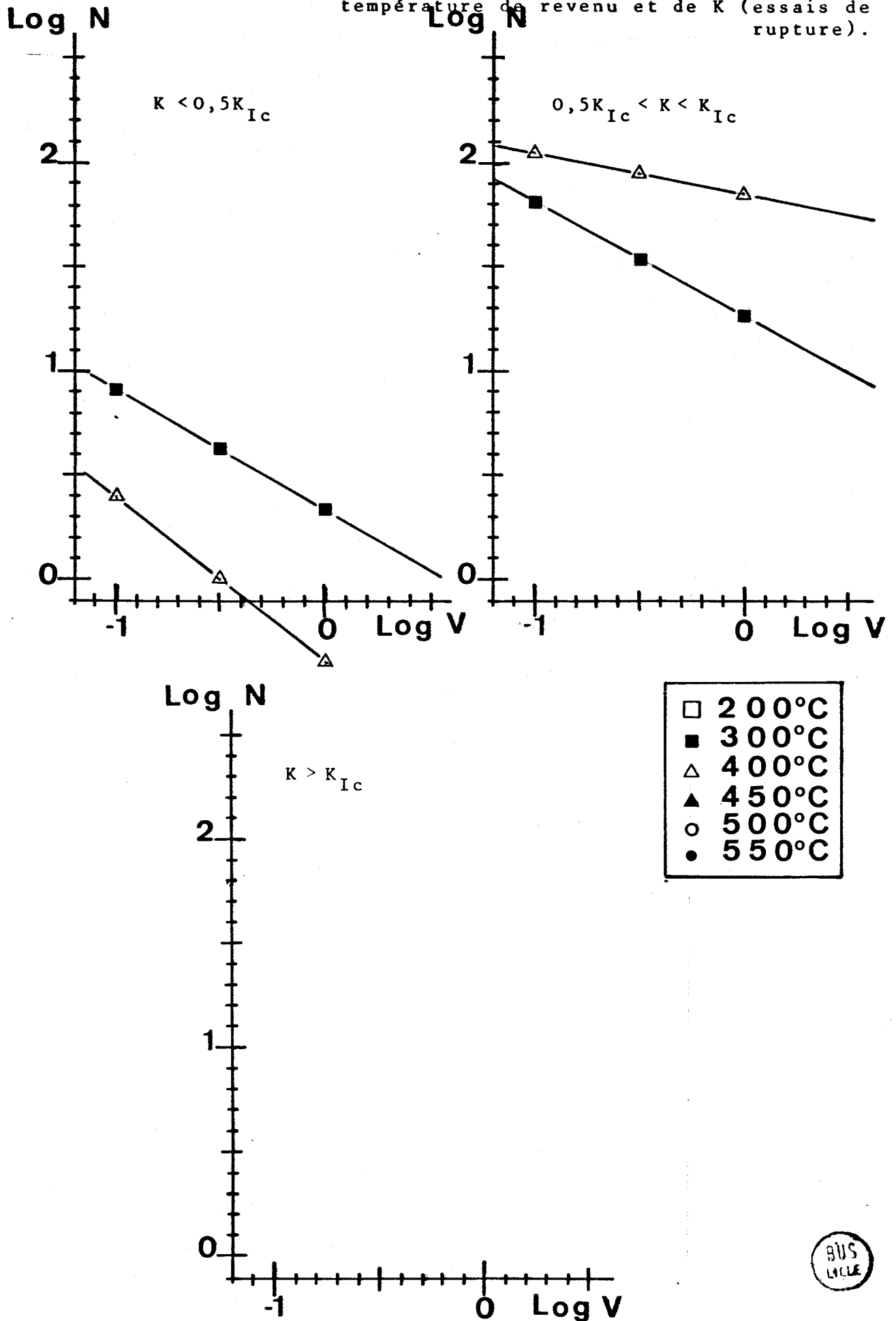


Figure IV.69 - Régression linéaire de la distribution d'amplitude cumulée moyenne en fonction de la température de revenu et de K (essais de rupture).



BUS
LILLE

nuance	T° revenu	$K < 0.5 K_{IC}$	$0.5 K_{IC} < K < K_{IC}$	$K_{IC} < K$
45 S 8	200	N D	N D	-
	300	- 0.58	- 0.55	-
	400	- 0.79	- 0.21	-
	450	-	-	-
	500	-	-	-
	550	-	-	-

IV.3. CARACTERISATION DES CAPTEURS PIEZOELECTRIQUES :

Nous présentons dans ce paragraphe les résultats de quelques mesures que nous avons effectuées en vue de caractériser les capteurs piézoélectriques que nous avons utilisés pour les essais de fissuration par fragilisation hydrogène cathodique et de rupture précédemment présentés.

Les principales caractéristiques que nous avons tenté d'établir sont la fréquence de résonance et l'impédance des transducteurs dans une bande de fréquences s'étendant de 100 KHz à 1 MHz.

IV.3.1 - Détermination de la fréquence de résonance :

Comme nous l'avons indiqué au début de ce chapitre, nous avons utilisé deux capteurs dont les fréquences de résonance fournies par le fabricant étaient 200 et 500 KHz.

Aussi pour vérifier ces caractéristiques, avons-nous réalisé trois séries d'essais différents dont les schémas de principe sont indiqués à la figure IV.71.

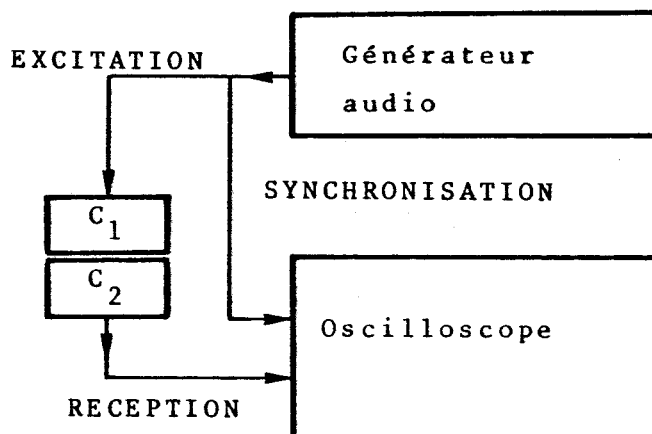
Il faut cependant remarquer que pour l'ensemble de ces essais, le principe général est le même. Il consiste à alimenter en tension sinusoïdale constante au moyen d'un générateur de fréquences, un capteur, que nous appellerons émetteur (C1) et que l'on présente vis-à-vis du capteur (C2) à tester dont on mesure la tension en sortie.

Figure IV.71 - Schéma des montages utilisés pour la détermination de la fréquence de résonance des capteurs d'émission acoustique.

a)

Capteur
émetteur
US. 3MHz

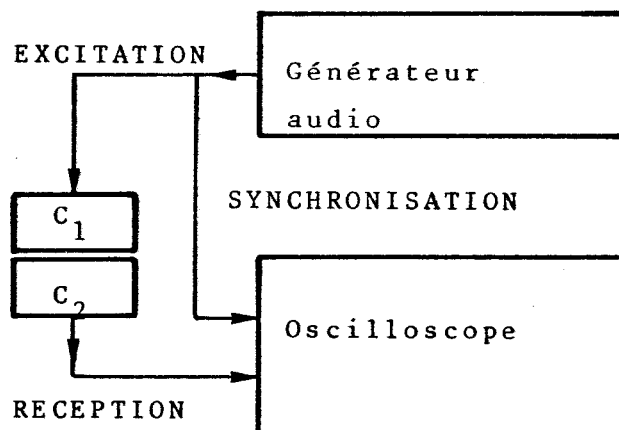
Capteur
récepteur
E A



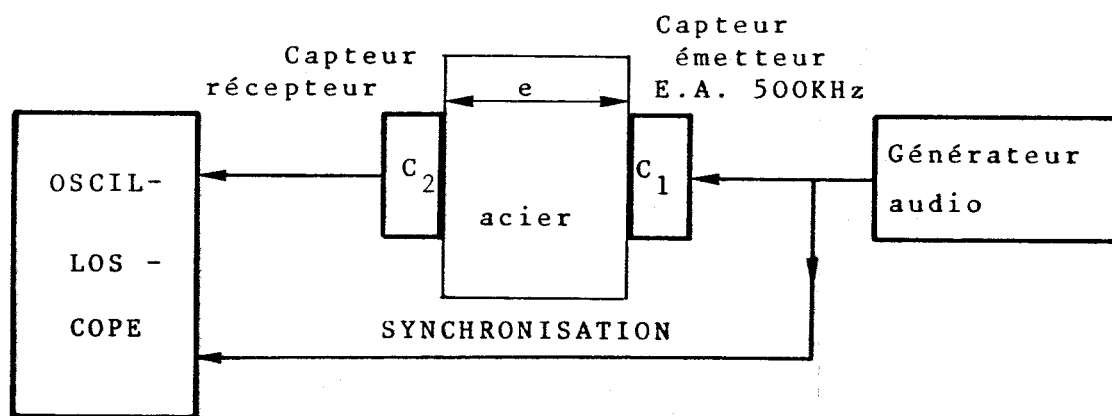
b)

CAPTEUR
EMETTEUR
E.A. 500 KHz

Capteur
récepteur
EA



c)



La différence entre les trois types d'essais réside dans le type d'émetteur utilisé et le couplage réalisé avec le capteur récepteur à caractériser.

Ainsi avons-nous dans un premier temps, utilisé comme émetteur (C1) un capteur à ultrason de fréquence 3 MHz couplé directement au capteur à caractériser (C2) (fig. IV.71 (a)).

Les tableaux IV.72 et IV.73 indiquent les mesures effectuées respectivement pour le capteur à 200 KHz et 500 KHz. Nous avons successivement : la fréquence (en KHz), à laquelle s'est effectuée la mesure, la tension en (mV) recueillie aux bornes du capteur (C2) à la fréquence considérée, enfin la valeur de l'atténuation exprimée en décibels.

TABLEAU IV.72 - MESURE DE RESONANCE CAPTEUR 200 KHz
TENSION D'EXCITATION 2 Vcc SINUSOIDALE
CAPTEUR EXCITATION US 3 MHz - COUPLAGE
DIRECT

f (KHz)	U_{C2} (mV)	G (dB)	f (KHz)	U_{C2} (mV)	G (dB)
100	90	- 27	240	80	- 28
110	120	- 24	250	90	- 27
120	120	- 24	260	70	- 29
130	180	- 21	270	80	- 28
140	200	- 20	280	50	- 32
150	230	- 19	290	40	- 34
155	390	- 14	300	40	- 34
160	520	- 11.7	310	60	- 31
165	620	- 10.5	320	130	- 23.7
170	590	- 10.6	330	140	- 23
175	400	- 14	340	90	- 27
180	270	- 17.4	350	70	- 29
190	170	- 21.4	360	70	- 29
200	80	- 28	370	70	- 29
210	60	- 31	380	60	- 31
220	30	- 36	390	50	- 32
230	80	- 28	400	40	- 34



TABLEAU IV.73 - MESURE DE RESONANCE CAPTEUR 500 KHz
TENSION D'EXCITATION 2 Vcc SINUSOIDALE
CAPTEUR EXCITATION US 3 MHz -
COUPLAGE DIRECT

f (KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)	f (KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)
100	25	- 38	410	55	- 31
110	9	- 47	420	80-80	- 28
120	5	- 52	430	68	- 29
130	20	- 40	440	90	- 27
140	20	- 40	450	100	- 26
150	21	- 40	460	108	- 25
160	23	- 39	470	130	- 24
170	29	- 37	480	84	- 28
180	24	- 38	490	84	- 28
190	13	- 44	500	128	- 24
200	12	- 44	510	90	- 27
210	10	- 46	520	160	- 26
220	12	- 44	530	80	- 28
230	13	- 44	540	64	- 30
240	13	- 44	550	60	- 30
250	10	- 46	560	52	- 32
260	6	- 50	570	44	- 33
270	5	- 52	580	35	- 35
280	9	- 47	590	19	- 40
290	12	- 44	600	12	- 44
300	16	- 42	620	10	- 46
310	11	- 45	640	31	- 36
320	16	- 42	660	36	- 35
330	11	- 45	680	20	- 40
340	3	- 56	700	14	- 43
350	10	- 46	720	18	- 41
360	9	- 47	740	23	- 39
370	10	- 46	760	45	- 33
380	4	- 54	780	62	- 30
390	9	- 47	800	61	- 30
400	29	- 37	820	61	- 30

Figure IV.74 - Spectre capteur 200 KHz - couplage direct
capteur excitation 3 MHz.

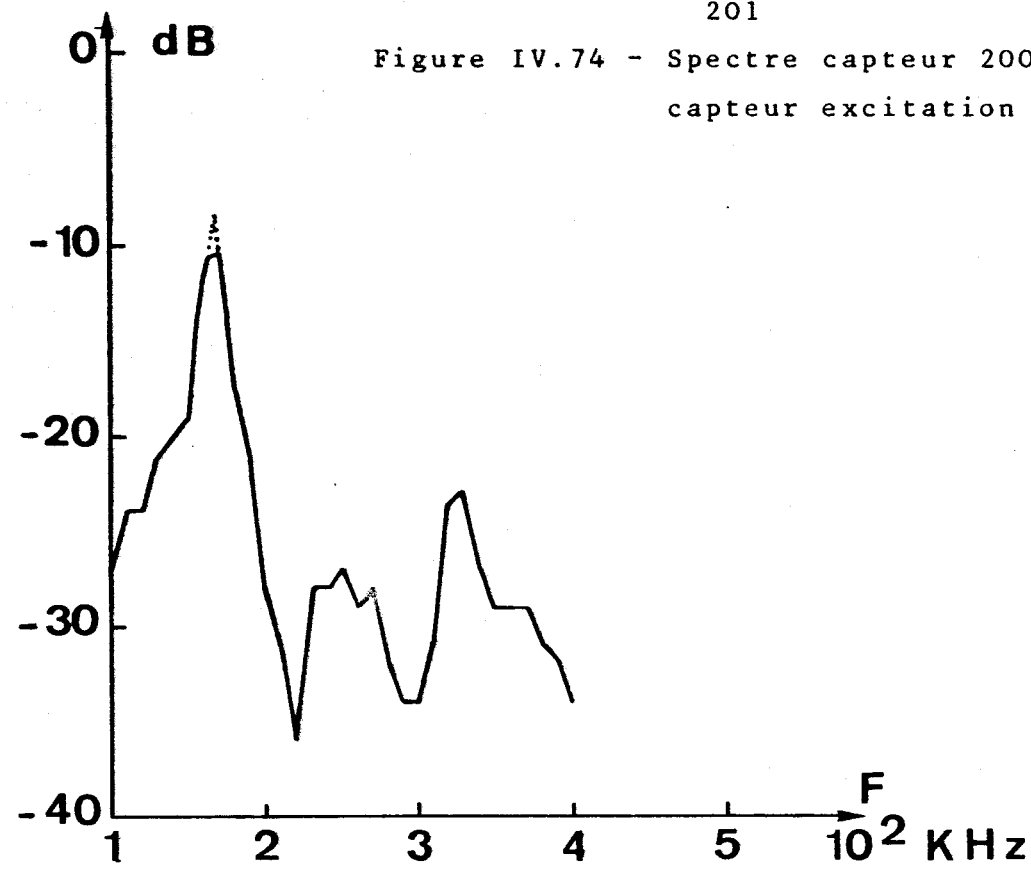
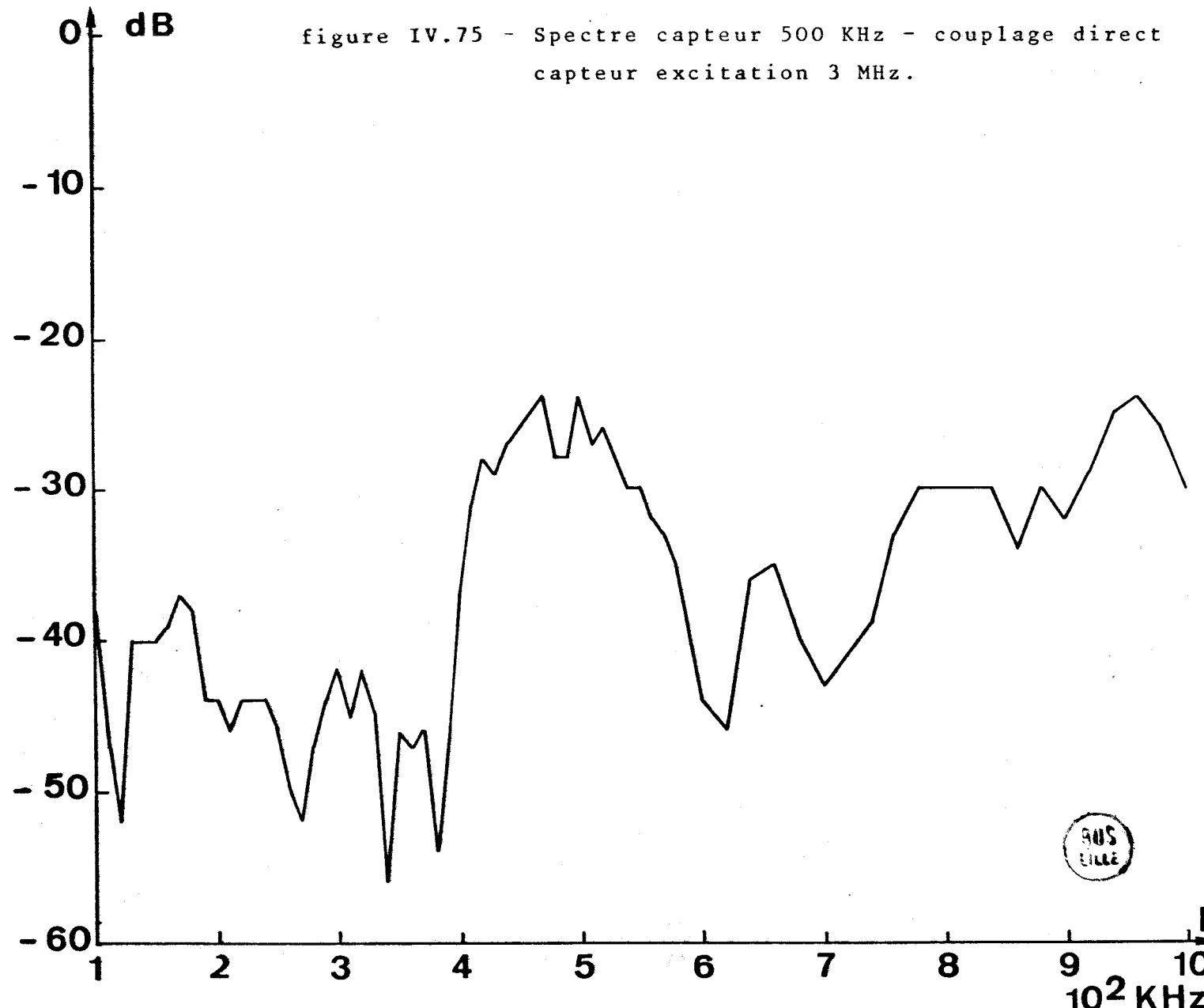


figure IV.75 - Spectre capteur 500 KHz - couplage direct
capteur excitation 3 MHz.



905
E1122

f (KHz)	U_{C2} (mV)	G (dB)	f (KHz)	U_{C2} (mV)	G (dB)
840	61	- 30	940	118	- 25
860	40	- 34	960	130	- 24
880	60	- 30	980	99	- 26
900	48	- 32	1000	61	- 30
920	68	- 29			

Ces mesures nous ont permis de tracer les courbes IV.74 et IV.75 représentant l'atténuation des capteurs en fonction de la fréquence du signal d'excitation respectivement pour les capteurs à 200 et 500 KHz.

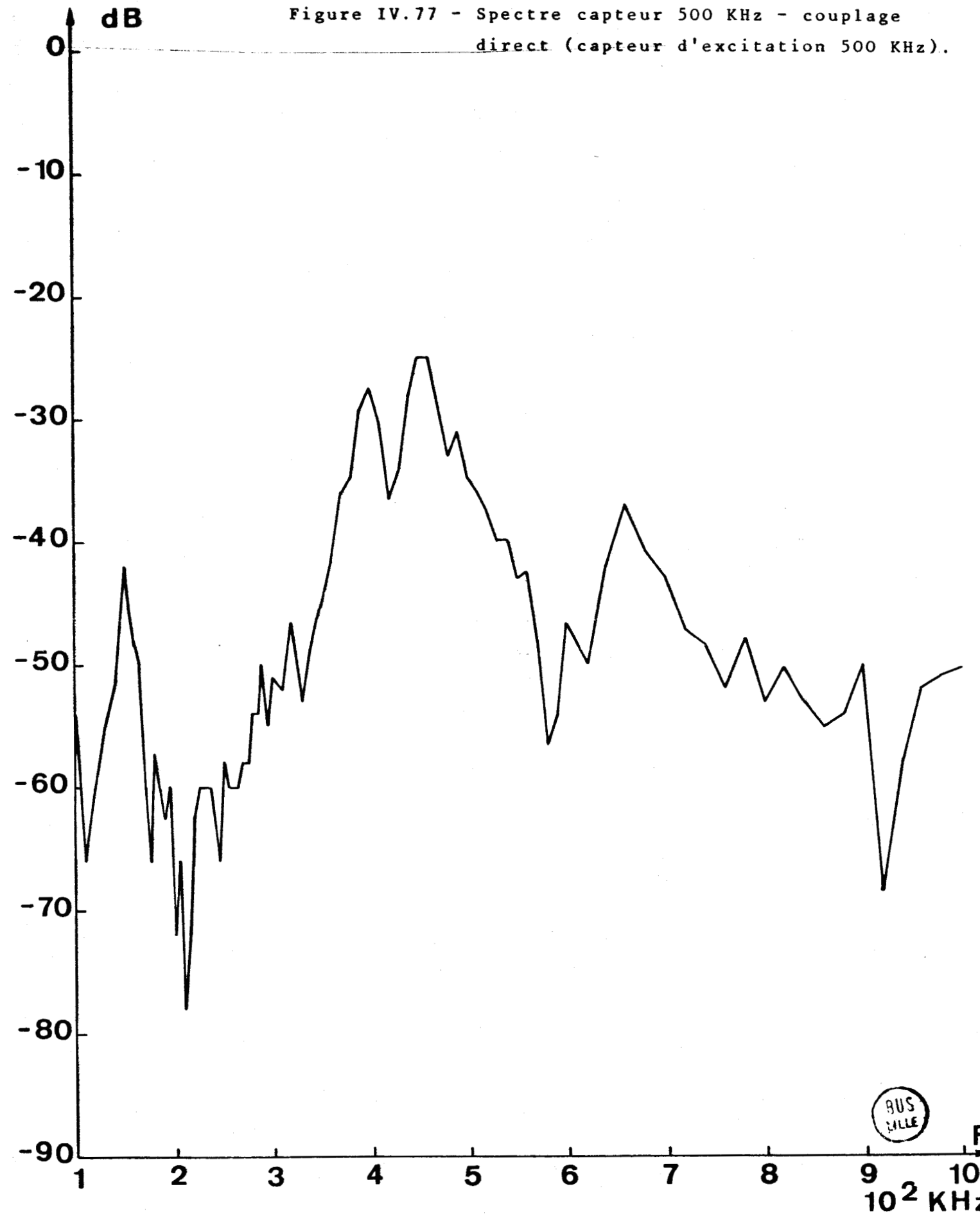
Pour la seconde série d'essais (fig. IV.71 (b)), que nous avons limité au seul capteur 500 KHz, nous avons remplacé le capteur ultra sonore (C1) par un capteur d'émission acoustique type 500 KHz identique à celui utilisé en position C_2 , le type de couplage restant celui de la série d'essais précédents. Le tableau IV.76 et la figure IV.77 présentent les résultats ainsi obtenus pour le capteur de 500 KHz.

TABLEAU IV.76 - MESURE RESONANCE DU CAPTEUR 500 KHz
TENSION D'EXCITATION 2 Vcc SINUSOIDALE
CAPTEUR D'EXCITATION 500 KHz (5 AM)
- COUPLAGE DIRECT -

f (KHz)	U_{C2} (mV)	G (dB)	(KHz)	U_{C2} (mV)	G (dB)
100	4	- 54	120	2	- 60
102	3	- 56,5	122	2	- 60
104	2	- 60	124	2	- 60
106	1	- 66	126	2.5	- 58.1
108	0,5-1	- 68.5	128	3	- 56.5
110	1	- 66	130	3.5	- 55.1
112	1	- 66	132	4	- 54
114	1	- 66	134	4.5	- 53
116	1-1.5	- 64.1	136	5	- 52
118	1	- 66	138	4	- 54

f(KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)	f(KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)
140	5	- 52	310	5	- 52
142	8	- 48	320	9.5	- 46.5
144	7.5	- 48.5	330	4.5	- 53
146	8.5	- 47.4	340	7.5	- 48.5
148	10	- 46	350	10.5	- 45.6
150	15.5	- 42.2	360	16.5	- 41;7
155	10	- 46	370	30.5	- 36.3
160	7.5	- 48.5	380	35	- 35.1
165	6.5	- 49.8	390	67/68	- 29.4
170	2	- 60	400	84	- 27.5
175	1	- 66	410	59	- 30.6
180	2.5-3	- 57.2	420	30/30	- 36.5
185	2	- 60	430	38	- 34.4
190	1.5	- 62.5	440	80/81	- 27.9
195	2	- 60	450	115/115	- 24.8
200	0.5	- 72	460	110/108	- 25.3
205	1	- 66	470	73	- 28.8
210	0.5	- 78.1	480	44	- 33.2
215	0.5	- 72	490	54	- 31.4
220	1.5	- 62.5	500	37/37	- 34.7
225	2	- 60	510	32	- 35.9
230	2	- 60	520	27	- 37.4
235	2	- 60	530	20.5	- 39.8
240	1.5	- 62.5	540	19	- 40.4
245	1	- 66	550	14.5	- 42.8
250	2.5	- 58.1	560	15	- 42.5
255	2	- 60	570	8	- 48
260	2	- 60	580	3	- 56.5
265	2	- 60	590	4	- 54
270	2.5	- 58.1	600	9.5	- 46.5
275	2.5	- 58.1	620	6.5	- 49.8
280	4	- 54	640	16.5	- 41.7
285	4	- 54	660	28	- 37.1
290	6.5	- 49.8	680	18.5	- 40.7
295	3.5	- 55.1	700	14	- 43.1
300	5.5	- 51.2	720	8.5	- 47.4

Figure IV.77 - Spectre capteur 500 KHz - couplage direct (capteur d'excitation 500 KHz).



f (KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)	f (KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)
740	7.5	- 48.5	880	4	- 54
760	5	- 52	900	6	- 50.5
780	8	- 48	920	0.5-1	- 68.5
800	4.5	- 53	940	2.5	- 58.1
820	6.	- 50.5	960	5	- 52
840	4.5	- 53	980	5.5	- 51.2
860	3.5	- 55.1	1000	6	- 50.5

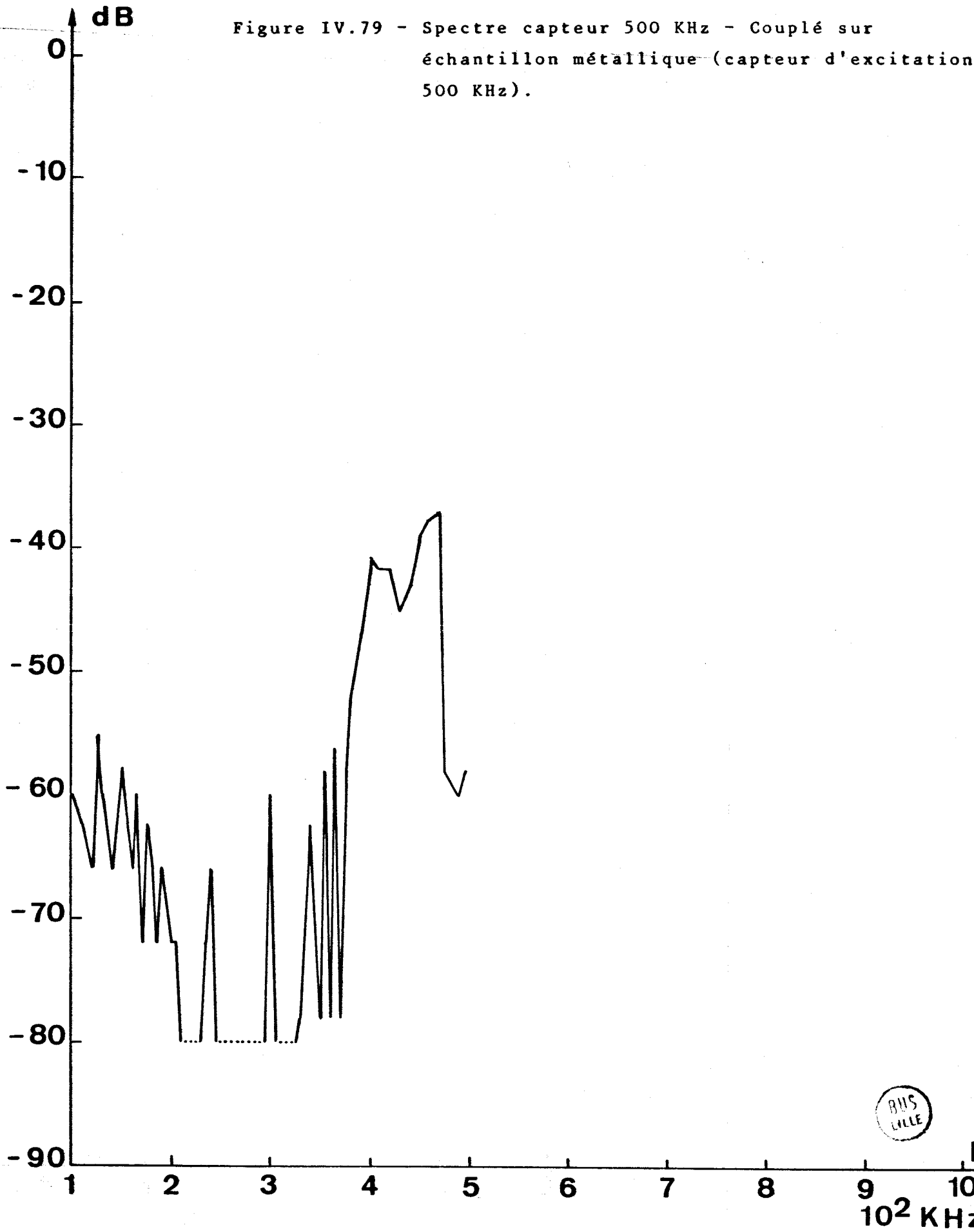
Enfin pour la dernière série d'essais toujours limitée au seul capteur 500 KHz, nous avons intercallé entre les capteurs émetteur et récepteur une cale d'acier d'une épaisseur de 55,4 mm, comme le montre la figure(IV.71 (c)). Les résultats ainsi obtenus sont rassemblés dans le tableau IV.78 et la figure IV.79.

TABLEAU IV.78 - MESURE RESONANCE CAPTEUR 500 KHz
TENSION EXCITATION 2 Vcc SINUSOIDALE
CAPTEUR EXCITATION 500 KHz (5AM)
- COUPLAGE PAR ECHANTILLON METALLIQUE -

f (KHz):	U _{C2} (mV)	G (dB)	f (KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)
100	4	- 60	200	1	- 72
110	3	- 62.5	205	1	- 72
120	2	- 66	210	-	-
127	7	- 55.1	215	-	-
130	4	- 60	220	-	-
140	2	- 66	225	-	-
150	5	- 58.1	230	-	-
155	3	- 62.5	235	1	- 72
160	2	- 66	240	2	- 66
165	4	- 60	245	-	-
170	1	- 72	250	-	-
175	3	- 62.5	255	-	-
180	2	- 66	260	-	-
185	1	- 72	265	-	-
190	2	- 66	270	-	-



Figure IV.79 - Spectre capteur 500 KHz - Couplé sur échantillon métallique (capteur d'excitation 500 KHz).



f (KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)	f(KHz)	U _{C2} (mV)	G (dB)
275	-	-	375	5	- 58.1
280	-	-	380	10	- 52
285	-	-	390	18	- 46.9
290	-	-	400	37	- 40.7
295	-	-	410	33	- 42.7
300	4	- 60	420	33	- 41.7
310	-	-	430	22	- 45.2
320	-	-	440	27	- 43.4
330	-	- 78.1	450	45	- 39.0
340	3	- 62.5	460	53	- 37.55
350	-	- 78.1	465	57	- 36.9
355	5	- 58.1	475	5	- 58.1
360	-	- 78.1	490	4	- 60
365	6	- 56.5	495	5	- 58.1
370	-	- 78.1			

IV.3.2 - Détermination de l'impédance :

Nous avons également effectué deux séries de mesures pour déterminer l'impédance des capteurs 200 et 500 KHz en fonction de la fréquence.

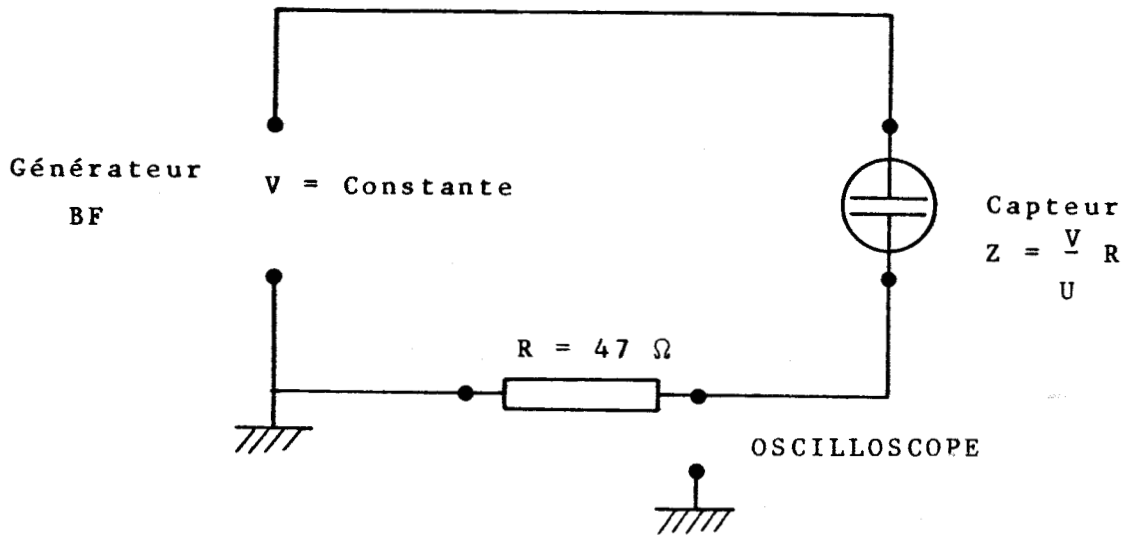
Nous avons donc utilisé deux montages dont les schémas de principe apparaissent à la figure IV.80.

Le principe pour les deux montages est identique à savoir que nous alimentons le capteur à tester par une tension au travers d'une résistance de 47 Ω : la différence entre les deux montages réside dans le fait que pour le montage automatique (fig. IV.80 (b)), la tension d'injection aux bornes du capteur est asservie ou vobulée et la tension au travers de la résistance est enregistrée sur papier par l'intermédiaire du FREBOMOL.

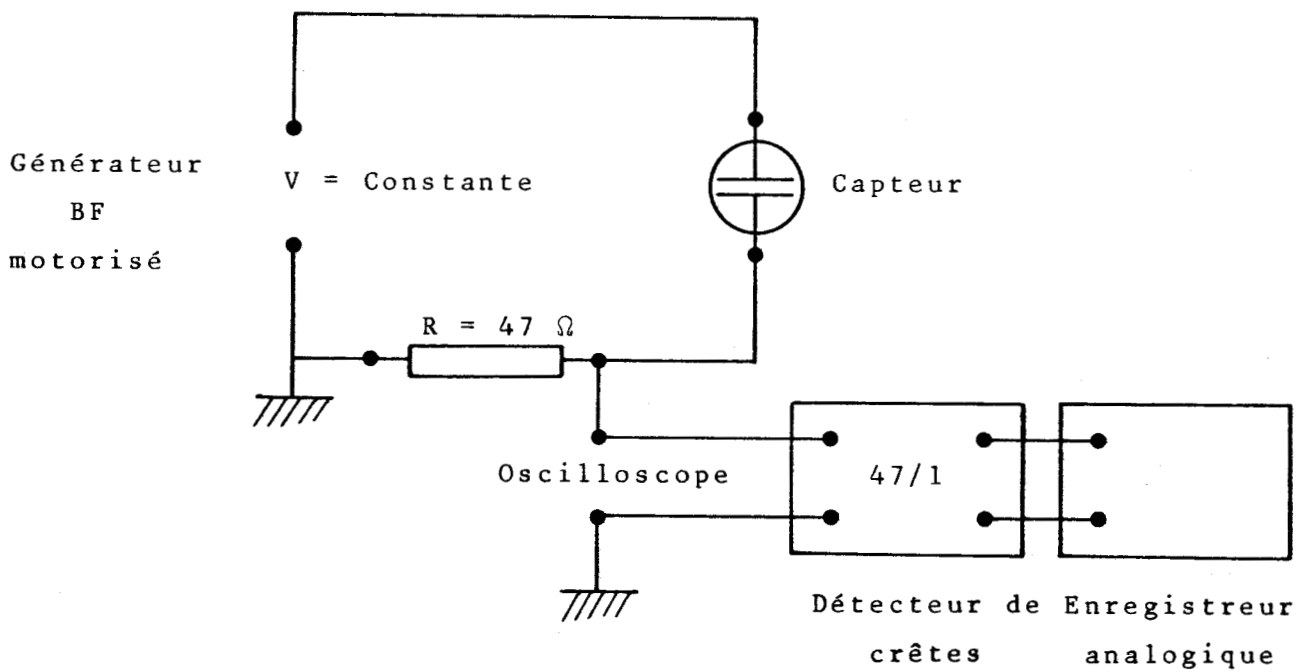
Il faut toutefois remarquer que pour le système automatisé, après redressement du signal, le FREBOMOL a un gain voisin de

Figure IV.80 - Montages pour le relevé des courbes d'impédance des capteurs.

1° - Montage manuel



2° - Montage automatique



10, mais ce dernier diminue rapidement au-delà de 700 KHz, ce qui fait que les résultats ne sont plus acceptables.

Dans les deux cas l'impédance du capteur à une fréquence considérée est donnée par :

$$Z_f = \frac{V}{U} R$$

V : tension injectée

U : tension recueillie aux bornes de la résistance R

Le tableau IV.81 indique les relevés de mesures effectuées sur le capteur 200 KHz sous une tension de 10 V en fonction de la fréquence dans le cas du montage manuel.

TABLEAU IV.81 - RELEVÉ MANUEL D'IMPEDANCE DES CAPTEURS
200 KHz

f (KHz)	courant (mA)	Impédance (Ω)	f (KHz)	courant (mA)	Impédance (Ω)
1000	2.8	3 600	250	0.60	16 700
900	2.4	4 170	237	0.74	13 500
800	2.2	4 500	225	0.42	23 500
700	1.9	5 300	222	0.79	12 700
600	1.7	5 900	197	0.60	16 700
500	1.3	7 700	180	0.28	35 700
400	1.1	9 100	170	0.04	50 000
325	0.74	13 500	160	0.77	13 000
315	0.98	10 200	155	5.10	1 960
300	0.79	12 600	153	23.40	430

Le tableau IV.82 fournit pour le même montage les résultats obtenus dans le cas du capteur 500 KHz.

TABLEAU IV.82 - RELEVÉ MANUEL D'IMPÉDANCE DES CAPTEURS
500 KHz

f (KHz)	Courant (mA)	Impédance (Ω)	f (KHz)	courant (mA)	Impédance (Ω)
1 000	1.56	6 400	415	1.06	9 500
900	1.48	6 700	405	1.24	8 000
800	1.22	8 200	390	1.02	9 800
700	1.06	9 500	350	0.80	12 500
600	0.86	11 600	300	0.68	14 700
550	0.72	13 900	250	0.56	18 800
520	0.56	18 800	200	0.42	23 800
495	0.72	13 900	150	0.34	29 400
450	0.94	10 600	100	0.22	45 000
430	0.76	13 100			

Les figures IV.83 et IV.84 donnent l'allure des courbes d'impédance correspondantes aux tableaux ci-dessus, respectivement pour le capteur 200 KHz et le capteur 500 KHz.

La courbe IV.85 montre les courbes d'impédance comparatives des deux capteurs par rapport à une capacité pure de $3,5 \cdot 10^{-5}$ F. Enfin par une excitation du type par impulsion brève (10mV/10V) on peut considérer que le capteur 200 KHz est très peu amorti (400 μ s) par rapport au 500 KHz (6 μ s).

Dans le cas du montage automatique les figures IV.86 et IV.87 montrent les courbes obtenues dans le cas du capteur 200 KHz et 500 KHz.

Ceci termine le chapitre IV qui a présenté l'ensemble des résultats que nous avons obtenus au cours de cette étude.

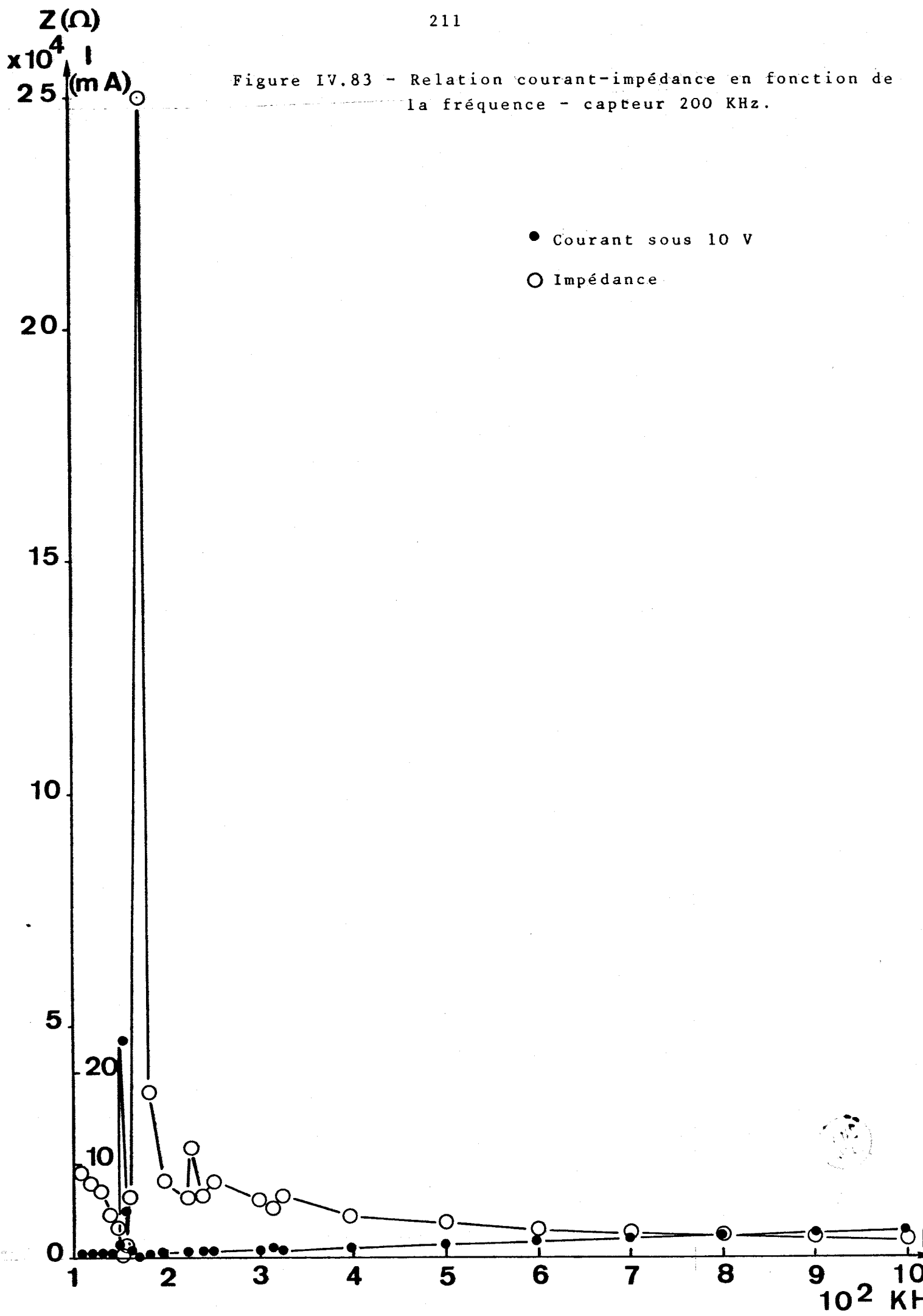


Figure IV.84 - Relation courant et impédance en fonction de la fréquence capteur 500 KHz

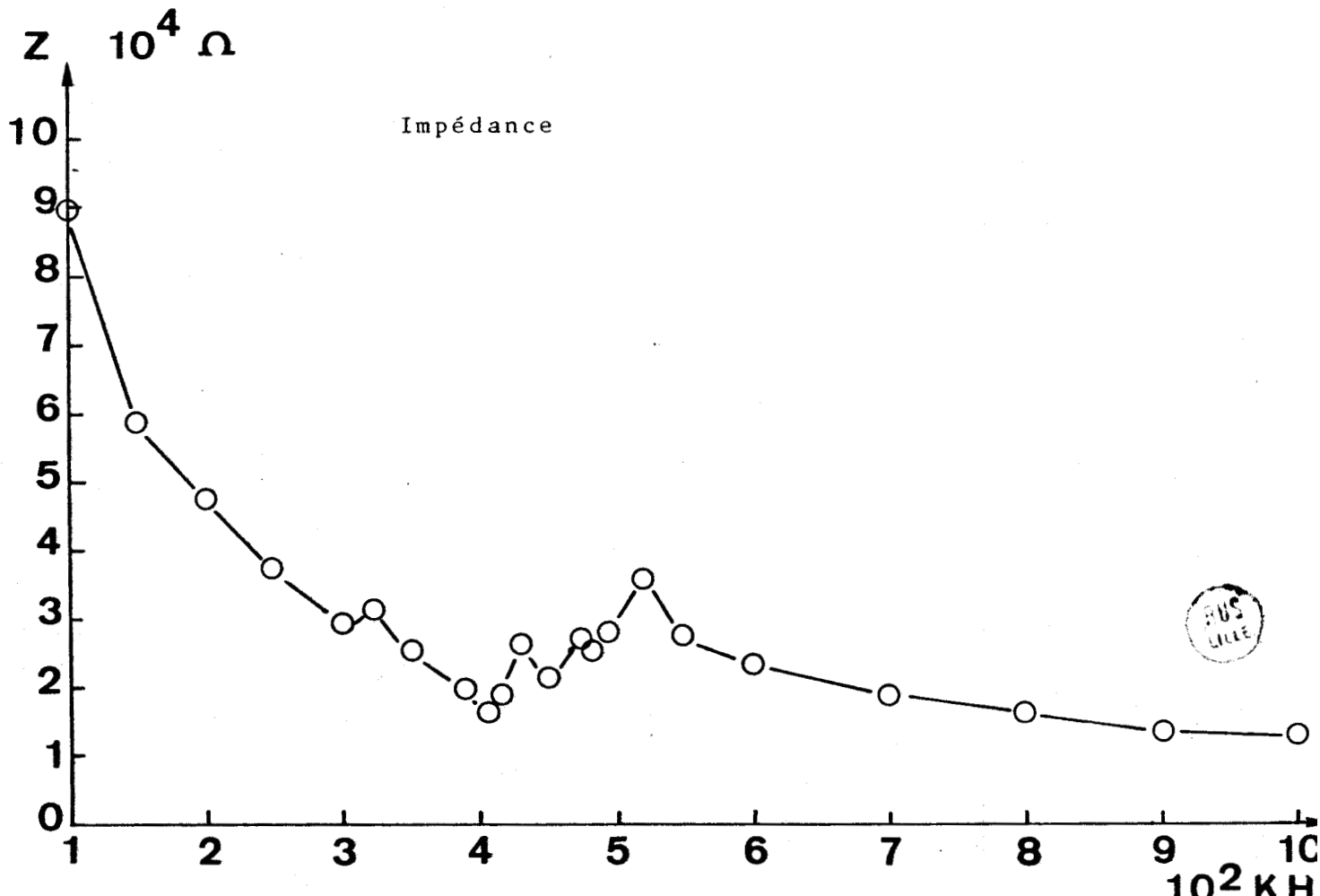
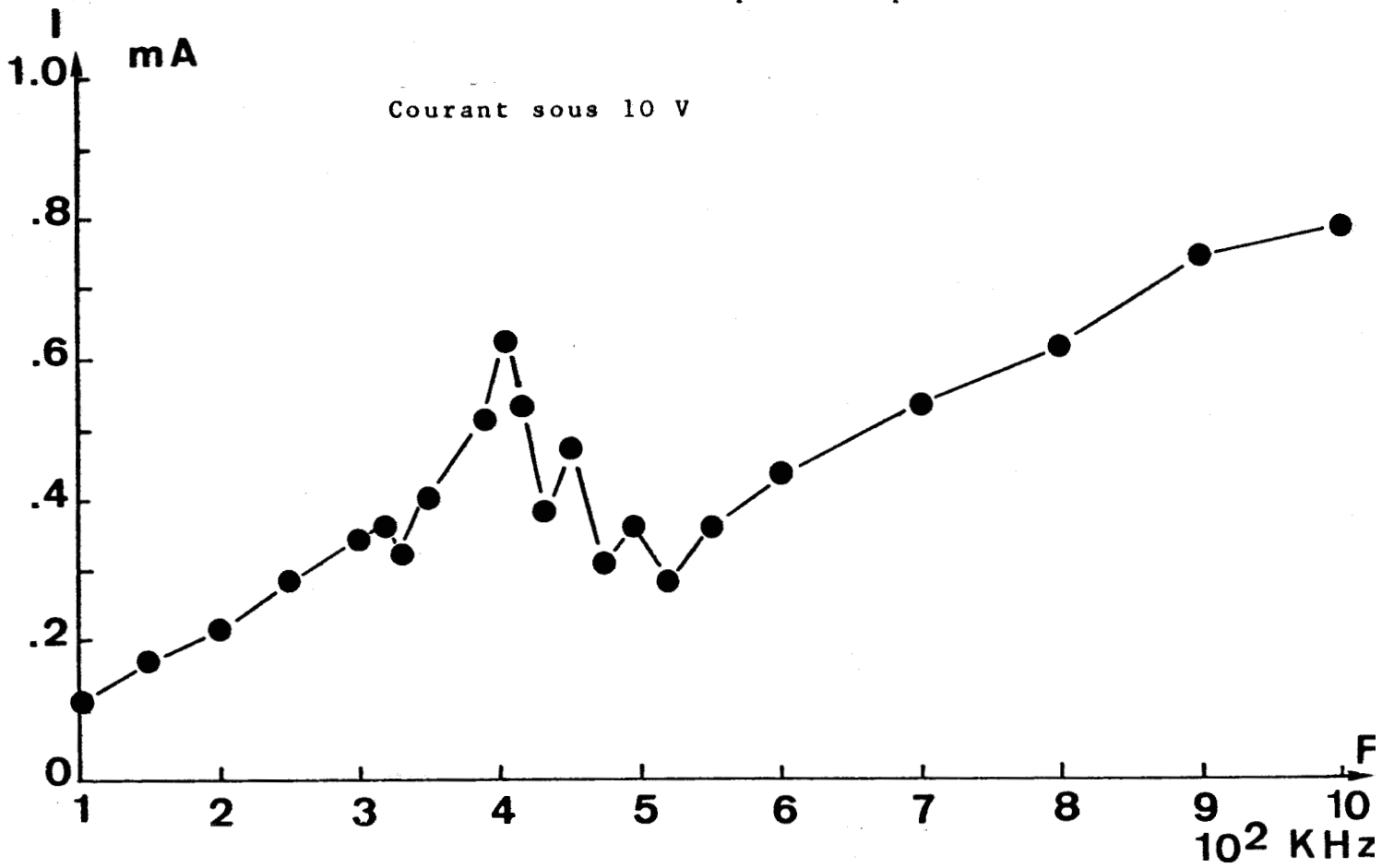


Figure IV.85 - Courbes d'impédance comparatives
capteurs - Capacité

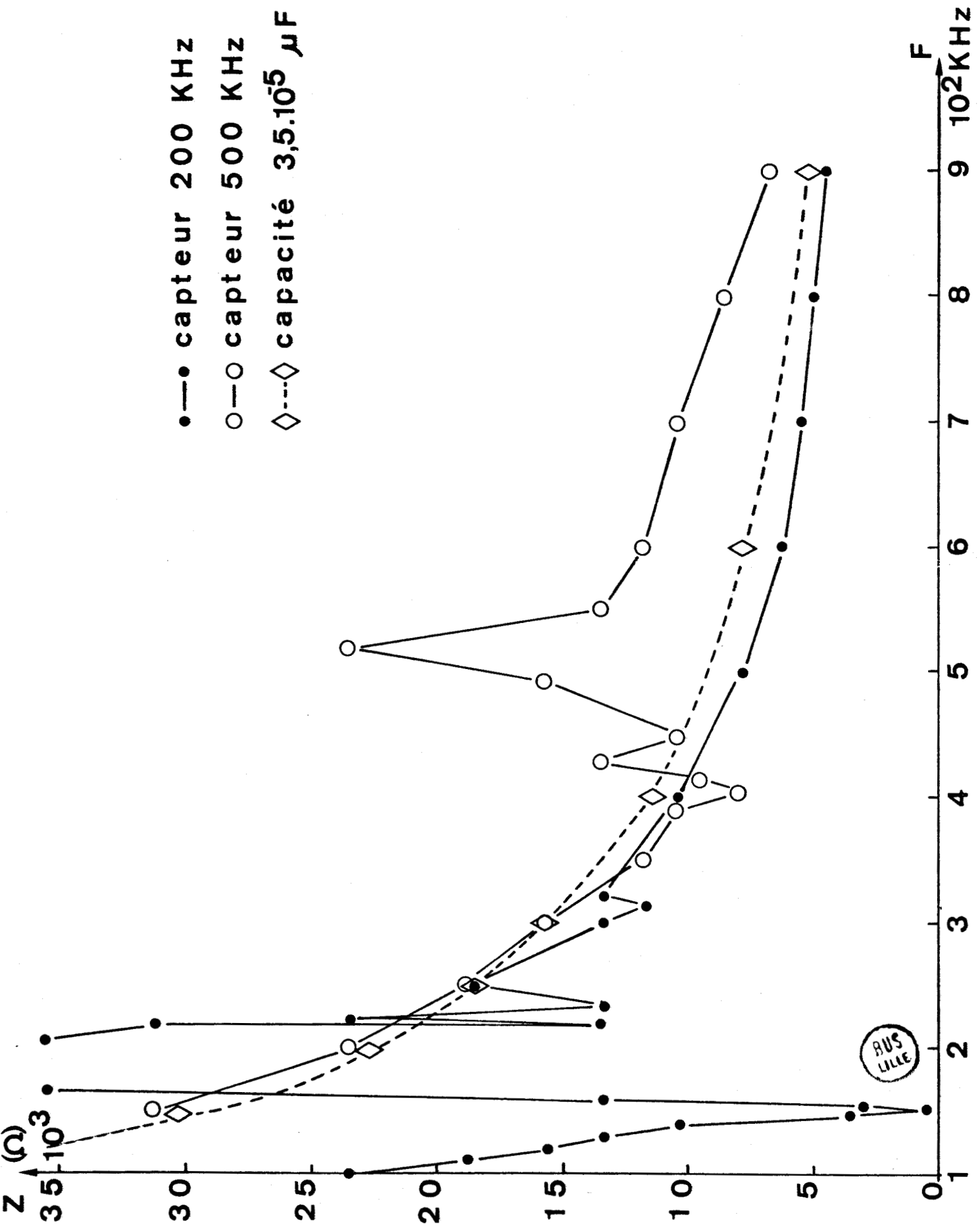


Figure IV.86 -Image du spectre d'impédance en automatique

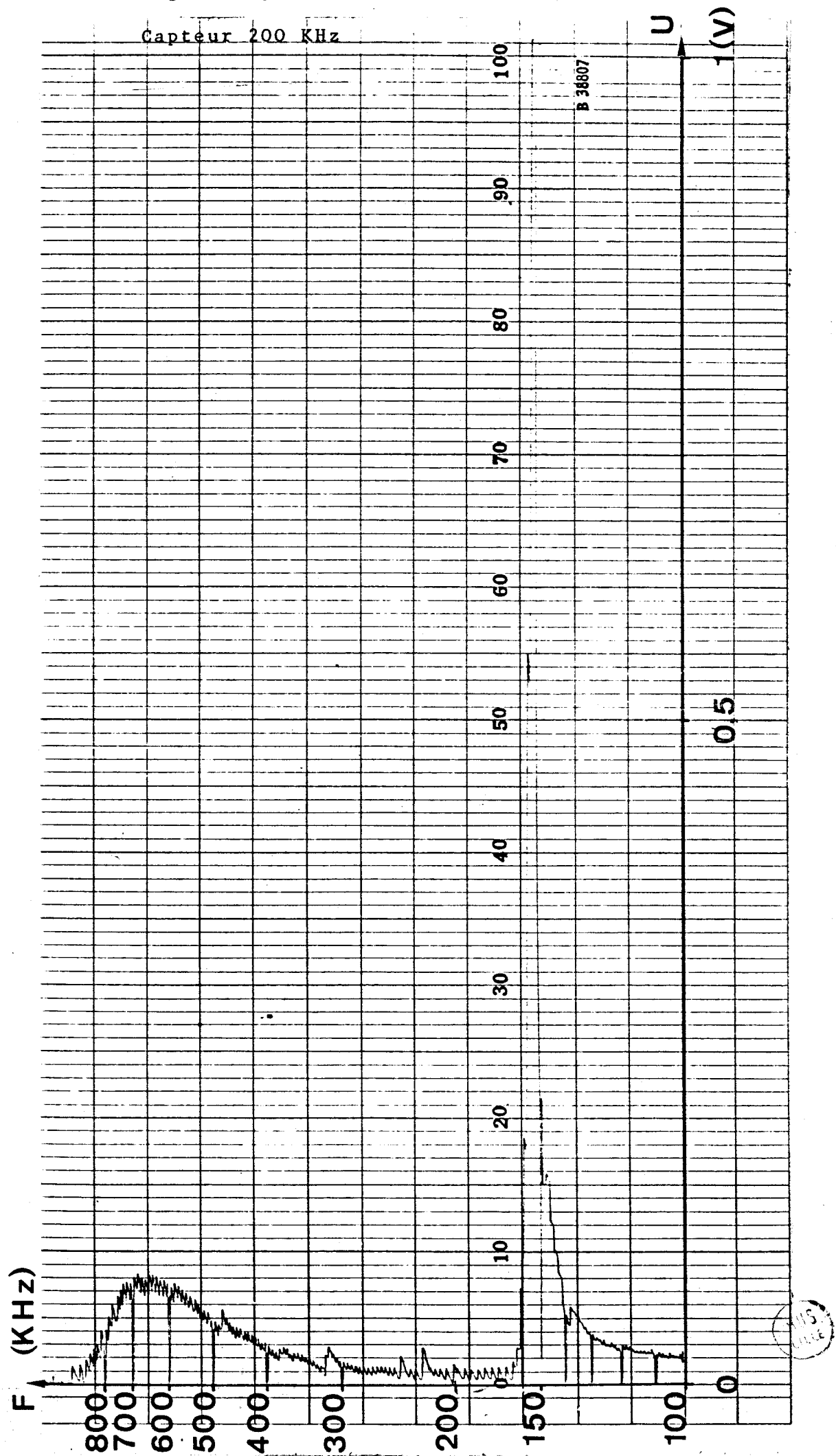
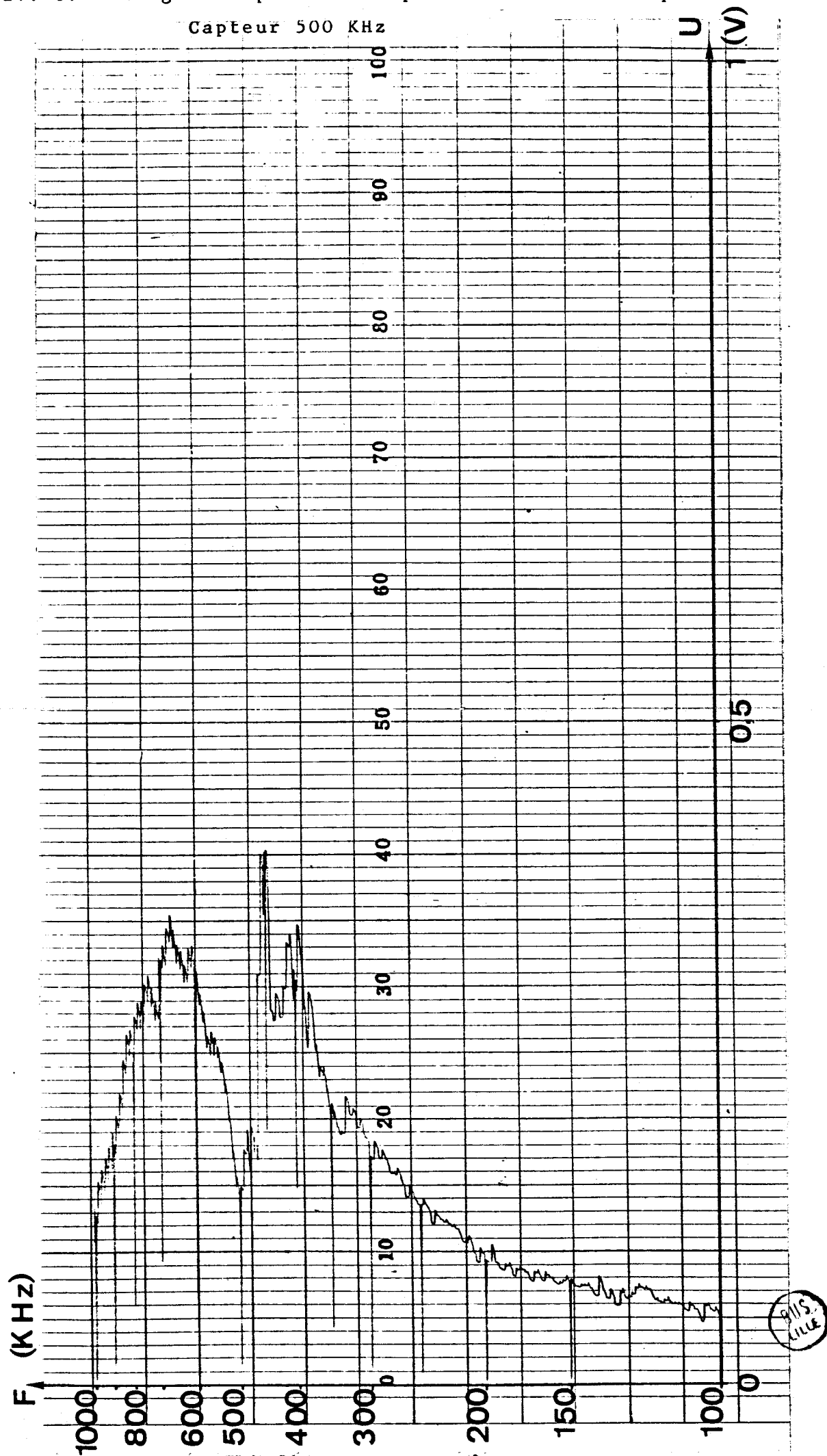


Figure IV. 87 - Image du spectre d'impédance en automatique



CHAPITRE V

CHAPITRE V - DISCUSSION

=====

Au cours de cette discussion, nous aborderons successivement la préfissuration par fragilisation hydrogène sous tension, les essais de rupture et commenterons certains paramètres de l'émission acoustique que nous avons relevés.

V.1 - PREFISSURATION PAR FRAGILISATION HYDROGENE CATHODIQUE SOUS TENSION :

V.1.1. Aspect fragilisation et mode de fissuration :

Cette étude a permis de mettre au point une méthode de fissuration par fragilisation hydrogène cathodique d'aciers faiblement alliés, simple, rapide et peu onéreuse. Une heure suffit suivant les conditions expérimentales et le type d'acier pour obtenir des fissures d'une dizaine de millimètres.

Toutefois, elle n'est applicable que pour autant que la structure de l'acier soit du type martensitique. Ceci confirme l'extrême sensibilité à l'hydrogène de ce type de structure comme l'ont indiqué HABACHI (V.1) et ABDELHADI (V.2) et ce quelle que soit la forme et le mode selon lesquels l'hydrogène est introduit au sein de l'acier.

Les microfratographies au microscope électronique à balayage, que nous avons effectuées sur les aciers à 0,35% de carbone révèlent d'autre part que notre méthode de la fissuration est du type intergranulaire (planches IV.51 à IV.53).

Elles révèlent d'autre part la présence de produits de corrosion et une attaque chimique avec cristallisation de sels de fer d'autant plus intense que l'on se trouve près de l'entaille mécanique initiale.

Cette attaque peut même dans certains cas provoquer l'attaque du faciès intergranulaire (planche IV.52.a).

D'autre part, comme on peut le voir sur la planche (V.1), le front de la fissure est irrégulier. Il faut de plus remarquer le sens d'orientation des courbes de raccordement du front avec les faces latérales de l'éprouvette, qui est inverse de celui rencontré lors d'essais de fatigue ou fatigue par fragilisation hydrogène (V.3). A ceci, trois explications peuvent être données

Selon la première, il pourrait s'agir d'une mauvaise répartition de la charge à travers le poinçon qui augmenterait localement la contrainte sur les bords de l'éprouvette.

Ce front pourrait s'expliquer également par l'hétérogénéité du traitement thermique que l'on peut mettre en évidence par les relevés de durestés.

Enfin, on peut émettre l'hypothèse d'une sensibilité plus grande à l'hydrogène dans les zones d'une pièce en état de contraintes planes.

Nous n'avons pas pu mettre en évidence l'influence de l'un de ces trois paramètres sur l'allure du fond de fissure. Si ce mode d'obtention de défauts du type fissure présente quelques inconvénients comme nous venons de le voir, il reste cependant que la méthode est simple et permet le contrôle de la longueur d'un défaut par contrôle de la réaction d'électrolyse de la solution d'acide sulfurique.

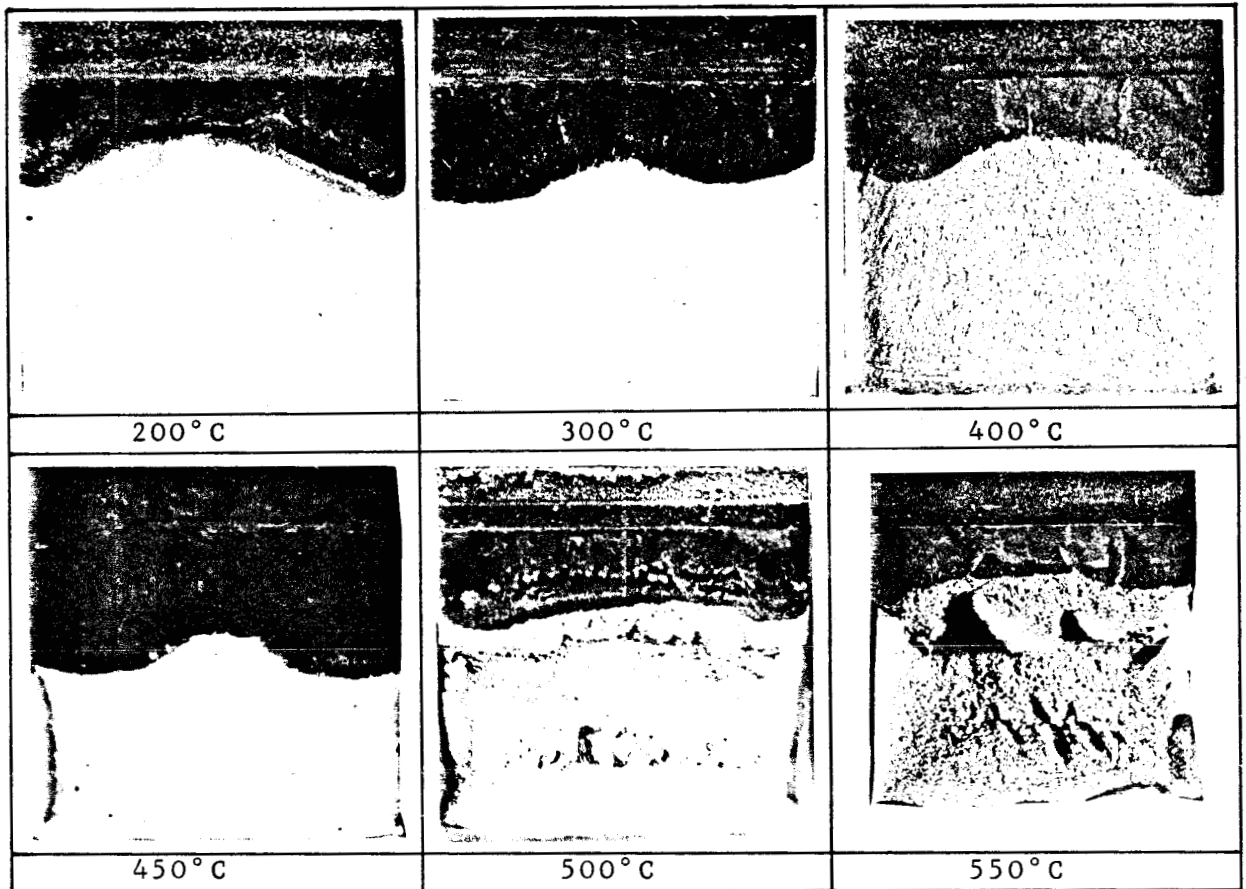
V.1.2 - Cinétiques de fissuration :

V.1.2.1 - Vitesses microscopiques et macroscopiques :

Les observations visuelles sur les faces latérales des éprouvettes que nous avons effectuées au cours des différents essais de fissuration par fragilisation hydrogène cathodique sous contrain-

PLANCHE V.1 - Macrographies d'éprouvettes après rupture
pour différentes températures de revenu.

a) ACIER 35 CD 4



b) ACIER 35 NC 6

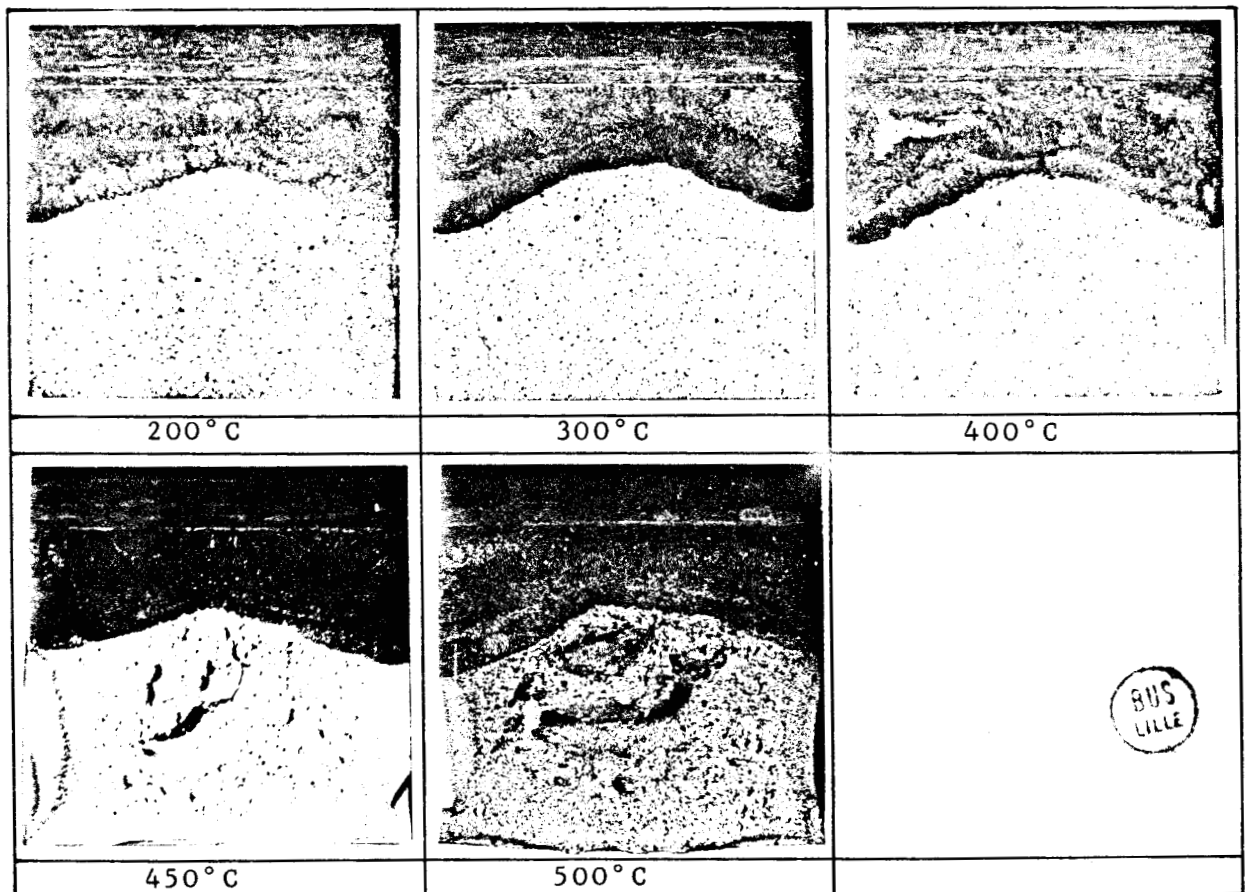
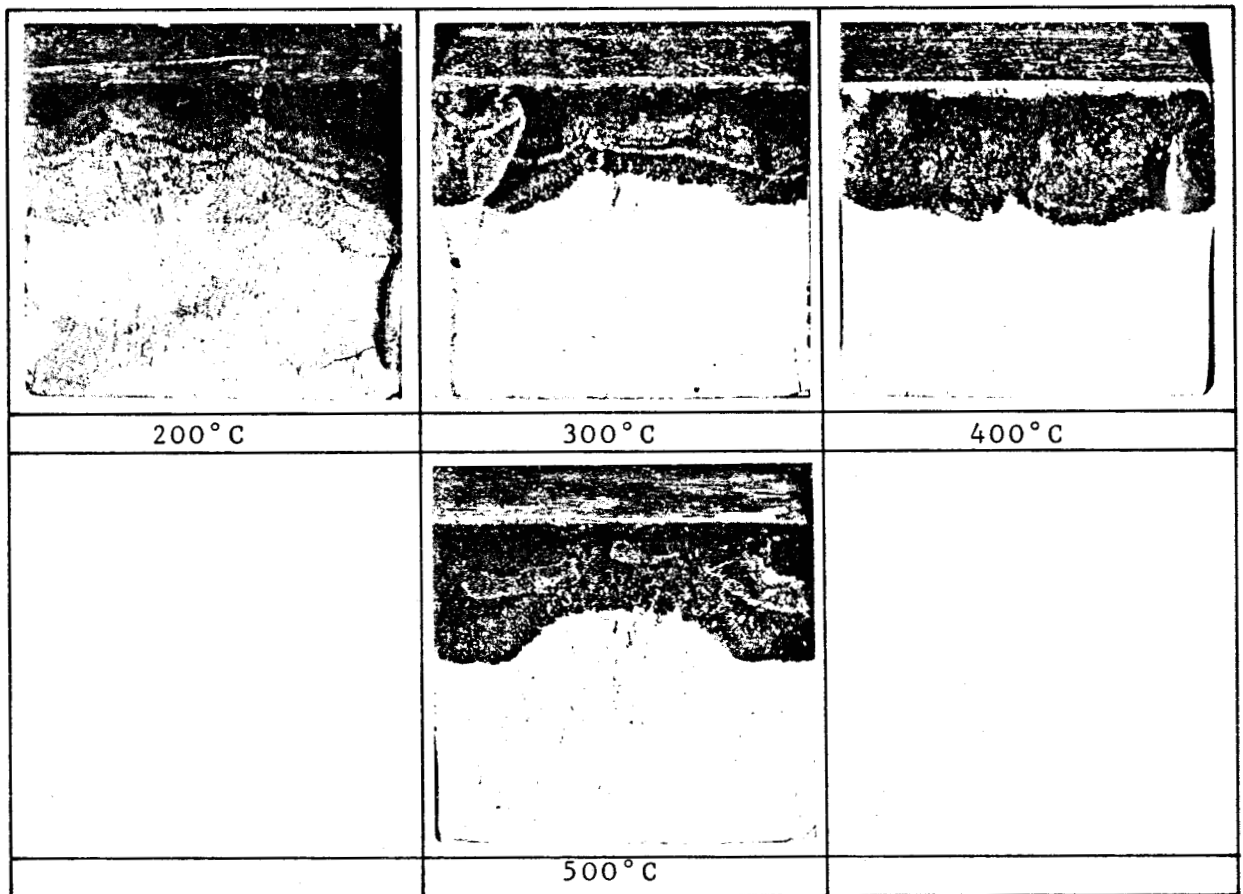
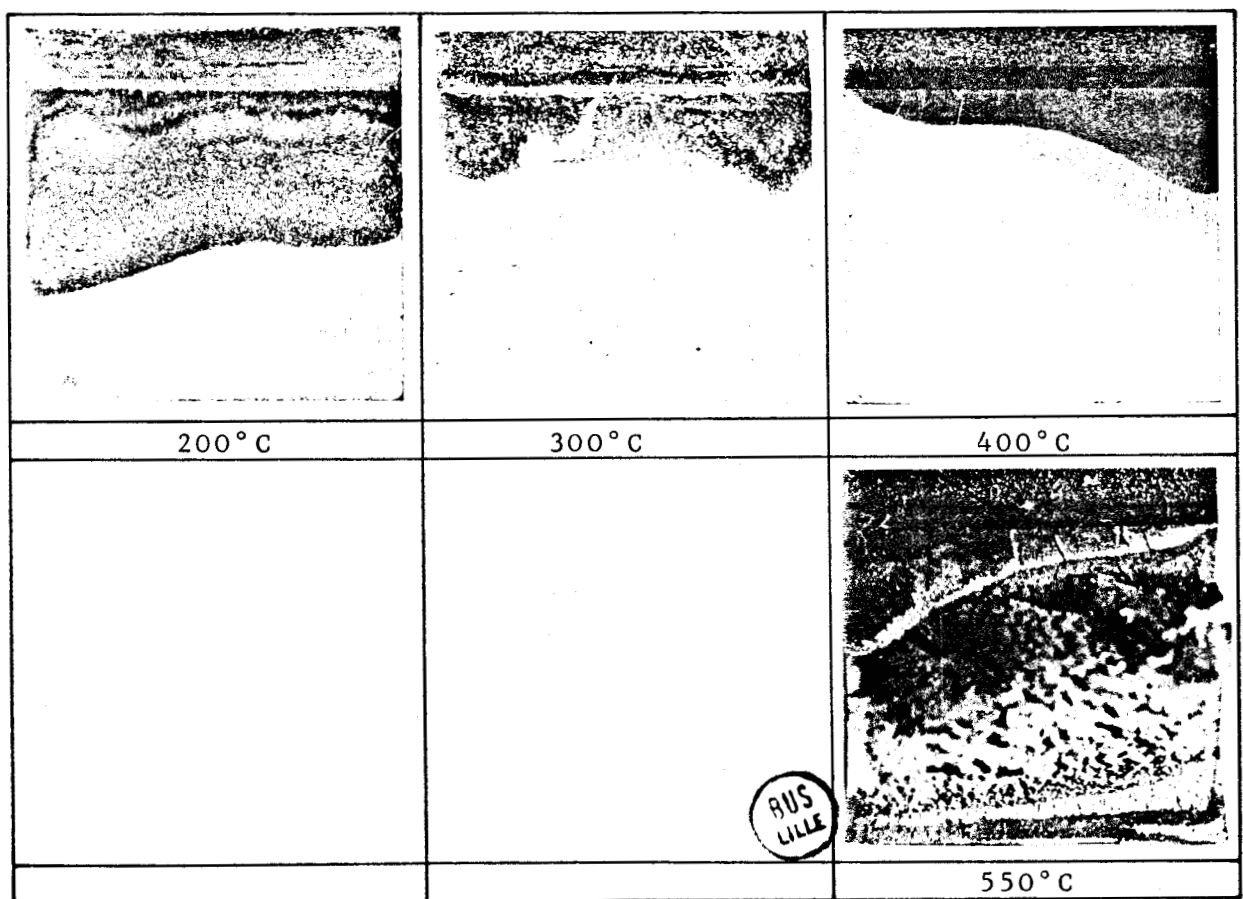


PLANCHE V.1 bis - Macrographie d'éprouvettes après rupture
pour différentes températures de revenu.
(suite)

c) ACIER 35 NCD 16



d) ACIER 45 S 8



tes nous ont montré un processus identique pour l'ensemble des aciers étudiés. Il peut se décomposer en deux étapes : une période d'initiation et une période de propagation de la fissure.

La période d'initiation, pouvant varier de 0 à 30 min, comme l'indiquent les tableaux IV.11 à IV.14 dépend essentiellement de la qualité du fond d'entaille et de son mode d'usinage.

Les éprouvettes entaillées par électroérosion présentent les temps d'initiation les plus longs et les plus dispersés. Par contre l'initiation des éprouvettes entaillées mécaniquement est plus constante et quasiment nulle dès l'injection de la solution d'acide sulfurique et de son électrolyse. La période de propagation se caractérise par une avance de la fissure par bonds de quelques centièmes à quelques dixièmes de millimètres, suivant la nuance et le niveau de sollicitation. Après chaque avance, on observe une courte période durant laquelle la fissure stagne et parfois même se réoriente avant une nouvelle progression.

Ce processus a été confirmé par les jauges de fissuration collées sur les faces latérales de l'éprouvette.

D'autre part, la flèche que prend l'éprouvette en se fissurant est liée à la longueur du défaut par l'intermédiaire de δ suivant la relation de WELLS (annexe 1. § 3.2.2).

Des mesures de la flèche en cours d'essais au moyen d'un capteur de déplacement linéaire n'ont cependant pas mis en évidence ces phénomènes de discontinuité, les enregistrements au contraire ont présenté des courbes d'allure continue en fonction du temps. Ceci a été confirmé par une étude de JEANSON (V.4) qui a utilisé la mesure de résistance électrique de l'éprouvette. On peut donc considérer que l'éprouvette globalement se fissure d'une manière continue, c'est ce que nous appellerons la vitesse macroscopique. Les discontinuités de vitesses observées en peau (par jauges à fil et observations optiques) ne sont sans doute pas représentatives du phénomène global. La vitesse obtenue sur les courbes est donnée par excès compte tenu de l'allure du front de fissure décrite au paragraphe précédent.

V.1.2.2 - Analyse qualitative et quantitative de la vitesse macroscopique de fissuration :

Des figures IV.16 à IV.20, il apparaît que deux paramètres semblent influencer la vitesse macroscopique de fissuration par fragilisation hydrogène cathodique sous tension : la valeur de la charge ou de la contrainte appliquée et la nuance de l'acier.

Influence de la charge (fig. IV.16 à IV.19) :

Il apparaît que quelle que soit la charge appliquée les courbes de progression de la fissure en fonction du temps suivent une loi linéaire pour l'ensemble des aciers. Seule est modifiée la pente de la droite, c'est-à-dire la vitesse de fissuration. DUNEGAN (V.5) a obtenu le même type de loi sur un acier 4340 dans le cas d'une fissuration par fragilisation hydrogène sous tension.

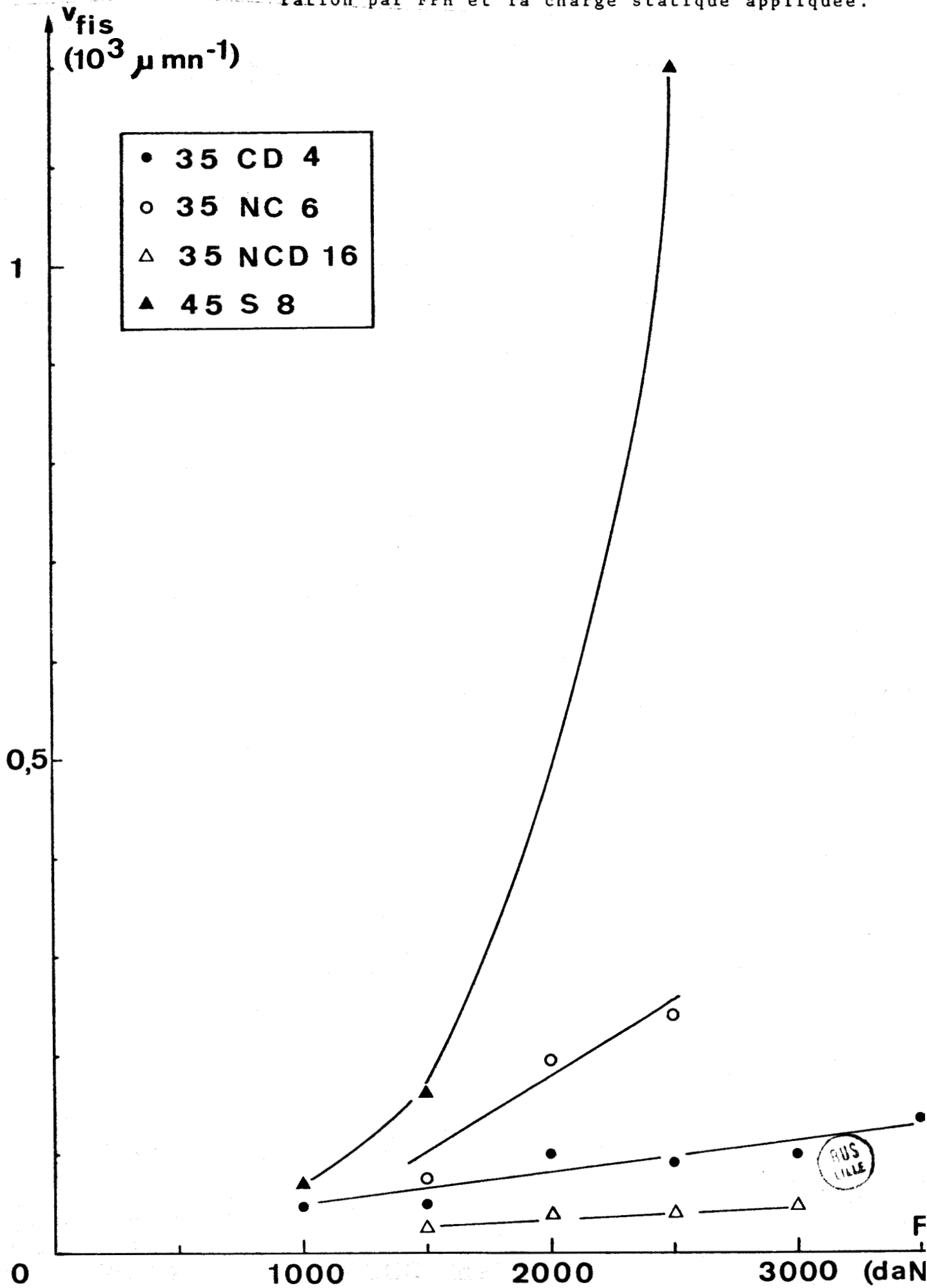
Cette vitesse pour un même acier croît régulièrement avec une augmentation de la charge comme le montre le tableau (V.2). Ce dernier fournit les valeurs de vitesse moyenne obtenues aux différentes charges pour les différents aciers.

TABLEAU V.2 - VITESSE MACROSCOPIQUE DE FISSURATION MOYENNE EN FONCTION DE LA CHARGE POUR LES DIFFERENTS ACIERS.

Charges (daN)	35 CD 4 $\mu \text{ mn}^{-1}$	35 NC 6 $\mu \text{ mn}^{-1}$	35 NCD 16 $\mu \text{ mn}^{-1}$	45 S 8 $\mu \text{ mn}^{-1}$
1000	N D	N D	N D	72
1500	49	75,5	25	162
2000	102,5	195,6	37	N D
2500	93	239	40	1206
3000	99,5	N D	43	N D
3500	133	N D	N D	N D

Nous avons ainsi obtenu les courbes de la figure (V.3).

Figure V.3 - Relation entre la vitesse macroscopique de fissuration par FPH et la charge statique appliquée.



Ces courbes suivent une loi logarithmique pour les 3 aciers au carbone et une loi exponentielle pour le 45 S 8.

L'identification de ces lois a été réalisée par analyse du facteur de régression de 4 lois simples dont nous fournissons les valeurs au tableau (V.4).

TABLEAU V.4 - VALEUR DES FACTEURS DE REGRESSION POUR LA VITESSE MACROSCOPIQUE DE FISSURATION EN FONCTION DE LA CHARGE APPLIQUEE.

Type de régression	35 CD 4	35 NC 6	35 NCD 16	45 S 8
linéaire	0,748	0,932	0,870	0,933
exponentielle	0,704	0,876	0,827	0,997
logarithmique	0,774	0,964	0,927	0,658
puissance	0,762	0,920	0,894	0,970

Le tableau (V.5) présente les valeurs des facteurs a et b pour les différents aciers déterminées par la relation :

$$v_{fiss} = a + b \log F \text{ pour les aciers à 0,35\% de carbone.}$$

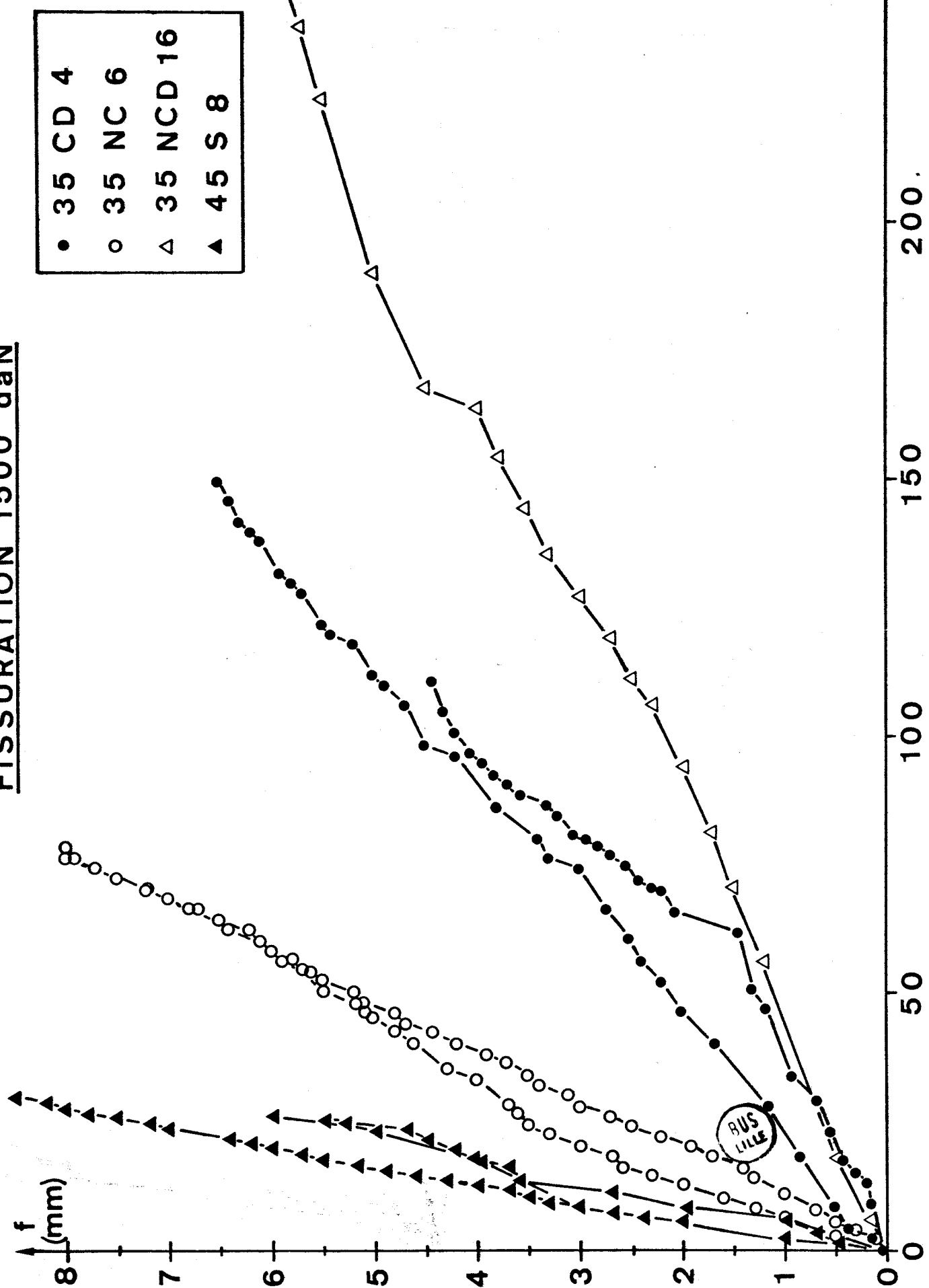
$$v_{fiss} = a e^{bF} \text{ pour l'acier 45 S 8.}$$

TABLEAU V.5 - VALEURS DES FACTEURS OBTENUS PAR REGRESSION LOGARITHMIQUE (L) OU EXPONENTIELLE (E).

	35 CD 4	35 NC 6	35 NCD 16	45 S 8
a	- 521,56	- 2290,74	- 159,14	10,22
b	79,29	324,67	25,42	$1,9 \cdot 10^{-3}$
	(L)	(L)	(L)	(E)

Figure V.6 - Influence de la nuance sur la vitesse de fissuration par FPH

FISSURATION 1500 daN



Influence de la nuance :

Du tableau V.5 et de la figure V.6, il apparaît nettement l'influence de la nuance de l'acier. Ceci permet de classer les aciers par ordre croissant de vitesse de fissuration et donc de susceptibilité à ce type de fragilisation : 35 NCD 16, 35 CD 4, 35 NC 6 et 45 S 8.

Ceci est vrai quelle que soit la valeur de la charge appliquée.

L'hypothèse d'une influence de la limite d'élasticité ou de la charge de rupture sur la vitesse de fissuration n'est pas vérifiée dans le cas du 35 NC 6 qui présente une limite élastique et une charge de rupture inférieure à celle du 35 CD 4.

Un autre paramètre semble entrer en ligne de compte, que JEAN-SON (V.4) a indiqué comme étant la taille du grain austénitique.

V.1.3 - L'émission acoustique et la préfissuration :

V.1.3.1 - Suivi par comptage :

V.1.3.11 - Comptage cumulé en fonction du temps :

Des courbes IV.21 à IV.24, il ressort que dans le cas du suivi par émission acoustique de la fissuration par fragilisation hydrogène cathodique, le comptage cumulé suit une loi exponentielle en fonction du temps, alors que la fissure elle-même suit une loi linéaire comme nous l'avons vu précédemment. Ceci permet de dire que l'émission acoustique enregistrée au cours de ces essais résulte de l'action conjuguée de la fissuration et de la plastification en tête de fissure qui prend de plus en plus d'importance en fonction de la longueur du défaut créé sous charge constante.

Il apparaît également que ce comptage est sensible à la contrainte appliquée et la nuance de l'acier.

Par dilatation des échelles, on peut constater que l'émission est du type impulsive dont les salves peuvent être espacées suivant les types d'aciers et les conditions de sollicitation de plusieurs dizaines de secondes.

Nous avons également observé que sur les aciers les moins émissifs, il pouvait exister une fissure en peau de plusieurs dixièmes de millimètres voire quelques millimètres avant l'apparition de la première salve d'émission acoustique

Ceci est dû aux conditions expérimentales et notamment à la valeur du seuil de tension continue affichée qui devait masquer les signaux de faible amplitude.

Toutefois, compte tenu de la dispersion des courbes type de traitement n'est pas immédiatement applicable industriellement à la détection de la fissuration.

Le comptage permettrait tout au plus un contrôle en tout ou rien, c'est-à-dire de discriminer une pièce saine d'une pièce défectueuse sans pouvoir quantifier l'importance du défaut.

Nous avons pensé au vu des résultats classer les aciers en fonction de leur activité acoustique qui pouvait s'établir comme suit et par ordre croissant : 35 NCD 16 - 35 CD 4 - 35 NC 6 - 45 S 8.

Toutefois, JEANSON a observé une inversion de classement entre le 35 CD 4 et le 35 NC 6, mais sur des éprouvettes de largeur moitié des nôtres et des aciers de provenances différentes.

V.1.3.12. Comptage en fonction de la longueur de fissure :

Comme nous l'avons indiqué au chapitre précédent, nous présentons les résultats en échelles semi-logarithmiques (fig.IV.25 à IV.28).

De ces différentes courbes, il ressort pour l'ensemble des aciers que le comptage cumulé de l'émission acoustique présente deux

périodes en fonction de la longueur de fissure.

Une première période allant de 1 à 2,5 mm de fissure en surface suivant le type d'acier qui correspond à la phase d'initiation de la fissure et se caractérisant par un comptage faible.

Une seconde période correspondant à la propagation lente de la fissure, pour laquelle le comptage cumulé suit une loi exponentielle en fonction de la fissure de la forme $\Sigma AE = A_3 f^{b_3}$ dont l'exposant varie avec la nuance de l'acier comme on peut le constater sur le tableau (V.7) qui présente les pentes des droites obtenues sur les graphiques. Ces valeurs correspondent à la moyenne des courbes présentées sur les différentes figures.

TABLEAU V.7 - VALEURS DE L'EXPOSANT b_3 POUR LES DIFFERENTS ACIERS.

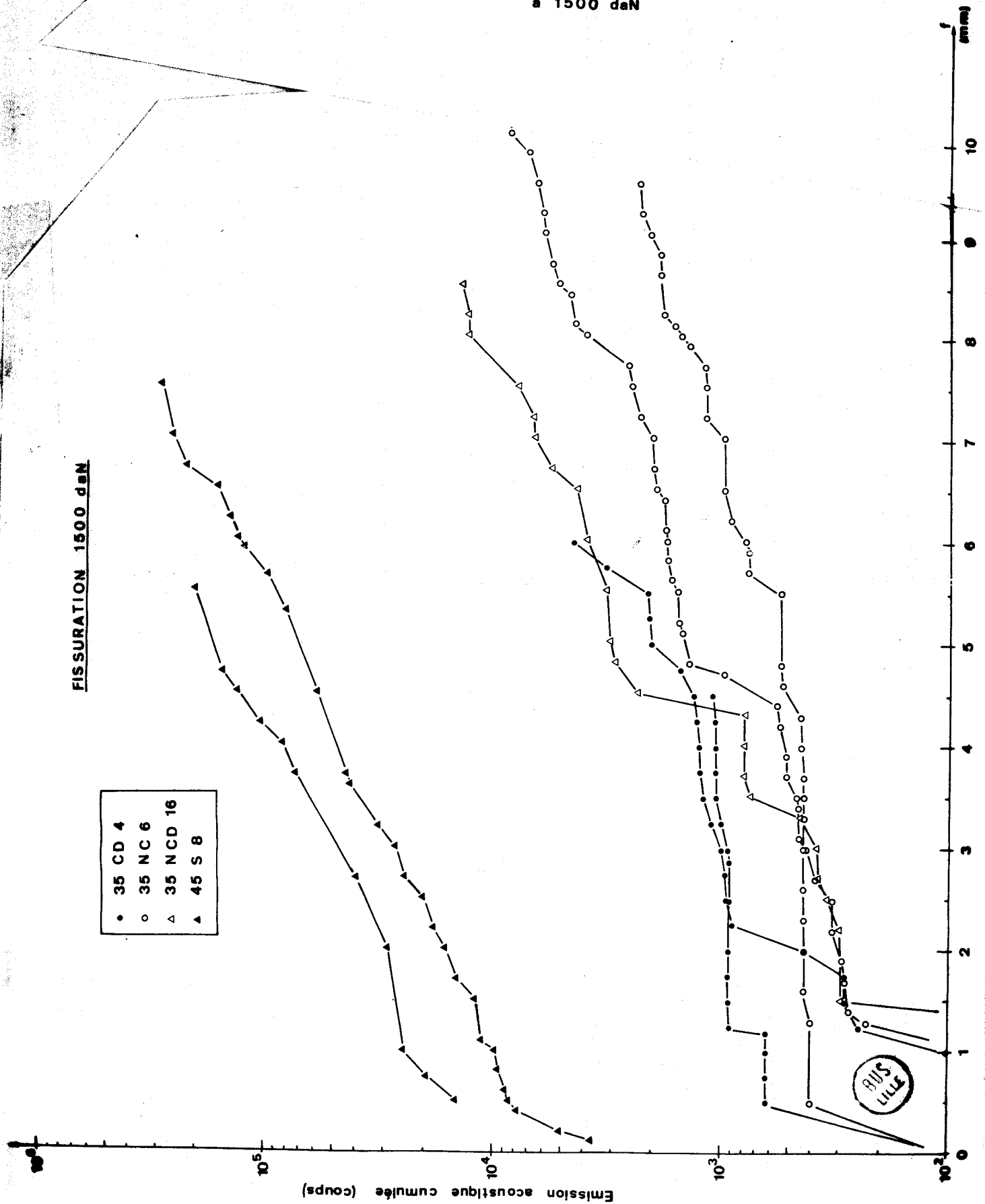
35 CD 4	:	2,00
35 NC 6	:	1,04
35 NCD 16	:	2,77
45 S 8	:	0,86

On constate par rapport à ces valeurs moyennes une dispersion des courbes individuelles non négligeable.

On peut remarquer également que le comptage cumulé ne suit pas une loi de croissance monotone mais procède par bonds, ce qui semble indiquer que la fissure progresse elle-même de manière irrégulière et que l'émission acoustique semble plus représentative de ce que nous avons appelé la progression microscopique de la fissure.

Enfin, le niveau de comptage cumulé dépend d'une part de la charge et donc de la contrainte appliquée ainsi que de la nuance de l'acier. La figure (V.8) permet de refaire un classement des aciers par leur activité en fonction de la longueur de fis-

Fig.V-8 Emission acoustique et longueur de fissure - Comparaison des 4 nuances à 1500 daN



sure. Nous avons effectué une comparaison par une même charge de 1500 daN.

On constate sur cette figure qu'il y a un regroupement des aciers à 0,35%, le comptage dans le cas du 45 S 8 se situant au-dessus d'une décade environ.

Le classement des aciers par le comptage cumulé en fonction de la longueur de fissure est modifié par rapport au classement en fonction du temps (cf. V.1.3.11) et donne dans l'ordre croissant 35 NCD 16 - 35 NC 6 - 35 CD 4 et 45 S 8. Il faut cependant considérer ce classement avec prudence compte tenu des valeurs du tableau (V.7) qui pour les grandes longueurs de fissure conduit à un classement différent.

V.1.3.13. Comptage en fonction du facteur d'intensité de contrainte :

Les traitements précédents ont mis en évidence outre l'influence de la nuance de l'acier, celle de la charge appliquée. Aussi une autre exploitation des résultats de l'émission acoustique est d'étudier ces variations en fonction du facteur d'intensité des contraintes qui inclue l'influence de la contrainte appliquée et la longueur de fissure.

Nous avons pensé qu'il serait plus rigoureux pour chaque acier de relier l'émission acoustique cumulée au rapport du facteur d'intensité de contrainte à un instant donné à son facteur d'intensité de contrainte critique déterminé dans l'état structural identique à celui existant pour la préfissuration par fragilisation hydrogène cathodique.

Les figures IV.29 à IV.32 montrent les résultats ainsi obtenus pour les quatre aciers étudiés.

Il ressort de ces courbes d'une part une grande dispersion dans les résultats obtenus sur un même acier, et d'autre part des différences importantes entre aciers, comme nous l'avons signalé au chapitre II ; de nombreux auteurs ont déterminé que l'émission acoustique cumulée varie suivant une loi de puissance du type :

$$N_{AE} = A K^m$$

Pour notre part, cette relation devient en fait :

$$N_{AE} = A_4 \left(\frac{K}{K_{Ic}} \right)^{b_4}$$

Le tableau (V.9) présente les valeurs moyennes des facteurs A_4 et b_4 obtenus par régression pour les quatre aciers et la figure (V.8) montre les courbes ainsi obtenues.

TABLEAU V.9 - VALEURS MOYENNES DES COEFFICIENTS OBTENUS PAR REGRESSION DE PUISSANCE DE L'EMISSION ACOUSTIQUE CUMULEE EN FONCTION DU FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTE.

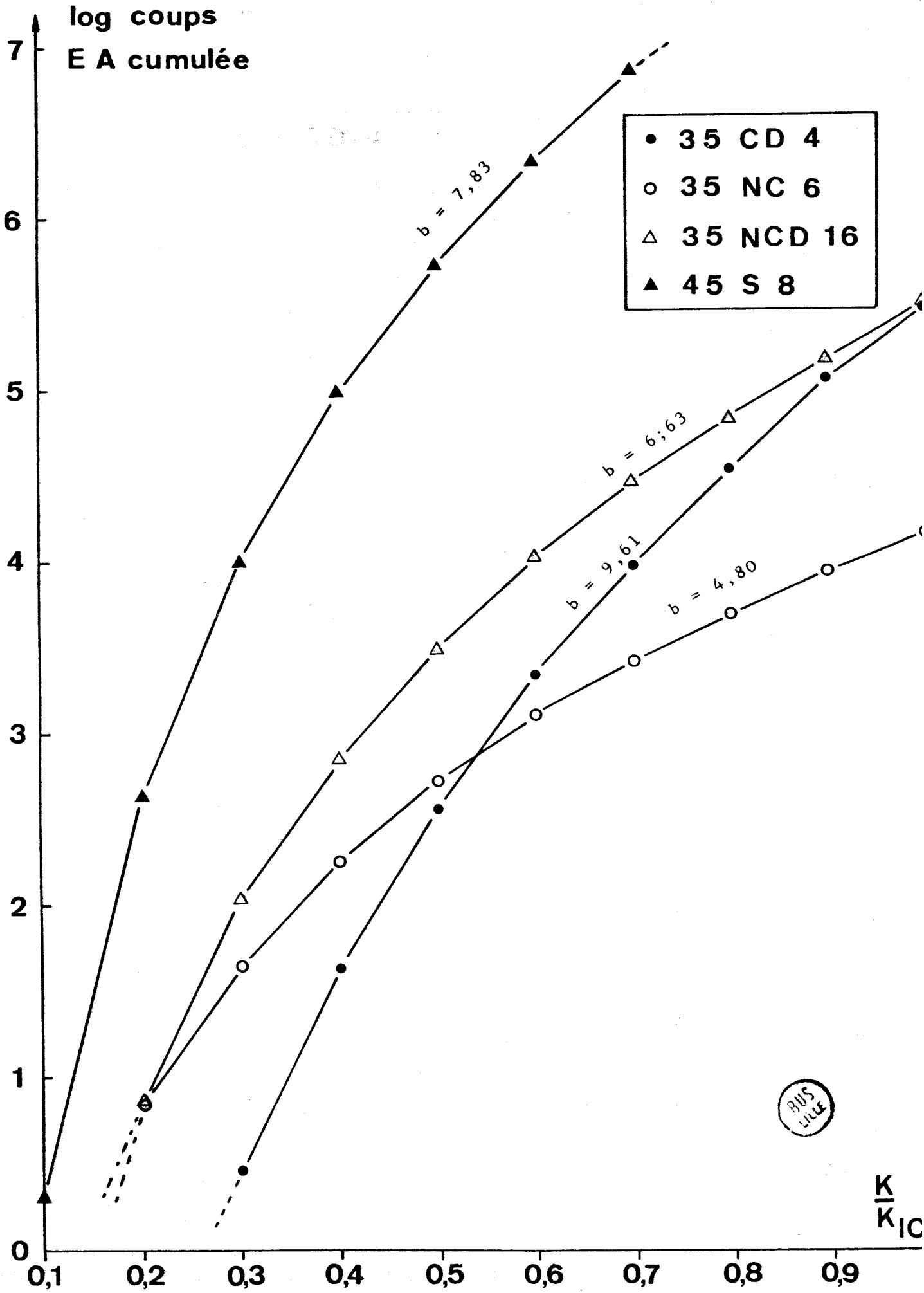
Aciers	A_4	b_4	r^2
35 NCD 4	305 965	9,61	0,73
35 NC 6	14 989	4,80	0,53
35 NCD 16	314 005	6,63	0,58
45 S 8	126 566 399	7,83	0,30

Si les facteurs de régression obtenus pour chaque courbe individuelle étaient valables entre 70 et 98%, par contre les facteurs obtenus pour les moyennes varient de 30 à 73%.

Ceci semble dû, d'une part à l'irrégularité de l'émission acoustique engendrée par la fissuration et d'autre part à la dispersion d'une courbe individuelle à l'autre pour un même type d'acier. Des courbes de la figure (V.10), trois éléments sont à retenir.

a) Il semble qu'il existe une valeur minimale (seuil) du facteur d'intensité des contraintes en deçà de laquelle l'émission acous-

Figure V.10 - Relation entre l'émission acoustique cumulée et le facteur d'intensité des contraintes.



tique n'est pas détectable du moins dans nos conditions expérimentales. Nous considérerons en effet qu'un comptage en émission acoustique compte tenu de parasites environnants ne devient décelable qu'à partir de 100 coups, dès lors, en observant les courbes, on constate que ce seuil varie 0,15 à 0,45 K_{Ic} suivant les aciers.

Si on considère qu'un comptage d'émission acoustique ne devient vraiment significatif qu'à partir de 1000 coups, ce seuil est porté à 0,5 K_{Ic} ce qui semble indiquer que dans la pratique pour qu'un essai soit fiable, il est nécessaire de travailler à des niveaux de contraintes supérieures à 50% du K_{Ic} .

b) La valeur de l'exposant varie en fonction de la nuance entre 4,80 et 9,61. Ces valeurs entrent dans la fourchette que nous avons indiquée au chapitre II.

Il est à remarquer ces valeurs en peuvent être reliées directement soit au rayon de zone plastique soit au volume de zone plastique qui varient respectivement en $\left(\frac{K}{\sigma_Y}\right)^2$ et $\left(\frac{K}{\sigma_Y}\right)^4$

Nous pensons que ces deux derniers paramètres interviennent dans l'émission acoustique recueillie au cours de la fissuration par fragilisation hydrogène cathodique, mais un autre paramètre important semble être également la fissuration sur les faces latérales des éprouvettes compte tenu des profils, que nous avons obtenu, l'émission acoustique étant les résultats globaux de ces diverses influences.

c) On peut à nouveau classer les aciers par leur activité acoustique par ordre croissant tel que 35 NC 6 - 35 CD 4 - 35 NCD 16 et 45 S 8, ceci pour un rapport $\frac{K}{K_{Ic}}$ supérieur à 0,5.

Ce dernier classement sur l'émissivité des différents aciers nous semble mieux refléter la réalité des choses.

V.1.3.2 - Suivi par évènements :

Un autre mode de traitement de l'émission acoustique est le comptage d'évènements. Nous l'avons effectué en fonction de la longueur de fissure et limité au seul 35 CD 4, compte tenu du fait que par ailleurs nous effectuerons de la distribution d'amplitude.

La figure (IV.25) nous permet cependant de remarquer que le comptage cumulé des évènements soit sensiblement les mêmes lois que le comptage cumulé de coups.

Il est également lié à la charge appliquée. Il est surprenant de constater que pour les valeurs de charge les plus élevées ce nombre d'évènements ne dépasse pas quelques centaines d'unités pour quelques millimètres de fissure soit 300 évènements pour 3 mm de fissure à 3500 daN.

V.1.3.3 - Analyse par distribution d'amplitude :

Les courbes des figures IV.33 à IV.36 bis, nous indiquent les distributions d'amplitude des signaux d'émission acoustique obtenus pendant la préfissuration, par fragilisation hydrogène cathodique sous tension. Il en résulte certains caractères généraux pour l'ensemble des aciers étudiés.

Tout d'abord, on constate pour un même acier, dans une même gamme de valeurs du facteur d'intensité des contraintes, une dispersion quant au nombre d'évènements. Cependant les pentes des droites sont à peu près identiques.

D'autre part, comme nous l'indique le tableau IV.38, la valeur de la pente de la distribution augmente avec le facteur d'intensité des contraintes.

Ceci sous entend que, pour atteindre la même taille de défaut, le processus n'a pas été le même et démontre une fois de plus le côté irrégulier de la fissuration. Cependant la pente de la

droite semble directement liée au niveau du facteur d'intensité des contraintes et donc à la taille du défaut.

On remarque enfin, que pour un même acier le nombre moyen d'évènements passe par un maximum au voisinage de $0,5 K_{Ic}$.

La figure IV.37 et le tableau IV.38 nous permettent d'autre part de comparer les aciers entre eux et notamment les trois aciers à 0,35% de carbone. En effet, si l'on observe l'ensemble des droites de régression et les valeurs de leur pente, on s'aperçoit que le 45 S 8 présente un nombre d'évènements nettement supérieurs aux trois autres aciers.

L'analyse des distributions pour les aciers à 0,35% de carbone amène les remarques suivantes :

- le 35 CD 4 présente en moyenne moins d'évènements que le 35 NCD 16 et encore moins que le 35 NC 6, par contre la pente des droites de distribution est plus faible ce qui montre une contribution plus importante des évènements à forte amplitude par rapport aux deux autres.

On peut penser que la fissuration des aciers se produit comme suit :

35 CD 4	:	grands pas, peu nombreux,
35 NC 6	:	nombreux petits pas,
35 NCD 16	:	petits pas, peu nombreux,
45 S 8	:	nombreux grands pas.

Il faut remarquer enfin l'absence quasi totale d'évènements d'émission acoustique pour des valeurs du facteur d'intensité des contraintes inférieures à $0,2 K_{Ic}$ ce qui confirme l'existence d'un seuil de contraintes pour l'apparition de l'émission acoustique dans la fissuration par fragilisation hydrogène sous tension.

V.1.4 - Conclusion :

La fissuration des aciers étudiés par fragilisation hydrogène cathodique sous tension suit globalement une loi linéaire en fonction du temps. Toutefois, à l'échelle microscopique, elle se fait par bonds successifs séparés par des temps de non propagation.

Les résultats obtenus en émission acoustique sont relativement dispersés d'une éprouvette à l'autre, mais l'allure des courbes suit les lois générales de l'ensemble.

Les résultats obtenus tant en comptage, qu'en distribution d'amplitudes n'ont pas permis de mettre en évidence l'influence notable de l'un ou l'autre paramètre de la plastification en tête de fissure (rayon ou volume de zone plastique). Nous avons par ces essais cependant mis en évidence l'existence d'une valeur minimale du facteur d'intensité des contraintes en deçà de laquelle l'émission acoustique n'est pas détectable, ainsi qu'une émission acoustique maximale aux environs de 50 % du facteur d'intensité des contraintes critiques.

Enfin pour appliquer l'émission acoustique en contrôle de pièces, il est préférable de travailler en fonction du rapport K/K_{Ic} .

Les traitements par comptage permettent une exploitation des résultats en tout ou rien, la distribution d'amplitude permettant pour sa part de mieux discerner les phénomènes.

V.2 - LES ESSAIS DE RUPTURE :

V.2.1 - Aspect mécanique de la rupture :

L'allure du front de fissure est assez irrégulier. Aussi n'avons nous pas tenu compte des effets de bord pour calculer la longueur fissurée.

Les longueurs de fissures indiquées au chapitre précédent (tableau IV.46-IV.47-IV.48-IV.49) correspondent à la moyenne de trois mesures effectuées au quart, à la moitié et au trois-quart de la largeur de l'éprouvette.

Ces mesures ont été effectuées sur les clichés macroscopiques réalisés sur chaque éprouvette après rupture.

De plus, le sens de raccordement du front de fissure aux faces latérales de l'éprouvette est inverse de celui rencontré généralement lors de la préfissuration par fatigue.

C'est pourquoi, nous ne respectons pas totalement la norme pour ce type d'essais.

Les valeurs de K_{Ic} trouvées au cours des essais sont valables, comme l'indique le tableau IV.50, pour des températures inférieures à 400-450°C suivant le type d'acier, au-delà le concept n'est plus valable et il faut passer au concept d'écartement critique de fissuration.

Les valeurs indiquées dans ce tableau représentent la moyenne plusieurs essais effectués à la température de revenu indiquée, au moins pour le 35 CD 4 et le 35 NC 6.

Toutefois, les valeurs de K_{Ic} trouvées, dans le cas du 35 NCD16 sont du même ordre de grandeur que celles indiquées par CHAR_BONNIER et Col (V.5). Les différences peuvent s'expliquer par une composition chimique, des traitements thermiques de trempe et donc des propriétés mécaniques ainsi que des dimensions d'éprouvettes différents.

Il faut remarquer que si pour chaque acier les caractéristiques mécaniques telles que allongement à la rupture, striction, etc., croissent continuellement avec la température de revenu, le K_{Ic} par contre passe par un minima vers 300°C.

Nous pensons que ce phénomène est lié à la structure métallogra-

phique et sans doute à la formation de certains précipités à des températures de revenu préférentielles.

V.2.2 - Suivi par émission acoustique :

V.2.2.1. Traitement par comptage cumulé :

a) Emission acoustique et la charge appliquée :

A partir des courbes des figures IV.54 à IV.57, on peut mettre en évidence plusieurs points communs aux différents aciers. D'une part, on remarque deux allures des courbes en fonction de la température de revenu et du mode de rupture. En effet, pour les températures de revenu élevées et donc amenant des ruptures ductiles ou semi-ductiles, l'émission acoustique est progressive depuis le début de l'application de la contrainte jusqu'à la rupture finale. En revanche, pour les températures de revenu inférieur à 400-450°C suivant les aciers, l'émission acoustique n'apparaît qu'au voisinage de la charge de rupture finale et croît très rapidement.

Mais, dans tous les cas, l'émission est irrégulière et progresse par bonds. D'autre part, on remarque pour une même température de revenu d'un même acier une dispersion des courbes due aux différences de longueur de fissure et des conditions de réglage de la chaîne d'émission acoustique (tableau IV.46).

Enfin, si on compare les aciers entre eux, on constate que pour un revenu à 300°C, on peut classer les aciers dans l'ordre croissant de leur activité en fonction de la charge appliquée 35CD4-35 NCD 16 - 35 NC 6 et 45 S 8.

b) Emission acoustique et facteur d'intensité de contrainte :

Comme nous l'avons déjà indiqué au chapitre IV, l'influence non négligeable de la longueur de la fissure sur la réponse en émission acoustique d'un acier lors d'essais de rupture, nous à con-

duit à tenter de relier l'émission acoustique cumulée au facteur d'intensité des contraintes. Afin de normaliser l'exploitation, nous avons présenté ces courbes en fonction du rapport K/K_{Ic} .

Des figures IV.58 à IV.61, il apparaît clairement que l'émission acoustique cumulée suit une loi exponentielle croissante avec la valeur de K_I .

L'exposant de la loi de comptage ainsi que le comptage moyen croissent lorsque la température de revenu décroît.

Il faut de plus remarquer, que l'émission acoustique (quelle que soit la température de revenu ou la nuance de l'acier) se manifeste vers 50% de K_{Ic} et ne devient significative qu'aux environs de 75% de K_{Ic} .

Enfin, comme précédemment on peut classer les aciers par ordre croissant de leur émissivité en fonction de K tel que 35 CD 4 - 35 NCD 16 - 35 NC 6 et 45 S 8.

V.2.2.2 - Traitement par distribution d'amplitude :

Les figures IV.62 à IV.69 et le tableau IV.70 nous permettent de faire les observations suivantes.

Les valeurs des pentes que nous avons déterminées par régression linéaire sur les distributions moyennes s'étendent de -1 à -0,12. Ces valeurs dépendent de la nuance de l'acier, de la température de revenu et du niveau du facteur d'intensité des contraintes.

D'une manière générale pour l'ensemble des aciers la pente de la distribution d'amplitude comme décrite par POLLOCK (V.7) diminue pour des valeurs croissantes du facteur d'intensité des contraintes K pour une température de revenu donnée.

Ainsi pour un revenu à 200°C, dans le cas du 35 NC 6, l'amplitude moyenne est décuplée lorsqu'on double seulement la valeur de K_I (0,1 V pour 0,5 K_{Ic} → 1 V pour K_{Ic}).

Ceci signifie que le nombre d'évènements de grande amplitude augmente avec le facteur d'intensité des contraintes.

D'autre part les résultats obtenus notamment sur le 35 CD 4 et le 35 NC 6 pour des valeurs de K comprises entre 50 et 100% de K_{Ic} semblent indiquer que la pente de la distribution augmente avec la température de revenu. Ceci ne semble pas être le cas du 35 NCD 16, 45 S 8 et du 35 NCD 16 qui pour le premier semble présenter une influence inverse de la température par rapport aux aciers précédents, le second présentant quant à lui une pente à peu près constante quelle que soit la température de revenu.

Les valeurs de pente indiquées pour des valeurs de K inférieures à $0,5 K_{Ic}$ peuvent être faussée car elles intègrent les signaux non significatifs dus à la mise sous contrainte des éprouvettes (frottement des outils). De même les valeurs de pente fournies pour des valeurs du facteur d'intensité des contraintes supérieures à K_{Ic} englobent les signaux dues à la rupture finale aux mouvements de l'éprouvette ainsi que le découplage du capteur dans certains essais.

Les courbes obtenues permettent également de constater que le nombre d'évènements varie d'un acier à l'autre, en fonction de facteur d'intensité des contraintes et de la température de revenu.

Ainsi si l'on compare les 4 aciers entre eux dans un même intervalle de valeur du rapport K/K_{Ic} , on constate que le nombre moyen d'évènements diminue avec la température de revenu sauf pour le 45 S 8. D'autre part, dans le cas du 35 NCD 16 les distributions en fonction de la température sont beaucoup plus regroupées du point de vue de la répartition du nombre d'évènements.

Enfin, il faut signaler que le détecteur de crête que nous avons mis au point et utilisé pour ces distributions était rapidement saturé dès qu'on atteignait $0,8 K_{Ic}$ et demanderait une dynamique plus élevée.

Il est souhaitable également pour ce type de distribution d'effectuer directement un classement logarithmique.

V.2.3 - Conclusion :

Lors d'essais de rupture, l'émission acoustique apparaît vers $0,5 K_{Ic}$, devient significative pour des valeurs de $0,75 K_{Ic}$ du facteur d'intensité des contraintes et augmente nettement lorsqu'on dépasse ce seuil.

Son intensité est une fonction décroissante de la température de revenu.

L'amplitude moyenne des signaux dépend de la nuance de l'acier, du facteur d'intensité des contraintes et de la température de revenu.

Pour un même acier, le nombre moyen d'évènements croît avec le facteur d'intensité des contraintes et décroît avec la température de revenu. Il en est de même pour la valeur algébrique de la pente de la distribution ; cette évolution est inversée, si on considère la valeur absolue de la pente.

La distribution d'amplitude demande cependant une plus grande dynamique et un classement logarithmique.

Toutefois, le seuil de détectabilité est sans doute plus bas si l'on compare une pièce saine et une pièce défectueuse et laisse entrevoir des applications pratiques de contrôle par émission acoustique.

V.3. CARACTERISATION DES CAPTEURS :

V.3.1 - Fréquence de résonance et sensibilité des capteurs :

Les différents relevés que nous avons effectués n'avaient pour but que de vérifier les caractéristiques des capteurs données par le fournisseur.

Il ressort des différents résultats obtenus, que les fréquences de résonance sont 170 KHz et 450 KHz pour des fréquences annoncées respectivement de 200 et 500 KHz.

En comparant les figures IV.75, IV.77 et IV.79, on peut montrer l'influence du type d'excitation appliquée au capteur à caractériser qui joue à la fois sur la fréquence de résonance et sur l'atténuation mesurée. Le fait notamment d'intercaler, entre le capteur émetteur et le capteur récepteur, une pièce métallique couplée, réduit la bande de résonance du capteur par rapport aux deux autres montages utilisés.

V.3.2 - Impédance des capteurs :

Des courbes IV.83, IV.84 et surtout IV.85 on peut déduire les observations suivantes.

En dehors des pics de résonance, l'impédance des capteurs piézo-électriques suit une loi décroissante avec la fréquence proche de la réponse d'une capacité pure. Dans notre cas, les valeurs déterminées sont proches d'une capacité de $3,5 \cdot 10^{-5} \mu\text{F}$.

D'autre part, le capteur résonant à 200 KHz a une impédance légèrement inférieure à celle du 500 KHz à l'exception de la zone de résonance.

Enfin, pour une excitation par impulsions brève, nous avons constaté que le capteur 200 KHz est très peu amorti (400 μs) par rapport au capteur 500 KHz (6 μs).

V.3.3 - Conclusion :

Les essais de caractérisation des capteurs nous ont permis de vérifier que la fréquence de résonance obtenue correspondait à 10% près à celle donnée par le fabricant.

Nous avons pu mettre en évidence l'influence du système de sollicitation sur l'atténuation et la réponse fréquentielle des capteurs d'émission acoustique.

Les mesures d'impédance ont fourni des valeurs de plusieurs milliers d'ohms, notamment aux basses fréquences et on montré que l'impédance des capteurs piézoélectriques variait avec la fréquence de la même manière qu'une capacité pure en dehors des zones de résonance. Toutefois, ces diverses mesures effectuées sur les capteurs ne sont que des approches expérimentales, à notre connaissance aucune des méthodes décrites au chapitre II n'est complète et suffisante pour caractériser un capteur d'émission acoustique en vue de son utilisation sur des matériaux.

Nous pensons que le développement de méthodes à base de laser de puissance et d'interférométrie devraient déboucher sur une meilleure caractérisation de ces capteurs.

CHAPITRE V - BIBLIOGRAPHIE

=====

- 1) HABASHI (M.) - GALLAND (J.) - AZOU (P.) - BASTIEN (P.)
 "Propagation des fissures dans les alliages à haute teneur en nickel, en présence d'hydrogène".
 Mém. Sc. Revue Métallurgie.
 1977 -Juillet Août- p. 411-426.

- 2) ABDELHADI (A.) - GALLAND (J.) - Mme HYSPECKA (L.) -
 AZOU (P.) - BASTIEN (P.)
 "Propriétés mécaniques et structurales des alliages Fe-Ni-C chargés en hydrogène cathodique à température élevée.
 Mém. Sc. Revue Métallurgie.
 1977 -Février- p. 67-75.

- 3) SAVAGE (B.) - PLUVINAGE (G.) - DE MOL (R.) - MONTARIOL (F.)
 Influence de facteurs métallurgiques et mécaniques sur l'écartement de fissuration pris comme critère de ténacité.
 Compte rendu de fin d'étude DGRST Contrat 72.7.0660.
 Université des Sciences et Techniques de Lille.
 1974 -Juillet-

- 4) JEANSON (G.A.)
 Etude de la propagation des fissures par émission acoustique et mesure de la résistance électrique des éprouvettes lors de la fragilisation par l'hydrogène cathodique d'aciers faiblement alliés.
 D.E.A. (projet non soutenu)
 Université des Sciences et Techniques de Lille.
 1980

- 5) DUNEGAN (H.L.)
 "Using acoustic emission technology to predict structural failure".
 Metals engineering quaterly
 1975 -février- p. 008-016.

6) CHARBONNIER (J.C.) - Mme MARGOT-MARETTE (H.)

"Application de la mécanique de la rupture à l'évaluation de la résistance à la corrosion sous contrainte des aciers à hautes caractéristiques mécaniques en milieu aqueux"

Rapport IRSID RE 367 - Septembre 1976

CIJ du CDS n° 6

1977

p. 1461-1478

7) POLLOCK (A.A.)

"Physical interpretation of AR/MA signal processing".
Second Conference on Acoustic Emission/Microseismic Activity
in Geologic Structures and materials.

1978 -13-15 Novembre- Vol. 5 p. 399-421.

CHAPITRE VI

CHAPITRE VI - CONCLUSION

=====

Dans cette étude, nous avons montré que l'Emission Acoustique constitue un outil privilégié pour le Contrôle Non Destructif en milieu industriel.

A cette occasion, nous avons rassemblé une étude bibliographique concernant les aspects expérimentaux, techniques et scientifiques de la mise en oeuvre du contrôle par Emission Acoustique.

D'autres généralités concernant en particulier la mécanique de la rupture et la fragilisation par l'hydrogène sont rappelées en annexe.

Le cadre expérimental de notre travail est formé par la corrélation entre la fragilisation d'aciers ferritiques faiblement alliés et leur réponse en émission acoustique. En particulier, nous avons montré que, lorsque le facteur d'intensité des contraintes (K) atteint la moitié de la valeur critique, l'émission acoustique apparaît et devient tout à fait significative pour 75 % de cette valeur.

Cette constatation expérimentale atteste par conséquent les possibilités d'applications dans le domaine de l'amélioration de la sécurité et de la fiabilité de pièces mécaniques.

Les facteurs expérimentaux que nous avons plus particulièrement étudiés sont les traitements thermiques et la nature des alliages.

Nous avons prouvé plus spécialement que l'intensité de l'émission acoustique était une fonction décroissante de la température de revenu, ce qui est corrélé avec une augmentation de la ductilité.

Les nuances d'acier qui intéressent la fabrication des ressorts de industries automobile et ferroviaire sont caractérisés par une émission acoustique importante liée aux caractéristiques mécani-

ques élevées et à la teneur en carbone.

L'étude des phénomènes de fissuration par l'hydrogène cathodique de ces aciers a permis de dégager des lois simples, en particulier une corrélation entre la propagation de la fissure par bonds successifs et des salves d'émission acoustique.

A cette occasion nous avons montré tout l'intérêt qu'il y a à exploiter l'amplitude des signaux d'émission acoustique et pas seulement le comptage.

On constate en effet une relation entre l'amplitude des signaux et le facteur d'intensité des contraintes, ce qui peut laisser présager des possibilités de contrôles automatisés.

ANNEXE 1

ANNEXE 1 - ELEMENTS DE MECANIQUE DE LA RUPTURE

=====

Depuis une dizaine d'années les éléments de la mécanique de la rupture constituent un chapitre classique de l'enseignement de la métallurgie mécanique.

Nous rappelons les principaux éléments en nous inspirant en particulier de l'ouvrage de Monsieur G. SANZ (A.1.1).

1.1 - Introduction :

Certaines industries de pointes telles que l'espace, l'aéronautique, le nucléaire etc..., lors de la conception de structures, sont confrontées à deux critères essentiels de nos jours : l'un économique, l'autre de sécurité.

Le premier a amené ces industries à réduire la masse et les dimensions des structures, ce qui implique l'utilisation de matériaux à caractéristiques élevées, le second à prévoir et à augmenter la durée de vie des structures et donc à utiliser des matériaux de qualité supérieure.

Toutefois, ces alliages à hautes caractéristiques mécaniques ont également une ductilité limitée. De plus, aucune structure n'est exempte de défauts qui peuvent se créer par soudage, corrosion ou fragilisation sous tension ou par fatigue. Or sous certaines conditions de contraintes, un défaut même de dimensions réduites peut conduire à des ruptures brutales et catastrophiques. IL est donc apparu nécessaire dans le calcul de structure de pouvoir prévoir les dimensions critiques des défauts amenant la rupture sous des conditions de contraintes données.

Ceci est à l'origine de tenacité caractérisant l'aptitude d'un matériau à résister à la propagation brutale d'une fissure.

Une nouvelle spécialité de la Science des Matériaux va s'intéresser au comportement de fissures dans un corps sous contraintes : la mécanique de la rupture. Elle aura pour but de caractériser les conditions locales en tête de fissure, et permettre ainsi de décrire la genèse de la rupture.

Elle se définit à partir des lois de la mécanique des milieux continus et des propriétés macroscopiques de chaque matériau particulier (2). Suivant qu'un matériau se rompra d'une manière fragile ou ductile, les principes de l'élasticité linéaire pourront être utilisés ou non pour décrire les phénomènes à la pointe de la fissure.

Aussi la mécanique de la rupture est-elle divisée en deux grands domaines : la mécanique linéaire élastique et la mécanique plastique des ruptures (3).

Notre but ici n'est pas une étude bibliographique complète de la mécanique de la rupture mais un rappel succinct de ses principaux concepts et des éléments pratiques de son utilisation.

2. MECANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE (1) (3) (4)

2.1 - Généralités sur les rupteurs :

2.1.1 - Faciès macroscopiques de rupture :

Lorsqu'on observe d'une manière macroscopique les surfaces d'une rupture, celles-ci présentent rarement des formes simples. On considère cependant en général, deux modes principaux de rupture : la rupture plate et la rupture inclinée.

Ces modes apparaissent schématisés à la figure (A.1.1).

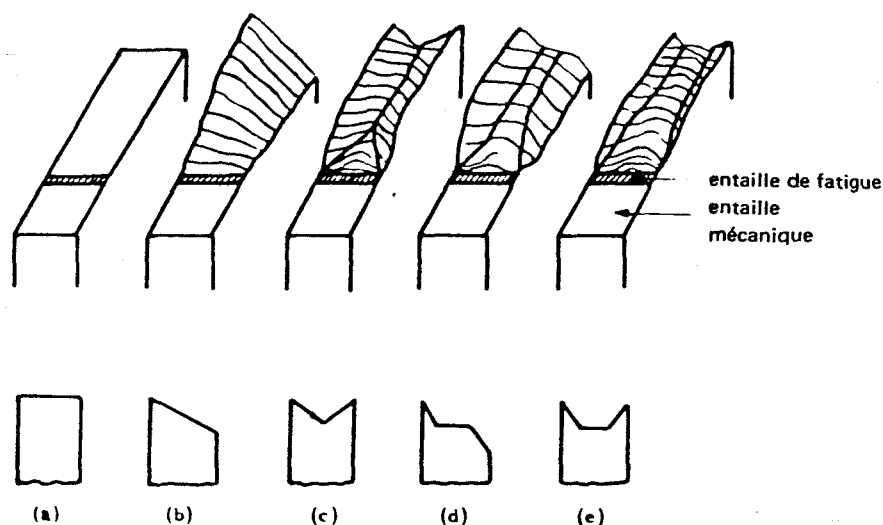


Fig. A.1.1 - Différents faciès macroscopiques de rupture.

La rupture plate (a) correspond à une surface de rupture perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale ; c'est le cas de ruptures se produisant avec une déformation plastique faible (par exemple : ruptures fragiles d'aciers présentant une transition ductile-fragile). Dans le cas de rupture inclinée (b). La rupture s'accompagne généralement d'une forte déformation plastique.

Dans la plupart des cas, la rupture est une combinaison des deux types élémentaires précédents (c,d,e).

2.1.2 - Modes de rupture :

L'état le plus général de propagation peut être ramené à la superposition de trois modes simples. Ceci a été démontré d'une part, en considérant leur état initial dans lequel une fissure plane est soumise à un système de force et d'autre part en supposant que la propagation de la fissure se fasse dans son plan.

Ces trois modes dépendent des sens de déplacement des pointes de la surface fissurée comme le montre les définitions ci-dessous et la figure (A.1.2).

Mode I ou mode par ouverture : les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une à l'autre (Fig. A.1.2.I).

Mode II ou mode par glissement droit : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculairement au front de fissure (Fig. A.1.2.II).

Mode III ou mode par glissement vis : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de fissure (Fig. A.1.2.III).

La surface de rupture plate précédemment décrite correspond au mode I, une rupture inclinée correspond à une superposition des modes II et III.

Les ruptures dangereuses sont généralement des ruptures de mode I, ce qui explique la raison des nombreuses études de la mécanique des ruptures en mode I.

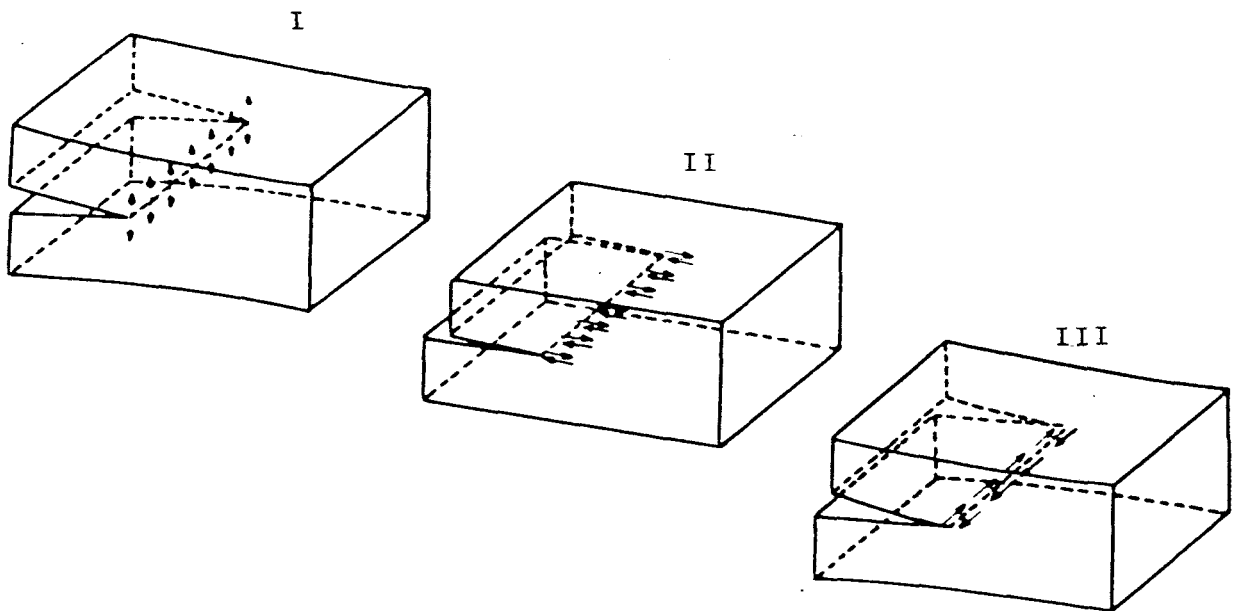


Fig. A.1.2 - Schéma montrant les trois modes de rupture simples (les flèches représentent le déplacement des points de la surface fissurée. Dans chaque cas, la fissure se propage de gauche à droite).

2.1.3 - Contraintes planes et déformations planes :

Pour préciser les idées, nous allons voir comment il est possible d'obtenir différents modes de rupture au moyen d'une éprouvette soumise à un effort uniaxial, ce qui à priori paraît contradictoire.

Considérons donc une éprouvette fissurée rompue en traction. Dans la plupart des cas, il existe au centre de l'éprouvette une rupture plate de mode I puisque la contrainte principale est alors perpendiculaire à la surface fissurée ; en fait, c'est le déplacement d'une valeur critique pour la contrainte normale qui est responsable de la propagation de la fissure en mode I. La forte triaxialité empêche en effet toute déformation en cisaillement. Sur les faces de l'éprouvette, on observe une rupture inclinée (superposition des modes II et III) due à une triaxialité très faible permettant une propagation de la fissure par cisaillement. La figure (A.1.3) représente schématiquement les différents faciès.

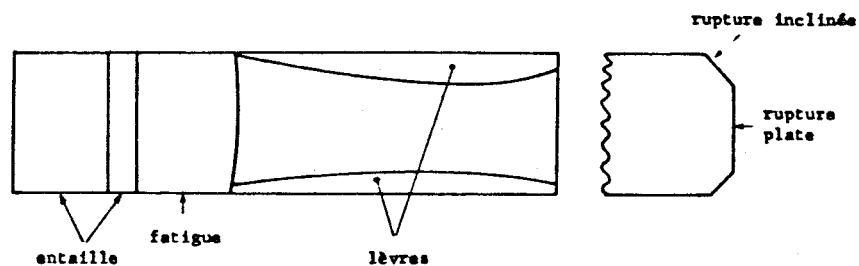


Fig. A.1.3 - Représentation schématique d'une surface de rupture.

On peut définir plus précisément l'état des contraintes au moyen de deux cas simples bien représentatifs des observations expérimentales de la pratique courante.

On parle d'état de contraintes planes si, avec les notations de la figure (A.2.4) on a :

$$\sigma_{zz} = \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$$

Un tel état de contraintes est obtenu dans une tôle très mince soumise à des efforts parallèles et dans son plan.

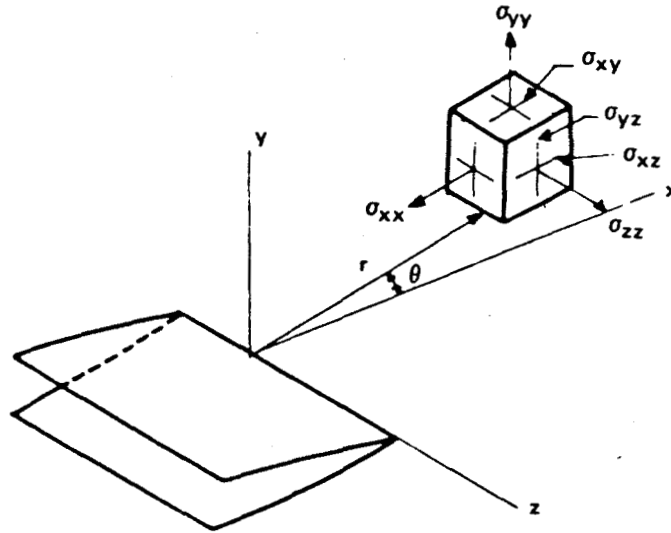


Fig. A.1.4 - Contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure.

On dit par contre, que l'on est dans un état de déformation plane si on a :

$$\epsilon_{zz} = 0$$

$$\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$$

Cet état s'obtient par exemple dans la zone centrale d'une éprouvette épaisse (alors que l'on se trouve en état de contraintes planes sur les faces latérales).

Si l'on reprend l'éprouvette fissurée rompue en traction, (fig. A.1.3), le fait d'être dans un état de déformations planes au centre entraîne :

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) = 2\nu \sigma_{xx}$$

(car $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ dans le plan de la fissure).

Les trois contraintes principales sont alors :

$$\sigma_{xx}$$

$$\sigma_{yy} = \sigma_{xx}$$

$$\sigma_{zz} = 2 \nu \sigma_{xx}$$

Sur les faces de l'éprouvette par contre le fait d'être en contraintes planes entraîne $\sigma_{zz} = 0$.

Les trois contraintes principales sont alors :

$$\sigma_{xx}$$

$$\sigma_{yy} = \sigma_{xx}$$

$$\sigma_{zz} = 0$$

On constate donc que les triaxalités sont différentes, ainsi que les contraintes de cisaillement, par conséquent les modes de ruptures ne sont pas les mêmes.

2.2 - Aspect énergétique de la propagation des fissures :

2.2.1 - Analyse des contraintes et des déformations au voisinage de l'extrémité d'une fissure :

IRWIN (5) et PARIS (6) ont proposé des méthodes d'analyse permettant l'étude du champs des contraintes et des déformations au voisinage de l'extrémité d'une fissure.

Les expressions générales des contraintes et des déplacements en un point de coordonnées polaires et (fig. A.1.4) au voisinage d'une fissure sollicite un mode I (par ouverture) sont d'après les résultats de la théorie de l'élasticité, de la

forme :

$$\sigma_{ij} = K_I \frac{f_{ij}(\theta)}{\sqrt{2} \pi r}$$

$$u_i = K_I \sqrt{\frac{r}{2\pi}} g_i(\theta)$$

K_I est une constante indépendante de r et de θ appelée facteur d'intensité de contrainte. L'indice I correspond au fait que l'on considère le mode I de sollicitation. Pour les modes II et III nous aurions des indices correspondants comme on peut le voir dans les expressions exactes de σ_{ij} et u_i dans les différents modes de sollicitation.

En mode I :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

$$\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

$$u = \frac{K_I}{g} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right]$$

$$v = \frac{K_I}{g} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[2 - 2\nu - \cos^2 \frac{\theta}{2} \right]$$

$$w = 0$$

En mode II

$$\sigma_{xx} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left[2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

$$u = \frac{K_{II}}{g} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right]$$

$$v = \frac{K_{II}}{g} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[-1 + 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right]$$

$$w = 0$$

En mode III :

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = \sigma_{xy} = 0$$

$$\sigma_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2}$$

$$\sigma_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2}$$

$$u = v = 0$$

$$w = \frac{K_{III}}{g} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2}$$

2.2.2. - Relation entre les facteurs d'intensité de contrainte K et les facteurs de concentration de contrainte K_T .

Les fissures considérées dans l'analyse mathématique de la mécanique de la rupture ont un rayon nul. Il ne faut donc pas confondre le facteur d'intensité de contrainte K_T que l'on peut calculer par exemple à partir des formules de NEUBER.

Au fond d'une entaille de rayon ρ donnant un facteur K_T , la contrainte σ est donnée par l'expression :

$$\sigma = K_T(\rho) \sigma_N$$

σ_N est la contrainte nominale.

Lorsque ρ tend vers zéro, K_T et σ tendent vers l'infini. IRWIN (5) a montré que le facteur d'intensité de contrainte K_I était donné par l'expression :

$$K_I = \lim_{\rho \rightarrow 0} \frac{\sqrt{\pi}}{2} \sigma \sqrt{\rho} = \lim_{\rho \rightarrow 0} \frac{\sqrt{\pi}}{2} K_T(\rho) \sigma_N \sqrt{\rho}$$

K_I est généralement difficile à calculer par ce passage à la limite.

Dans le cas d'une plaque infinie contenant une fissure de longueur $2a$ (soumise à une contrainte perpendiculaire à la fissure (Fig. A.1.5), on montre que l'on a :

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

Dans le cas d'éprouvettes de dimension finies on a :

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

α dépend de la forme et des dimensions de l'éprouvette et de la longueur de la fissure.

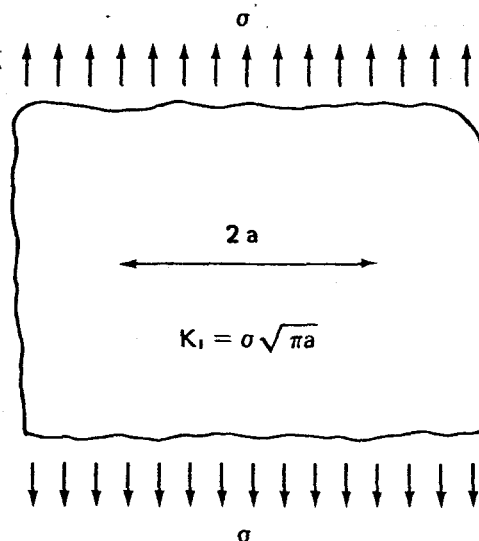


Fig. A.1.5 - Plaque infinie contenant une fissure de longueur $2a$.

2.3. Propagation brutale d'une fissure :

Deux approches sont utilisées pour l'étude de la propagation brutale d'une fissure : un critère de contraintes et un critère d'énergie.

2.3.1 - Critère de contraintes :

On admet que la rupture s'initie à fond de fissure et que la contrainte maximale est normale au plan de fissure.

La rupture se produit lorsque la contrainte atteint la valeur σ_c correspondant à une valeur critique K_{Ic} du facteur d'intensité de contrainte K_I (en mode I de déformation). Dans le cas le plus général de déformation, la valeur critique de K est appelée K_c .

Le facteur d'intensité de contrainte critique (K_{Ic}) caractérise quantitativement la résistance d'un matériau à la propagation brutale d'une fissure en mode I ; K_{Ic} est indépendant des formes d'entaille et d'éprouvette.

Ce critère de rupture correspond à une distribution critique des contraintes à fond de fissure mise en évidence à la figure A.1.6.

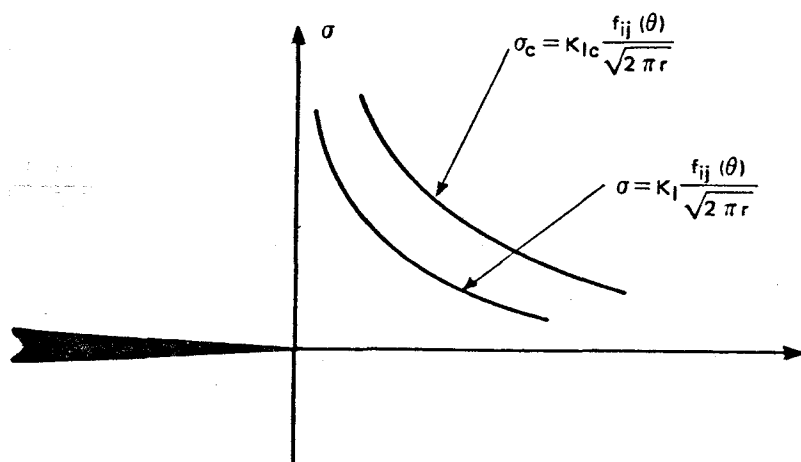


Fig. A.1.6 - Distributions normale et critique des contraintes à fond de fissure correspondant respectivement à K_I et K_{Ic} .

2.3.2 - Critère d'énergie :

Physiquement, pour que la fissure se propage, il faut fournir au matériau une certaine énergie (rupture des liaisons atomiques correspondant à une augmentation de l'énergie superficielle, déformation plastique, etc..).

Considérons (fig. A.1.7) un solide d'épaisseur unité contenant une fissure de longueur $2a$, soumis à un système de forces extérieures F_i , dérivant de potentiels W_i . Si la longueur de la fissure augmente d'une quantité (a) , on a une diminution $G_I a$ de l'énergie potentielle globale. G_I est une énergie par unité de surface créée.

On peut expliciter l'expression de G_I sous la forme :

$$G_I = \Sigma \Delta W_i + \Delta W_{el}$$

de la force. ΔW_i = est le travail de la force F_i ,

ΔW_{el} = est la variation d'énergie élastique du corps.

G_I = est l'énergie disponible pour faire progresser la fissure.

Si Γ_{Ic} est l'énergie nécessaire physiquement pour que la fissure progresse, on aura propagation brutale si la diminution d'énergie G_I est égale à Γ_{Ic} . La valeur correspondante de G_I est G_{Ic} (avec $G_{Ic} = \Gamma_{Ic}$).

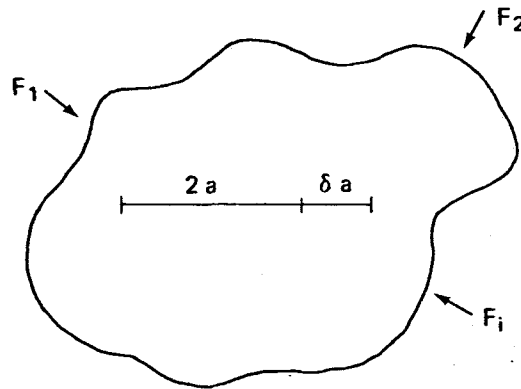


Fig. A.1.7 - Corps possédant une fissure de longueur $2a$ soumis à un ensemble de forces F_i .

G a la même dimension qu'une force fictive faisant propager cette fissure (d'où le terme anglo-saxon "Crack Extension Force" que l'on peut traduire par force de propagation de la fissure).

On montre d'autre part, que G_c définie par la variation d'énergie totale du système est indépendante du mode de chargement. Dans le cas d'une machine infiniment dure (le déplacement z des lèvres de la fissure est imposé), cette énergie provient d'une diminution de l'énergie élastique. Dans le cas d'une machine molle, la moitié de la variation d'énergie sert à augmenter l'énergie élastique, l'autre moitié à diminuer l'énergie potentielle

2.3.3 - Equivalence entre les deux critères de propagation :

On dispose donc de deux critères (définis par K_{Ic} et G_{Ic}) caractérisant la propagation brutale d'une fissure. On peut montrer qu'il existe une relation entre ces deux critères ; les calculs montrent en effet que l'on a :

en état de contraintes planes. $G_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2}{E}$

$$G_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2}{E} (1-\nu^2) \text{ en état de déformations planes.}$$

E et ν étant respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson.

Les relations données ci-dessus permettent de faire la liaison entre la distribution critique des contraintes à fond de fissure (défini par K_{Ic}) et l'énergie critique G_{Ic} nécessaire à la propagation. Comme K_{Ic} , G_{Ic} est une caractéristique de la ténacité d'un matériau.

2.3.4 - Critère de Griffith :

Dans le cas de matériaux totalement fragiles, le verre par exemple, l'énergie G_{Ic} est égale à l'énergie superficielle $2 \gamma_s$. On a dans ce cas :

$$K_{Ic}^2 = E G_{Ic} = 2 E \gamma_s$$

Comme $K_{Ic} = \alpha \sigma \sqrt{\pi a}$, on a la condition de rupture.

$$\sigma \text{ critique} = \beta \sqrt{\frac{E \gamma_s}{\pi a}} \text{ en contraintes planes.}$$

$$\sigma \text{ critique} = \frac{2 E \gamma_s}{\alpha^2 \pi a (1-\nu^2)} \text{ en déformation planes.}$$

On retrouve la condition classique de Griffith.

2.3.5 - Critère de Griffith-Orowan :

Contrairement au cas du verre, la rupture des métaux se produit avec une forte déformation plastique. La propagation de la fissure nécessite donc une énergie de déformation plastique γ_p .

On aura rupture dans ce cas si :

$$G_{Ic} = 2\gamma_s + \gamma_p$$

On montre que γ_p est très grand devant γ_s , le rapport pouvant atteindre 1 000. On vérifie que la ténacité d'un matériau est influencée de façon majeure par sa ductilité.

D'autres énergies de déformation peuvent augmenter encore G_{Ic} . C'est ainsi que, pour les matériaux contenant de l'austénite résiduelle pouvant se transformer en martensite par écrouissage, il faut ajouter à $2\gamma_s$ et à γ_p l'énergie nécessaire à la transformation austénite \rightarrow martensite.

2.4. ETUDE DE LA ZONE PLASTIQUE :

2.4.1 - Utilisation des critères de TRESCA et de VON MISES :

La méthode consiste à chercher le lieu des points où les critères de Tresca et de Von Mises s'appliquent, en prenant comme état initial de contraintes l'état élastique théorique. Le lieu trouvé est la limite de la zone plastique.

La figure (A.1.8) montre les formes que l'on obtient en état de déformations planes ou des contraintes planes ; on constate bien que l'étendue de la zone plastique est plus grande en contraintes planes qu'en déformations planes.

Ce dernier point est mis en évidence sur la figure (A.1.9) qui représente l'étendue de la zone plastique à l'extrémité d'une fissure traversante dans une éprouvette d'épaisseur finie ; à la surface de l'échantillon, on a un état de contraintes planes et la zone plastique est plus grande qu'au centre de l'éprouvette où l'on a un état de déformations planes.

NTES

PLANES

CONTRAINTES PLANES

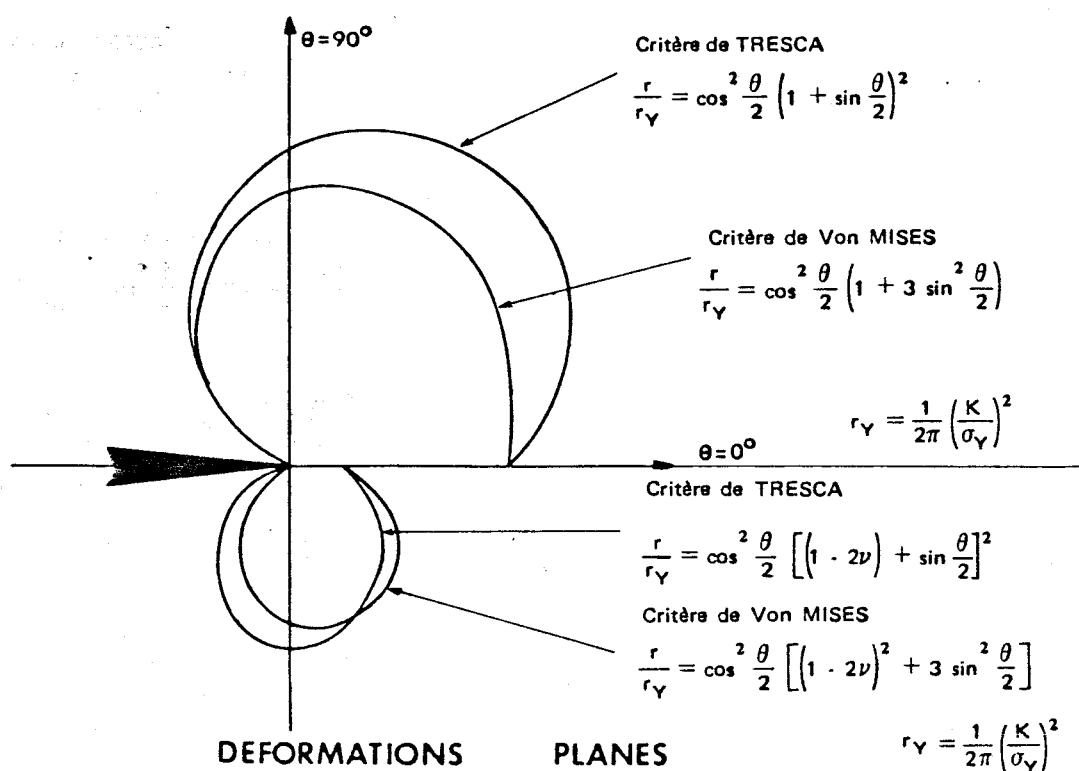


Fig. A.1.8 - Limites des zones plastiques déterminées par les critères de TRESCA et VON MISES

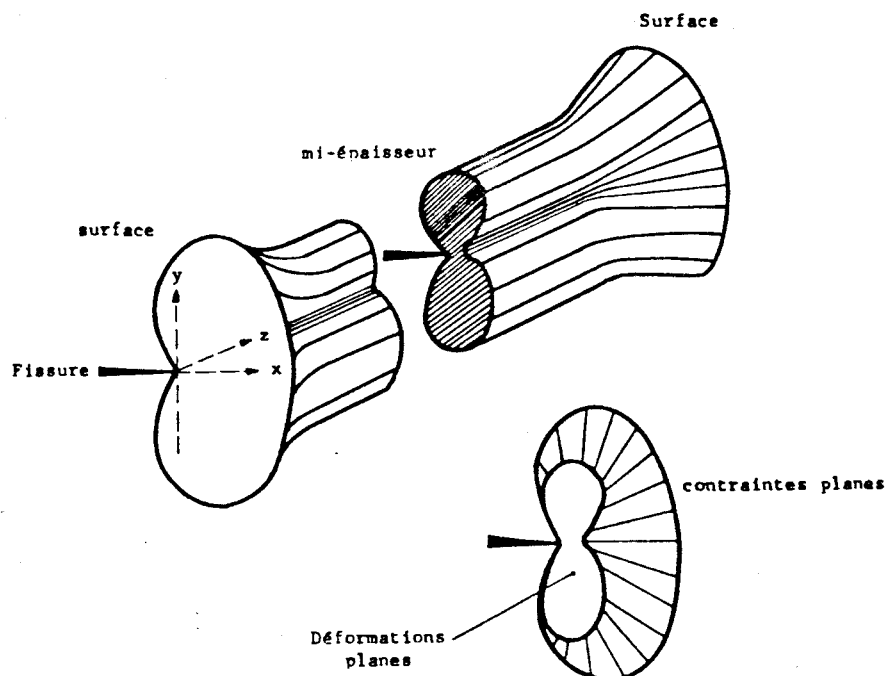


Fig. A.1.9 - Représentation schématique de la zone plastique à l'extrémité d'une fissure dans un corps d'épaisseur finie.

Cette différence de zones plastiques permet d'expliquer les différents faciès macroscopiques de rupture que l'on obtient. En effet, les plans de cisaillement maximal sont différents en contraintes planes et en déformations planes. En contraintes planes, le cisaillement maximal se produit dans des plans faisant un angle de 45° à la fois avec la surface de l'éprouvette et avec la direction de la force appliquée ; en déformations planes, ce cisaillement maximal se produit dans des plans perpendiculaires à la surface de l'éprouvette, en faisant un certain angle avec la surface de la fissure. Ces plans sont mis en évidence sur la figure (A.1.10). On voit immédiatement qu'en déformations planes on a des ruptures plates alors que l'on observe des ruptures inclinées en contraintes planes.

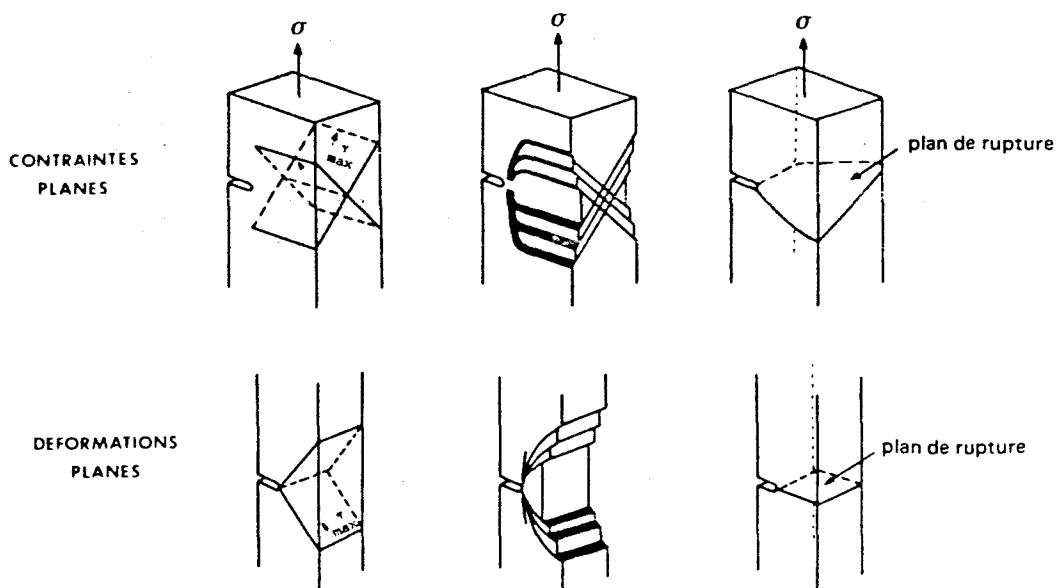


fig. A.1.10 - Zones déformées plastiquement et surfaces de rupture dans le cas de contraintes planes et de déformations planes.

2.4.2 - Analyse d'Irwin :

IRWIN suppose que la zone plastique est circulaire de diamètre R et que la contrainte normale est égale à la limite d'élasticité.

apparaît de plus σ_Y (fig. A.1.11); il suppose de plus que le profil des contraintes élastiques hors de la zone plastique est le même que celui que l'on détermine dans l'analyse purement élastique si on le décale d'une quantité r_Y .

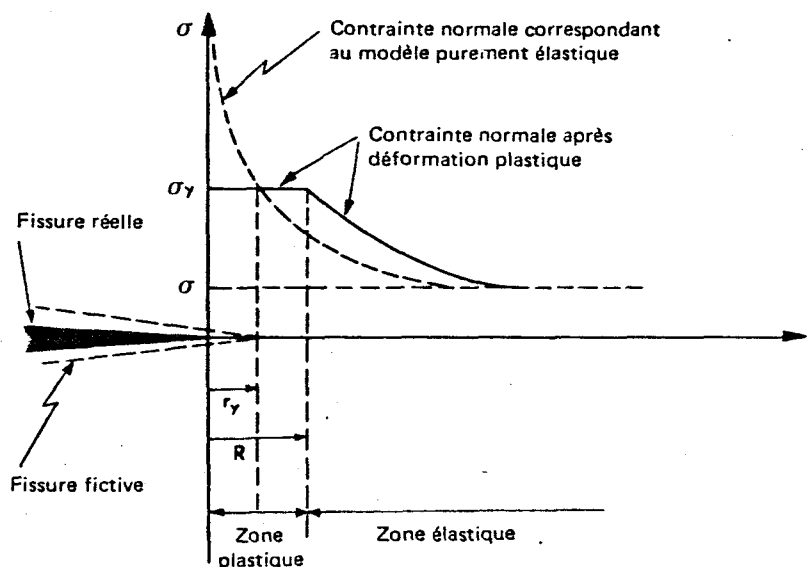


Fig. A.1.11 - Modèle d'Irwin de la zone déformée plastiquement.

On montre facilement que l'équilibre des contraintes à fond de fissure conduit à $R = 2 r_Y$ avec :

$$r_Y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad \text{en contraintes planes}$$

$$r_Y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad \text{en déformations planes}$$

Si l'on considère alors une fissure fictive de la longueur $(a+r_Y)$, le profil des contraintes est alors celui de la théorie élastique tronqué à la valeur $\sigma = \sigma_Y$.

Ce modèle d'Irwin, bien que très approximatif en ce qui concerne la taille et la forme (circulaire) de la zone plastique, est très important du point de vue pratique car il sert à la détermination de K_{Ic} .

2.4.3 - Analyses élasto-plastiques :

Des analyse précises des contraintes et des déformations dans la zone plastique, ainsi que des études sur la forme de cette zone ont été faites récemment. Ces études tiennent compte de la consolidation.

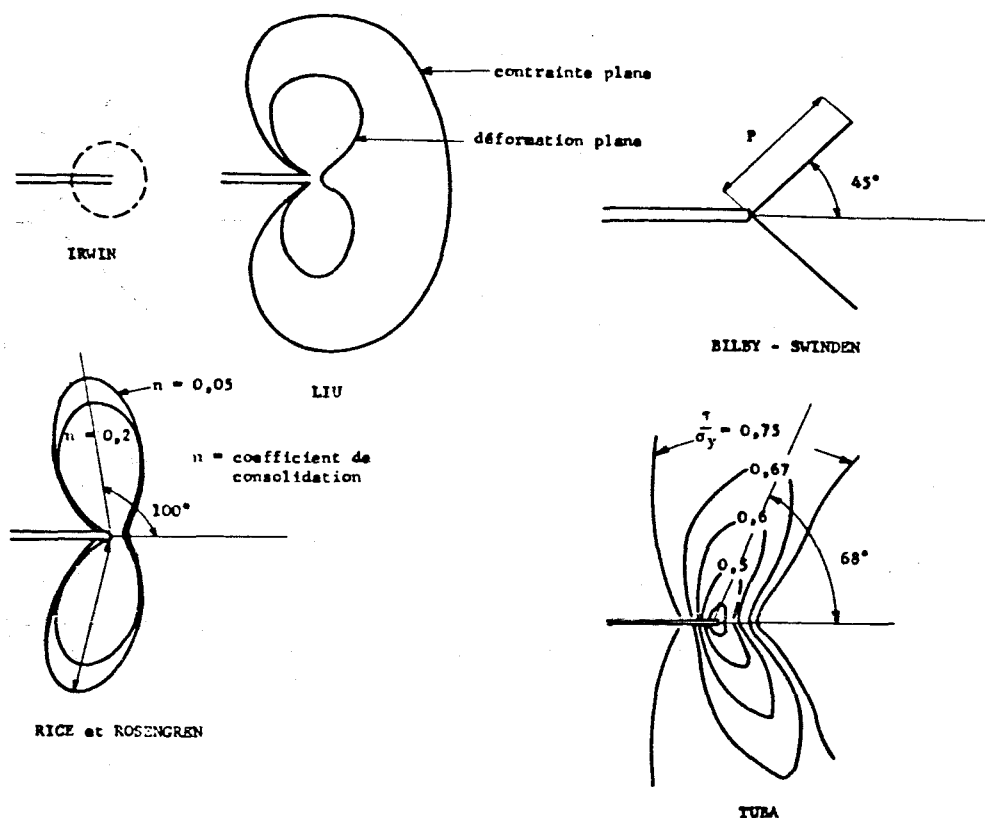


Fig. A.1.12 - Différents modèles théoriques de la zone plastique à fond de fissure.

Les principaux résultats de ces études sont les suivants :

- Pour un matériau dont la loi d'écrouissage est de la forme $\sigma = K\varepsilon^n$, les contraintes et les déformations au voisinage de l'extrémité de la fissure ont une expression de la forme :

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{1}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \Sigma_{ij}(\theta) \quad (r \rightarrow 0)$$

$$\epsilon_{ij} = \left(\frac{1}{r} \right)^{\frac{1}{1+n}} E_{ij}(\theta) \quad (r \rightarrow 0)$$

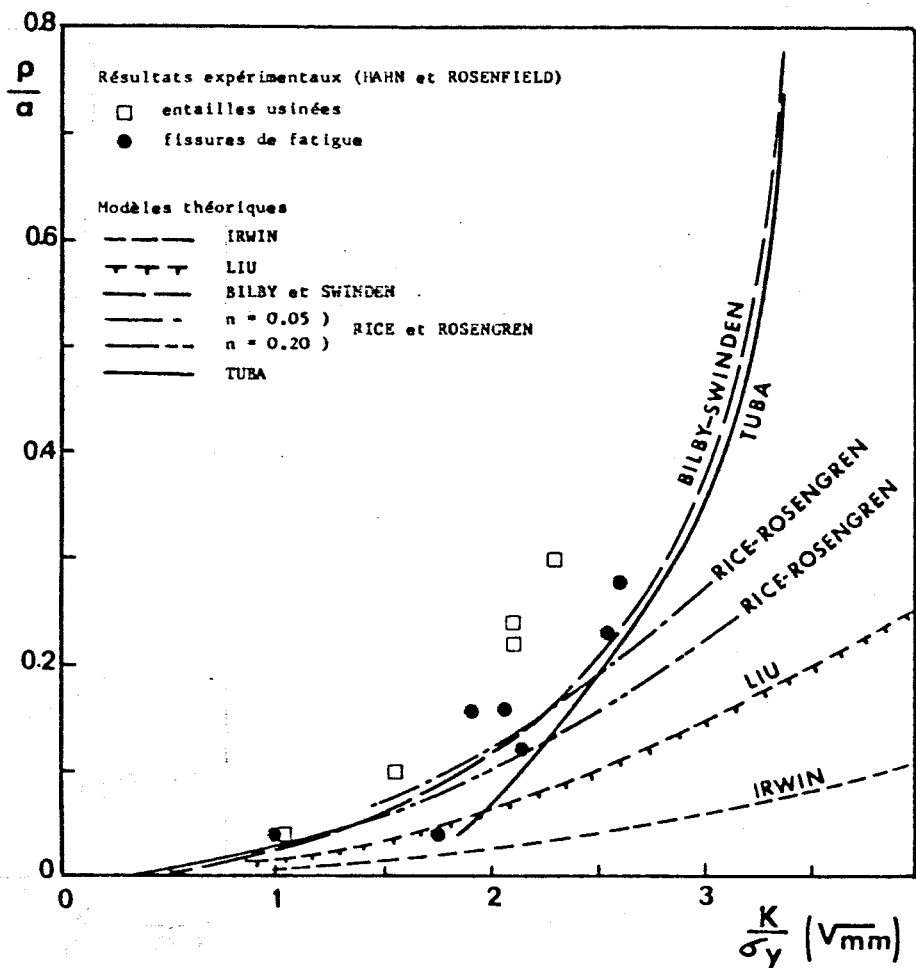
$\Sigma_{ij}(\theta)$ et $E_{ij}(\theta)$ étant deux fonctions de l'angle (θ) , analogues aux fonctions $f_{ij}(\theta)$ et $g_i(\theta)$ mentionnées précédemment.

Lorsque $n = 1$, on retrouve les expressions du paragraphe 2.2.1.

- Pour les matériaux à consolidation, on a :

$$\sigma_{ij} \cdot \epsilon_{ij} \rightarrow \frac{F(\theta)}{r}$$

lorsque r tend vers 0.



ρ étendue de la zone plastique
 σ_y limite d'élasticité

a longueur de la fissure
 K facteur d'intensité de contrainte



Fig.A.1a13- Comparaison des longueurs de zone plastique avec les modèles théoriques.

(suivant 1- Les étendues R_x et R_y (suivant les axes O_x et O_y) de la zone du double plastique sont proches du double de celles que donne la théorie élastique (critères de Von Mises et Tresca).

On a reporté sur la figure A.1.12 la forme des zones plastiques calculées par différents chercheurs. On constate que la zone déformée plastiquement en état de déformations planes est composée de deux ailes s'étendant de part et d'autre du plan de la fissure. La longueur de la zone plastique dans le plan de la fissure est petite devant la longueur des ailes.

Ces résultats théoriques ont été vérifiés expérimentalement par HAHN et ROSENFELD. La figure (A.1.13) indique leurs résultats expérimentaux ainsi que les valeurs théoriques correspondantes prédites par les différentes théories. On constate la bonne concordance entre leurs valeurs et celles prévues par Tuba et Rice-Rosengren.

2.5. DETERMINATION DE K_{Ic} :

2.5.1 - Limites de validité des mesures :

On a vu que K_{Ic} correspondait à la valeur critique d'un paramètre K_I déterminé dans le cadre de la théorie élastique en état de déformations planes. Or précédemment, nous avons insisté sur le fait que, dans les matériaux habituels, il y avait toujours une zone plastique à fond de fissure. Si cette zone plastique est petite, on admet que K_I décrit bien l'état des contraintes élastiques dans la région non écrouie.

Pour mesurer K_{Ic} , il faut donc utiliser des éprouvettes pour lesquelles la zone plastique est suffisamment petite. Les critères de dimensions des éprouvettes sont donc de deux ordres :

- l'épaisseur doit être suffisante pour que l'on ait un état de déformations planes.

- la longueur de l'éprouvette doit être suffisante pour qu'il

é de relaxa n'y ait pas possibilité de relaxation des contraintes par déformation plastique globale.

Ces considérations ont amené l'A.S.T.M. à proposer un certain nombre de conditions pour l'épaisseur B et la longueur de la fissure. En termes de dimensions de la zone plastique, ces conditions sont :

$$R_p \leq \frac{a}{25}$$

$$R_p \leq \frac{B}{25}$$

R_p , a , B étant respectivement la longueur de la zone plastique, la longueur de la fissure et l'épaisseur de l'éprouvette.

Nous avons vu que l'on pouvait évaluer la longueur de la zone plastique à partir de K_{Ic} . Rappelons qu'en effet, en déformations planes, on a :

$$R_p = 2 r_Y = 2 \cdot \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_Y} \right)^2$$

Les conditions précédentes sont donc équivalentes à :

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_Y} \right)^2$$

Si ces conditions sont respectées, on obtient une mesure variable de K_{Ic} . Ceci est mis en évidence sur la figure (A.1.14) où l'on a porté la variation de K_c avec l'épaisseur ; on constate que K_c diminue et tend vers K_{Ic} lorsque l'épaisseur est suffisante.

2.5.3 - Détermination de K_{Ic} - Exploitation des courbes charge-déplacement :

Ces courbes "charge-déplacement" permettent facilement de calculer K_{Ic} .

Le cas idéal de mesure de K_{Ic} par cette méthode n'est malheureusement pratiquement jamais obtenu ; il correspondrait à un métal qui casserait brutalement sans déformation plastique apparente. Or, on s'est aperçu très rapidement que les courbes charge-déplacement ne présentent que rarement un point anguleux ; on observe souvent un éloignement continu de la courbe réelle à la droite idéale charge-déplacement. Cette non-linéarité est due principalement à une déformation plastique à l'extrémité de la fissure, à une éventuelle propagation lente de la fissure, et au fait que la fissure tend à se propager brutalement par à-coup d'intensité très faible.

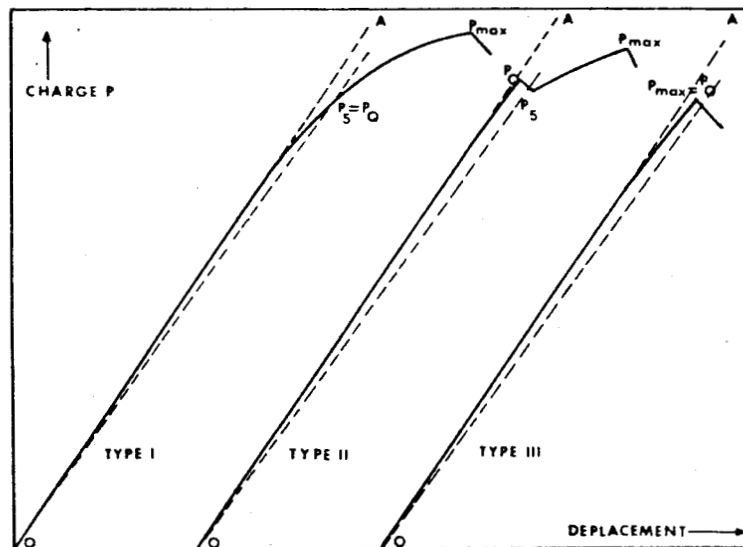


Fig. A.1.15 - Principaux types de courbes charge-déplacement

Les principaux types de courbes "charge-déplacement" que l'on peut obtenir sont représentés sur la figure (A.1.15). On peut,

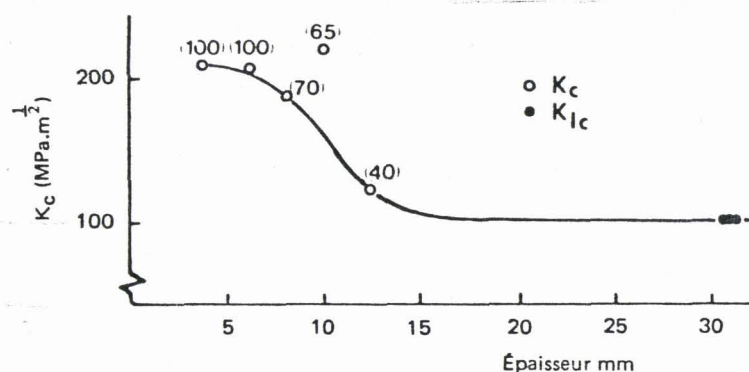


Fig. A.1.14 - Variation de K_c avec l'épaisseur de l'éprouvette. Les chiffres entre parenthèses représentent le pourcentage de rupture inclinée.

2.5.2 - Conditions d'essais :

Nous nous limiterons au dispositif de flexion.

a) Éprouvettes :

Les éprouvettes utilisées sont du type parallélépipédique à entaille mécanique singulière. Leurs dimensions sont normalisées par l'A.S.T.M. (7) et par une norme expérimentale A.F.N.O.R (8). Ces éprouvettes sont fissurées généralement en fatigue suivant des recommandations ASTM (7) et AFNOR (8).

Toutefois d'autres modes de fissuration peuvent convenir pour ce type d'essais.

b) Dispositif d'essai :

Les éprouvettes fissurées sont sollicitées en flexion au moyen d'un dispositif tel que nous l'avons décrit au chapitre III.

On enregistre pendant l'essai la variation de la charge appliquée à l'éprouvette en fonction de deux points de part et d'autre de l'entaille.

On trace une droite OP_5 dont la pente est inférieure de 5% à la pente de la portion rectiligne OA, déterminer une valeur K_Q de K qui correspond à K_{Ic} si certaines conditions sont observées.

Ces conditions sont :

$$\left. \begin{array}{l} \text{épaisseur } B \\ \text{longueur de fissure } a \end{array} \right\} \gg 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_Y} \right)^2$$

$$\frac{P_{\max}}{P_Q} \leq 1,1$$

Si ces conditions sont satisfaisantes, K_Q est pris comme valeur de K_{Ic} .

K_{Ic} s'exprime en $\text{MPa.m}^{1/2}$ (équivalent à $\text{N/mm}^2.\text{m}^{1/2}$)

Les valeurs de K_{Ic} pour les aciers peuvent varier entre 10 et $250 \text{ MPa.m}^{1/2}$, les aciers à très haute résistance ayant les valeurs de K_{Ic} généralement comprises entre 30 et $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

Nota : une sécante à 95% de la pente OA correspond à un accroissement $\frac{\Delta a}{a}$ de la fissure de 2%.

Enfin connaissant la longueur a du défaut et la charge P_c à l'instabilité, on peut calculer K_{Ic} par la formule :

$$K_{Ic} = \frac{P_c}{B\sqrt{W}} \left[11,58 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 18,42 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 87,18 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 150,66 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 154,80 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right]$$

3. MECANIQUE PLASTIQUE DE LA RUPTURE :

3.1 - Limites de la mécanique linéaire élastique de la rupture :

Il est actuellement prouvé que la mécanique linéaire de la rupture s'applique d'une manière satisfaisante aux aciers à très

peut être à haute résistance. Elle peut être également appliquée aux aciers à caractéristiques moyennes, mais pour satisfaire aux conditions normalisées, précédemment citées, les éprouvettes nécessaires à la mesure de K ont un volume tel que les essais sont difficiles à mettre en oeuvre, nécessitant des machines de sollicitation très puissantes, et de ce fait, elle ne peut être appliquée systématiquement sur de nombreux aciers lors de contrôles métallurgiques de routine. De plus la mécanique élastique ne s'applique pas aux aciers doux fournis en faible épaisseur.

Ces constatations ont amené un certain nombre d'auteurs à introduire d'autres concepts permettant soit de déterminer K_{Ic} au moyen d'éprouvettes d'épaisseur réduite, soit de chiffrer la ténacité d'aciers doux fournis en faible épaisseur.

Nous examinerons ces différents concepts.

3.2 - Ecartement en fond de fissure (COD) :

WELLS (9) a suggéré comme critère de rupture dans les cas où il y a apparition de phénomènes plastiques importants en fond de fissure, le concept d'écartement critique de fissures, en anglais "Crack Opening Displacement" (COD) ou δ_c .

On appelle écartement en fond de fissure (δ), la quantité $2V$ pour $\theta = 0$ et $r \rightarrow 0$ (réf.2.2.1), v est le déplacement normal au plan de la fissure.

δ est donc l'accroissement réel d'épaisseur de la fissure au fond de celle-ci.

Comme l'indique PLUVINAGE (3), il y a incompatibilité entre l'analyse de la rupture en terme de K_{Ic} ou en terme de COD, mais au contraire continuité.

Cela peut s'illustrer schématiquement sur la figure (A.1.16). Cette figure représente un diagramme charge-déplacement des lèvres de la fissure pour un matériau quelconque (métallique ou

des (considération) d'épaisseur donnée. Considérons la position de début de fissuration si il a lieu dans la partie pratiquement linéaire OA une faible déformation plastique précédant la rupture. On peut donc utiliser l'analyse linéaire élastique de la rupture (K_{Ic}). Pour les matériaux dont la fissuration démarre dans la portion AB, la déformation plastique est telle que l'analyse de la mécanique linéaire des ruptures perd sa validité et il faut avoir recours à la théorie plastique de la mécanique de rupture ; il faut cependant ajouter que, contrairement au K_{Ic} , l'écartement critique de fissuration dépend de l'épaisseur et en conséquence reflète une caractéristique d'un produit.

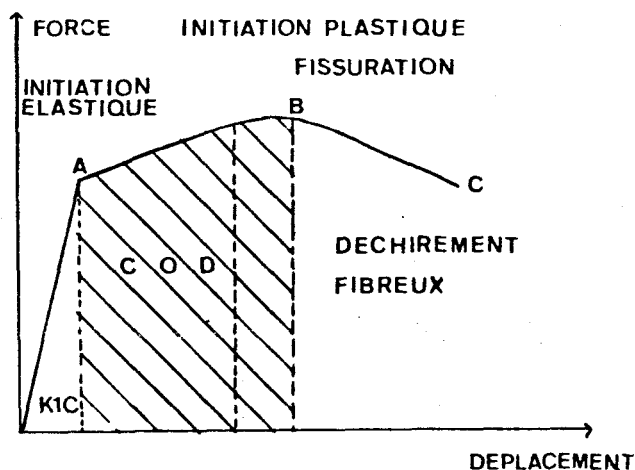


Fig. A.1.16 - Représentation schématique des domaines de validité des essais de ténacité, pour les ruptures entre A et B on utilise la théorie de l'écartement critique de fissuration.

3.2.1 - Analyse de l'écartement à fond de fissure :

Diverses méthodes d'analyses ont été proposées pour exprimer δ , WELLS (9) à partir des considérations sur la petite zone plastique permise dans la mécanique linéaire des ruptures, définit une relation entre la force d'extension de fissure G , l'écartement critique de fissuration δ_c et la limite élastique σ_Y telle que :

$$G = \frac{\pi}{4} \sigma_Y \delta_c$$

A partir de considérations énergétiques, il montre que le COD peut être directement proportionnel à la déformation par la relation :

$$\delta = 2\pi \epsilon a$$

Cette analyse élasto-plastique de WELLS est limitée car elle considère des entailles de zone plastique faible. Elle est donc peu valable pour des valeurs du rapport $\frac{r}{r_Y} > 0,8$.

On préfère lui substituer l'analyse de BRUDEKEIN et STONE.(10).

Ces derniers ont montré que le COD (δ) était donné par la relation

$$\delta = \frac{8\sigma_Y a}{\pi E} \ln \left(\frac{1}{\cos \frac{\pi \sigma}{2\sigma_Y}} \right)$$

σ : contrainte perpendiculaire à la fissure.

Ils ont pour ce faire utilisé le modèle établi en contraintes planes par DUGALE-BARENBLATT pour la répartition des contraintes à fond de fissure et y ont appliqué une fonction type Westergaard.

Dans le modèle de Dugale-Barenblatt, une fissure réelle de longueur $2a$ dans une éprouvette infinie est soumise à une tension uniforme σ dirigée suivant l'axe des y . La zone plastique s'étendant jusqu'à la valeur $x = +$ ou $- a_1$.

On considère alors du point de vue analytique comme n'ayant à faire qu'à une fissure de taille $2a_1$, entourée d'une zone en déformation élastique soumise à la tension σ plus une tension uniforme σ_Y entre $^+ a$ et $^- a_1$ (figure A.1.17).

δ est donc relié à K par :

$$\delta = \frac{K^2}{E \sigma_Y}$$

Rappelons que l'expression $G = \sigma_Y \delta$ n'est théoriquement valable que dans le cas des contraintes planes et que lorsque la contrainte appliquée est très petite par rapport à σ_Y .

On peut donc, si ces conditions sont réalisées, calculer K à partir de la mesure d'un paramètre tangible, à savoir l'écartement du fond de fissure.

La mesure du COD a été cependant généralisée au cas où de fortes déformations plastiques apparaissent en fond de fissure, donc lorsqu'on ne peut plus passer de δ à K.

Avant de détailler les critères d'instabilité ou de rupture que l'on peut mettre en évidence à partir de δ , nous allons indiquer les techniques utilisées pour mesurer ce paramètre.

3.2.2 - Mesure de δ :

Cette mesure est délicate à réaliser car l'épaisseur de la fissure est très faible.

Mesure directe : Certains chercheurs mesurent directement en surface au moyen d'un microscope. Cette technique, difficile à mettre en oeuvre à température ambiante, est pratiquement inutilisable à chaud et à froid et ne peut être utilisée que pour étalonner d'autres méthodes.

COD-mètre : Cet appareil, utilisé il y a une dizaine d'années par WELLS et BURDEKIN-STONE, permet de mesurer l'écartement d'une entaille à bords parallèles. La séparation des surfaces de l'entaille est mesurée par la rotation d'une lame très fine introduite dans cette entaille (cette dernière a une épaisseur de 0,2mm), comme schématisé sur la figure (A.1.18).

Cette technique est actuellement abandonnée car elle n'est pas applicable à des fissures de fatigue.

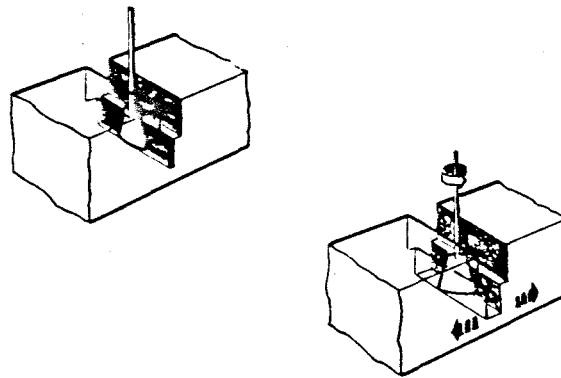


Fig. A.1.18 - Schéma du COD-mètre.

Mesure de la contraction latérale : Différents auteurs ont relié le COD à la contraction latérale. On peut en effet montrer qu'une relation théorique existe entre δ et l'épaisseur B de l'éprouvette (12):

$$\delta = \frac{8\sigma_Y a}{\pi E} \log\left(\frac{4B}{a} + 1\right)$$

La figure (A.1.19) montre que cette relation est en première approximation vérifiée sur des éprouvettes d'épaisseurs différentes ($B = 10\text{mm} - 2,5\text{mm} - 56,8\text{mm}$).

La mesure de δ par le biais de la striction des éprouvettes est cependant abandonnée car la précision obtenue n'est pas suffisante.

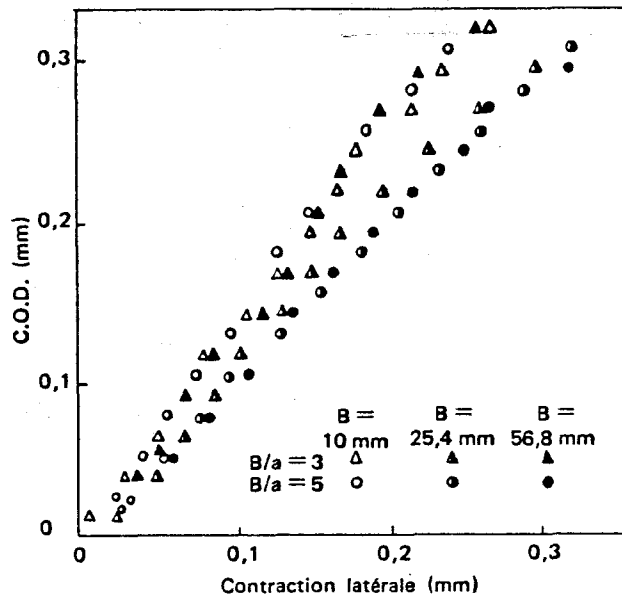


Fig. A.1.19 - Relation entre le COD et la contraction latérale.

Mesure de l'angle de flexion : WILSHAW (13) a montré qu'une relation théorique existait entre la valeur δ du COD et l'angle de flexion θ de l'éprouvette :

$$\delta = m\theta \quad (m : \text{constante}, \quad \theta : \text{angle de flexion})$$

Cette technique est également abandonnée par manque de précision.

Mesure de la flèche : WELLS a relié δ à la flèche de l'éprouvette par la relation : (14)

$$\delta = \frac{0,4 (W - a)\Delta}{2l}$$

Δ : flèche, $2l$: distance entre appuis.

Cette relation entre Δ et δ conduit à une erreur appréciable sur δ lorsque ce dernier est petit.

Empreinte de microdureté : Cette technique est une variante de la mesure optique directe du COD. Elle consiste à réaliser des empreintes de microdureté parallèles à la surface de la fissure et

de part et d'autre de celle-ci. Lorsque la fissure s'écarte, on peut obtenir la valeur de δ à partir de la distance entre les deux lignes définies par les points de microdureté à la verticale de l'extrémité de la fissure.

Moulage de la fissure : Cette technique très originale a été utilisée très récemment par ROBINSON et TETELMAN (15). Elle consiste à injecter dans le fond de la fissure d'une éprouvette maintenue sous charge constante P un plastique durcissable. Au bout d'un certain temps, le plastique durcit (45mm dans le cas de Robinson-Tetelman) et l'on peut poursuivre l'essai en augmentant la charge. Le "moulage" permet alors de connaître le COD correspondant à la charge P .

Utilisation d'éprouvettes à deux entailles : Certains chercheurs utilisent des éprouvettes à deux entailles (3), dont le principe est le suivant : si on met en charge des éprouvettes ayant deux entailles (la charge étant appliquée dans le plan de symétrie), la rupture se produit sur l'une des entailles. On suppose que l'entaille non rompue reste dans l'état de déformation qu'elle possédait juste au moment de la rupture, la mesure de l'écartement critique de fissure se fait alors par lecture directe.

Cette technique se heurte au fait que les deux fissures doivent avoir rigoureusement la même profondeur, ce qui est généralement difficile à réaliser. Il semble que cela puisse être obtenu par flexion cyclique sous électrolyse (16).

Calcul de δ à partir de l'écartement des lèvres de l'entaille : Les techniques énumérées dans les paragraphes précédents sont pratiquement abandonnées au profit du calcul de δ à partir de l'écartement V des lèvres de l'entaille mécanique, mesuré comme dans l'essai de mesure de K_{Ic} avec un capteur à lames.

Cette détermination a été choisie dans le projet de norme britannique sur la mesure du COD (17).

L'idée consiste à dire qu'il existe un centre de rotation apparent de l'éprouvette mise sous charge et que l'on peut donc, si l'on connaît la position de ce centre de rotation et le déplacement des lèvres de l'entaille mécanique, connaître le COD.

Cette idée est illustrée par la figure (A.1.20). L'écartement que l'on peut connaître au moyen d'un capteur à lames est appelé V , le centre de rotation est situé à une distance $r(W-a)$ du fond de l'entaille, $(W-a)$ étant le ligament non fissuré.

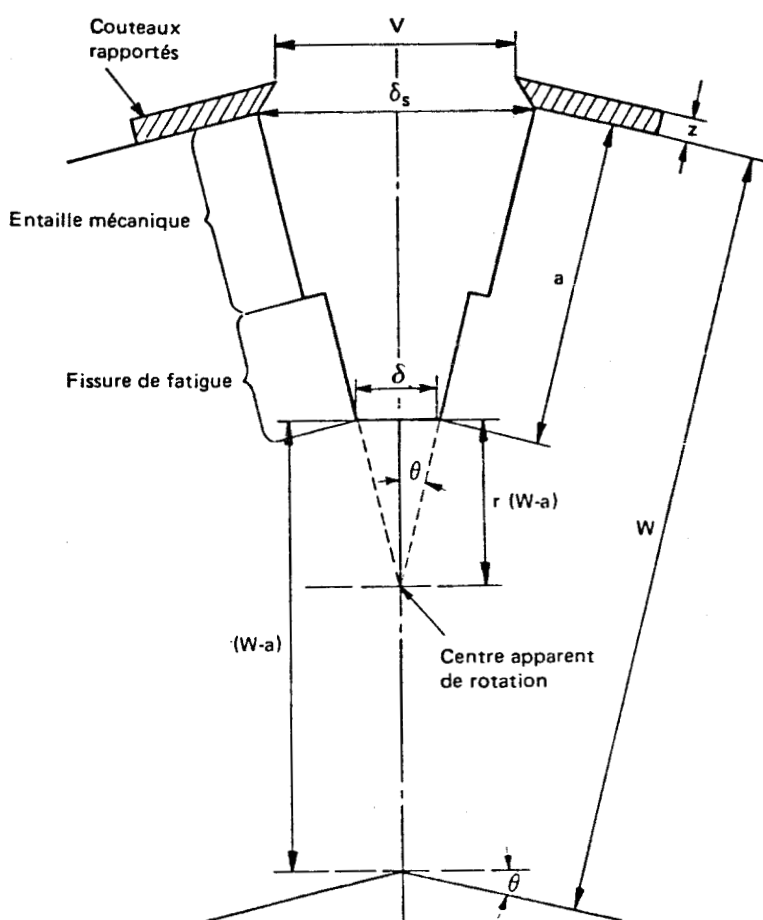


Fig. A.1.20 - Schéma de la mesure du COD à partir de V .

L'utilisation des triangles semblables permet d'écrire que :

$$\frac{V}{\delta} = \frac{a + z + r(W-a)}{r(W-a)}$$

d'où

$$\delta = V \frac{r(W-a)}{a + z + r(W-a)}$$

Le problème réside alors dans le choix de r , le projet de norme britannique a choisi $r = \frac{1}{3}$ après de nombreux essais sur des éprouvettes d'épaisseurs et de ténacités différentes.

En fait, on constate que r dépend de nombreux facteurs, en particulier de la longueur de la fissure et de δ même. Les travaux de FREDERICK (18) ont mis en évidence que $n' = \frac{1}{r}$ pouvait passer de 2,2 à 6,7 avec un même type d'éprouvette et un même acier lorsque δ_s passait de 0,1 à 0,4 mm (figure A.1.21).

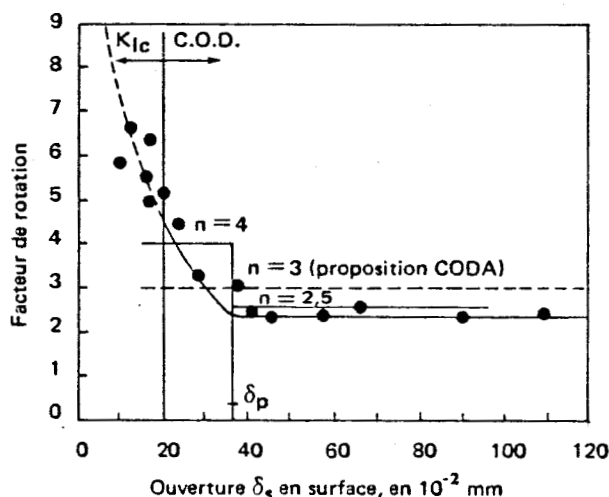


Fig. A.1.21 - Variation du facteur de rotation n' ($n' = \frac{1}{r}$) en fonction de l'ouverture δ_s de la fissure en surface (acier Fe 52 : épaisseur : 50mm).

FREDERICK préconise alors 2 valeurs de r : 0,4 et 0,25 selon que δ est inférieur ou supérieur à la valeur δ_p au-delà de laquelle le centre de rotation se stabilise. Pour les grandes valeurs de δ , il faut prendre $r = 0,4$.

vé également VENZI (19.) ayant trouvé également une influence marquée de δ sur la position du centre de rotation (définie par r), a proposé une formule plus élaborée :

$$\delta = \alpha \left[V - \frac{1}{\beta} (1 - e^{-\beta V}) \right]$$

avec

$$\alpha = \frac{r_0 (W - a)}{a + z + r_0 (W - a)}$$

$$r_0 = \lim_{V \rightarrow \infty} r$$

$$r = \frac{(a + z) (1 - e^{-\beta V})}{(W - a) [1 - \alpha (1 - e^{-\beta V})]} \alpha$$

Expérimentalement, VENZI a déterminé que $r_0 = 0,4$ et que

$$\beta = \frac{150 \alpha}{W - a}$$

On peut donc par cette formule connaître la position du centre de rotation (définie par r) à partir de la géométrie de l'éprouvette et que la profondeur de la fissure.

Signalons que WELLS a donné des équations générales permettant d'obtenir des valeurs de δ_c correctes, quelle que soit la valeur de δ_c . Ces expressions sont (17) :

$$\delta_c = - \frac{0,45 (W - a)}{0,45 W + 0,55 a + z} \left[V_c - \frac{\gamma \sigma_Y W (1 - \nu^2)}{E} \right]$$

pour $V_c \geq \frac{2 \gamma \sigma_Y W (1 - \nu^2)}{E}$

$$\delta_c = \frac{0,45 (W - a)}{0,45 W + 0,55 a + z} \left[\frac{V_c^2 E}{4 \gamma \sigma_Y W (1 - \nu^2)} \right]$$

pour $V_c < \frac{2 \gamma \sigma_Y W (1 - \nu^2)}{E}$

avec $\gamma = \frac{V E}{\sigma_Y W (1 - \nu^2)}$

V' = ouverture correspondant à la déformation élastique (les valeurs de V' sont données dans le projet de norme DD 19).

Les valeurs de δ_c obtenues par ces formules de Wells sont en bon accord avec celles que l'on obtient à partir du centre de rotation lorsqu'elles sont élevées.

Valeurs critiques du COD : Si l'on effectue une mesure de δ en enregistrant la force appliquée à l'éprouvette en fonction du déplacement V au bord des lèvres de l'entaille, on peut obtenir trois types de courbes, comme le montre la figure (A.1.22) :

- si l'on obtient un enregistrement du type A, le COD critique δ_c est calculé à partir du déplacement V_c qui correspond à la charge maximale ;
- si l'on obtient un enregistrement du type B, le COD critique δ_c est calculé à partir du déplacement V_c qui correspond à l'instabilité, si cette dernière est due à une propagation de la fissure ;
- si l'on obtient un enregistrement du type C, le COD critique δ_c est calculé à partir du déplacement V_c qui correspond au début de la fissuration stable. Il faut dans ce cas pouvoir mesurer par une autre méthode le début de cette fissuration lente : certains chercheurs ont ainsi essayé la résistivité électrique, l'émission acoustique et la mesure directe de l'accroissement de fissure.

Comme indiqué dans les chapitres suivants, la détermination du début de la fissuration stable est très délicate.

Si on ne possède pas de systèmes permettant de déterminer ce début, on peut calculer la valeur δ_m du COD qui correspond au maximum de la charge ; cette valeur, obtenue à partir de V_m peut être utilisée pour comparer des matériaux.

3.2.4 - Détermination de δ_c :

précédentes. Avec les techniques précédentes, on peut déterminer δ_c avec des éprouvettes simples. Les éprouvettes préconisées par le projet de norme britannique sont les éprouvettes de pliage utilisées pour la mesure de K_{Ic} .

Les essais sont effectués à différentes températures, ce qui permet de tracer des courbes de transition du COD.

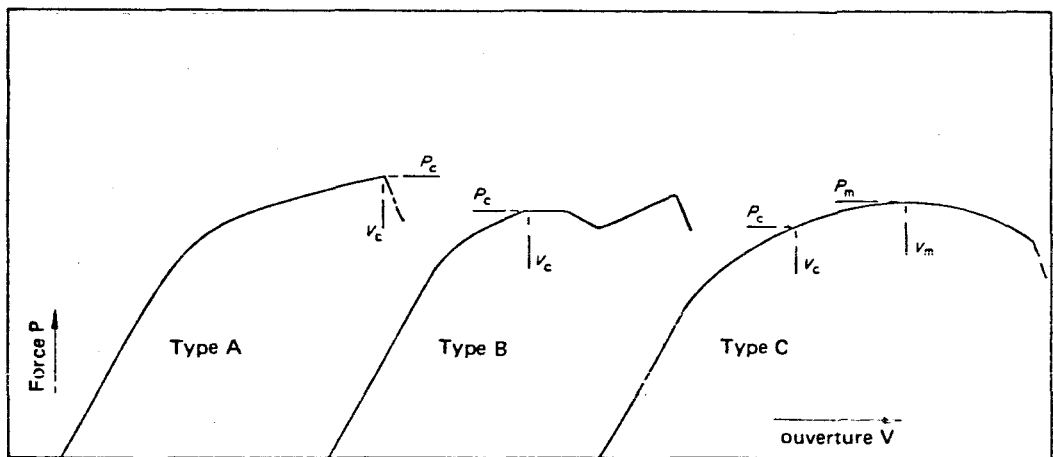


Fig. A.1.22 - Enregistrement force-déplacement pour la détermination du COD.

3.3 - Intégrale J de Rice :

L'intégrale J de Rice se présente comme un moyen commode d'étendre les concepts de la mécanique linéaire élastique de la rupture au cas des matériaux qui -soit pour des raisons métallurgiques, soit pour des raisons de dimensions d'éprouvettes- présentent une grande déformation plastique à fond d'entaille.

Les idées de Rice, sont en fait, une généralisation des idées d'Irwin relatives à l'énergie de déchirure G_I , avec :

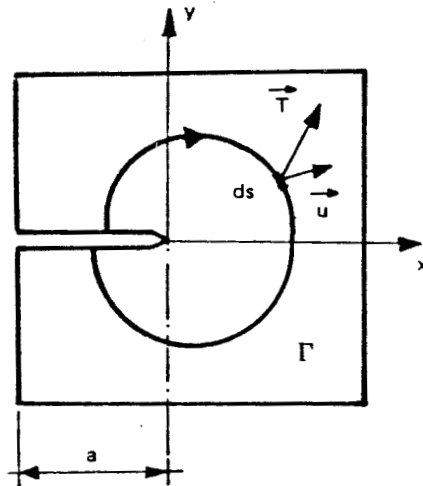
$$G_I = \frac{1 - \nu^2}{E} K_I^2$$

Irwin a montré que, dans le cas de corps élastiques, cette énergie G_I était donnée par :

$$G_I = \frac{d \mathcal{P}}{d a}$$

\mathcal{P} étant l'énergie potentielle du corps fissuré par unité d'épaisseur.

Rice (20 à 24) a élargi la démonstration d'Irwin aux corps non élastiques, c'est-à-dire aux cas où la courbe "charge P - déplacement V des lèvres de la fissure" n'est plus un segment de droite. Il introduit pour cela une intégrale curviligne J (figure A.1.23) définie par :



$$J = \int_{\Gamma} W dy - \vec{T} \cdot \frac{\delta \vec{u}}{\delta x} ds$$

Fig. A.1.23 - Définition du contour.

Γ étant un contour entourant l'extrémité de la fissure.
 W étant la densité d'énergie de déformation.

$$W = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{pq} d\epsilon_{pq}$$

x et y étant les coordonnées d'un point repérées par rapport à l'extrémité de la fissure.

→

T étant le vecteur force superficielle.

→

u étant le déplacement de ce vecteur force.

s étant l'abscisse curviligne d'un point sur le contour Γ

Cette intégrale J possède plusieurs propriétés remarquables :

- elle est indépendante du contour choisi,
- dans le cas d'un corps parfaitement élastique ou dans le cas d'un corps subissant une très faible déformation plastique à fond de fissure :

$$J = G = - \frac{d\mathcal{P}}{da}$$

- dans le cas d'un solide subissant une forte déformation plastique :

$$J = - \frac{d(\mathcal{P} + \mathcal{D}_{ab})}{da} \neq G$$

\mathcal{D}_{ab} = énergie consommée par la déformation plastique.

Il semble cependant que, dans ce cas, J soit très voisin de G (cela revient à dire que l'énergie de déformation plastique ne dépend que peu de la longueur de la fissure).

On a donc, pour le mode I de déformation :

$$J_I = \frac{1 - \nu^2}{E} K_I^2 \quad \text{en état de déformations planes.}$$

$$J_I = \frac{1}{E} K_I^2 \quad \text{en état de contraintes planes.}$$

3.3.1 - Détermination expérimentale de J :

Rice a montré que l'on pouvait calculer J , donc J , à partir de l'enregistrement des courbes "force F - déplacement de la force". Il considère deux cas (figure A.1.24) :

- la croissance de la fissure se produit sous un déplacement imposé d (figure A.1.24.a). J se relie à l'énergie de déformation U par :

$$J = - \frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a}$$

U étant le travail de la force F donc

$$U = \int_0^d F \, d \, d$$

d indice de différentiation.

- la croissance de la fissure se produit sous une force imposée (fig. A.1.24.b). J se relie à l'énergie complémentaire \mathcal{E} par :

$$J = \frac{1}{B} \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial a}$$

\mathcal{E} étant le complément du travail de la force F .

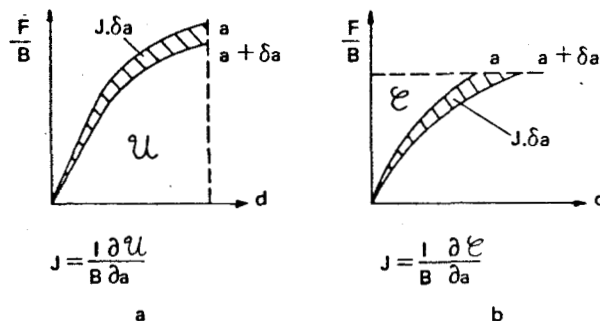


Fig. A.1.24 - Méthodes de calcul de J pour les cas de déplacement imposé ou de force imposée.

En pratique, on n'opère que par la première méthode (déplacement imposé). Une expérience se conduit de la manière suivante (méthode de Begley et Landes (25) :

- on fissure des éprouvettes identiques de façon à obtenir des longueurs de fissure différentes $a_1, a_2, a_3, \dots, a_n$;
- on enregistre les courbes $F-d$ de ces éprouvettes (fig.A.1.25a) ;
- on détermine les énergies $\frac{U}{B}$ correspondant à différents déplacements d et longueurs de fissures a (aire de la courbe $F-d$ correspondant à une longueur de fissure a_i et un déplacement d_j) ;
- on trace les courbes $\frac{U}{B} = f(a)$ correspond aux déplacements choisis d (d_1, d_2, \dots, d_n). Ces courbes sont en première approximation des droites (figure A.1.25b) ;
- on calcule J pour les différentes valeurs de d . Si les courbes $\frac{U}{B} = f(a)$ sont des droites, J correspond à l'inverse de leur pente car on a, en effet $J = - \frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a}$ (fig. A.1.25c).

L'allure de la courbe $J-d$ peut être prévue théoriquement (26). Le début, de forme parabolique, correspond au J que l'on obtient dans un solide purement élastique ; le reste de la courbe, linéaire, correspond au cas du solide rigide-plastique.

D'autres méthodes n'utilisant qu'une seule éprouvette peuvent être également utilisées pour déterminer J (26,27).

La méthode de Rice (27) utilise une éprouvette de pliage ou une éprouvette compacte possédant une fissure profonde ($\frac{a}{W} > 0,6$). On enregistre comme précédemment la courbe $F-d$, ou plutôt la courbe $F-d^+$ où d^+ correspond au déplacement total diminué du déplacement que l'on aurait sur un barreau non fissuré. En appelant U^* l'aire sous cette courbe jusqu'à un déplacement d^* , on a :

$$J = \frac{2 U^*}{Bb}$$

B : épaisseur de l'éprouvette.

b : ligament non fissuré $\equiv W-a$.

Cette technique permet de connaître J avec une seule éprouvette.

En pratique, il n'est pas indispensable de faire la correction de barre lisse, car l'erreur n'est que du deuxième ordre. On a alors :

$$J = \frac{2U}{Bb}$$

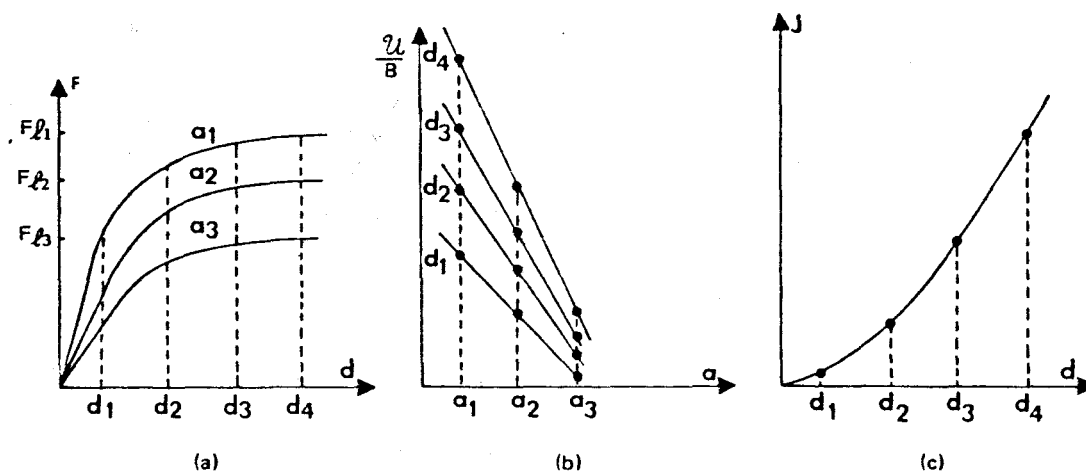


Fig. A.1.25- Détermination expérimentale de la courbe J-d.
Méthode de Begley et Landes.

3.3.2 - Détermination de J_{Ic} :

LANDES et BEGLEY (28) ont mis au point une technique expérimentale qui permet de déterminer le déplacement critique qui correspond au début de la fissuration stable. Pour cela, ils utilisent plusieurs éprouvettes possédant la même longueur (et forme) de fissure, de telle façon que les courbes F-d soient les mêmes.

Landes et Begley tracent alors les courbes F-d avec ces éprouvettes mais en interrompant les essais à différentes valeurs du déplacement d (figure A.1.26). Après décharge, les éprouvettes sont portées dans un four à 300°C pendant 10 minutes, ce qui a pour effet de bleuir la fissure totale (fissure de fatigue + éventuelle déchirure lente). Après rupture de l'éprouvette, et mesure de la longueur de la fissure totale, on peut alors associer à chaque déplacement d'un accroissement Δa de la longueur de la fissure dû à la fissuration stable.

En réalité, Begley et Landes ont constaté que l'accroissement Δa pouvait être dû à deux causes : la zone étirée, "stretch zone",

rture de la correspondance à l'ouverture de la fissure et la fissuration stable elle-même.

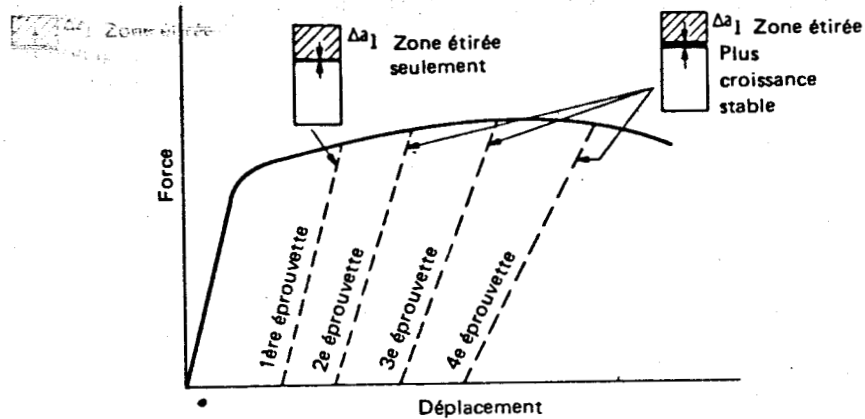
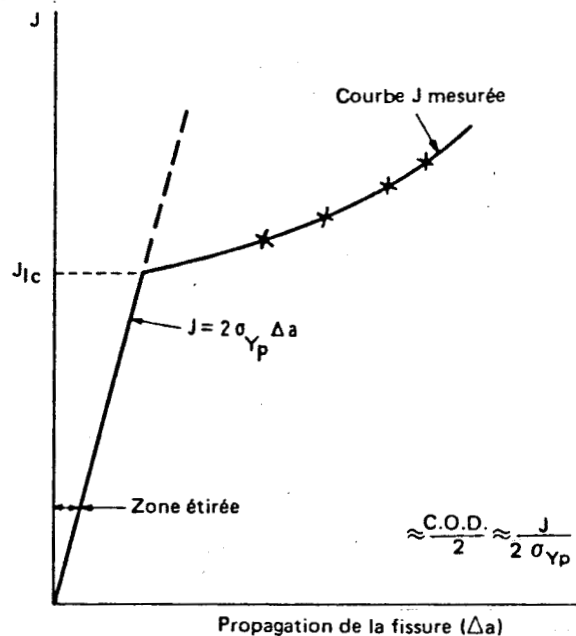


Fig. A.1.26 - Courbe schématique "charge-déplacement" montrant les points de décharge obtenus avec différentes éprouvettes.

En mesurant J à partir des courbes obtenues par l'expression de Rice :

$$J = \frac{2U}{Bb}$$

Begley et Landes ont pu déterminer J_{Ic} comme indiqué sur la (fig. A.1.27). J_{Ic} correspond au début de la fissuration stable, en admettant que la "stretch zone" puisse se former ;



Propagation de la fissure (Δa)

Propagation de la fissure (Δa)

termination de J_{Ic} Fig. A.1.27 - Détermination de J_{Ic} .

La manière de J_{Ic} est donc obtenu de la manière suivante :

- on trace la droite $J = 2\sigma_Y \Delta a$. Cette droite correspond à l'étendue de la "zone étirée" on sait en effet que cette étendue est égale à :

$$\Delta a = \frac{\text{C.O.D.}}{2} \sim \frac{G}{2\sigma_Y} \equiv \frac{J}{2\sigma_Y}$$

- on trace la courbe passant par les points "J- Δa " obtenus avec les différentes éprouvettes par la formule de Rice.

J_{Ic} correspond à l'intersection des deux courbes.

Il faut remarquer dans ce cas que J_{Ic} et K_{Ic} ne peuvent pas concorder de façon parfaite car J_{Ic} correspond à $\Delta a = 0$ alors que K_{Ic} correspond à $\frac{\Delta a}{a} = 2\%$. En fait, l'accord entre ces deux paramètres est excellent compte tenu du fait que la courbe "J- Δa " est très plate.

A signaler que cette technique de marquage de la longueur totale de la fissure, pour voir si un accroissement de longueur s'est produit, pourrait être utilisée pour la détermination de δ_c (COD critique).

Des méthodes plus simples de détermination de J_{Ic} sont étudiées actuellement. Parmi celles-ci, la mesure du changement de résistance électrique de l'éprouvette, devrait permettre d'obtenir J_{Ic} avec un seul essai (29).

3.4 - Concept de l'énergie équivalente :

WITT (20), dans le but de limiter les épaisseurs des éprouvettes nécessaires à la détermination de K_{Ic} dans le cas des aciers doux, a imaginé une méthode permettant d'obtenir, avec des éprouvettes d'épaisseur faible, une valeur K_{Bd} inférieure ou égale à K_{Ic} , une bonne idée donnant cependant une bonne idée de la transition " K_{Ic} -température". On sait, en effet (figure A.1.28), que les valeurs K_{Ic} des éprouvettes qu'on obtient avec des éprouvettes de faible épaisseur sont

K_{Ic} on ne supérieures ou égales à K_{Ic} ; on ne peut donc pas les utiliser pour calculer des structures, car on ne va pas dans le sens de la sécurité.

L'idée de base est la suivante :

-Considérons trois éprouvettes homothétiques d'épaisseur B_1 , B_2 , et B_3 ($B_1 < B_2 < B_3$) avec B_3 , tel que l'éprouvette d'épaisseur B_3 permette la détermination effective de K_{Ic} , c'est-à-dire avec :

$$B_3 \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma} \right)^2$$

- Considérons également la courbe "Force F-déplacement V des lèvres de la fissure" donnée par la figure (A.1.15) (cette courbe sert à la détermination de K_{Ic}) et rationalisons-là en divisant la charge par B^2 et le déplacement par B, comme indiqué sur la (figure A.1.28) :

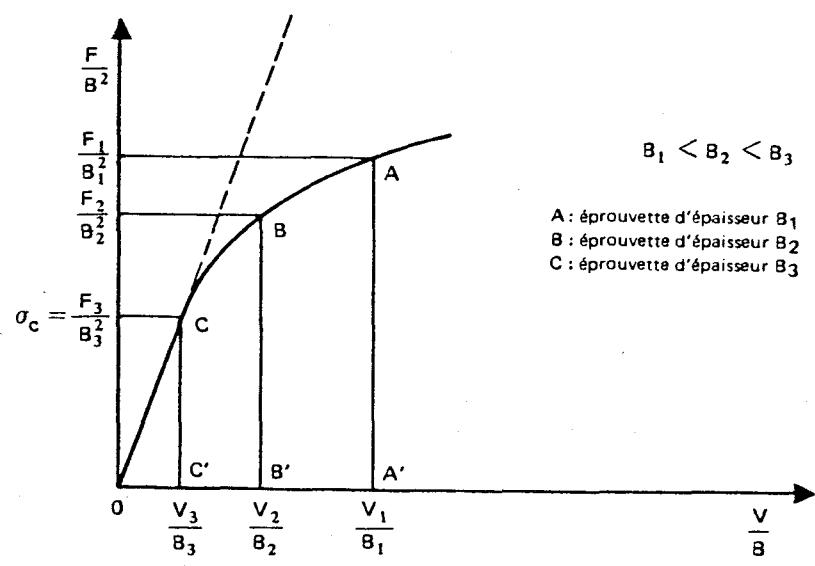


Fig. A.1.28 - Courbe schématique normalisée "force-déplacement" des lèvres de la fissure. (F : force, V : déplacement, B : épaisseur).

Lorsque l'épaisseur de l'éprouvette augmente, le point correspondant à la rupture passe progressivement de A en B et de B en C.

Posons :

$$K_{B_1 d} = \sigma_c \sqrt{\frac{\alpha B_1}{2}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

$$K_{B_2 d} = \sigma_c \sqrt{\frac{\beta B_2}{2}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

avec :

$F\left(\frac{a}{W}\right)$: polynome utilisé pour la détermination de K_{Ic}

$$\alpha : \frac{\text{aire (OAA')}}{\text{aire (OCC')}}$$

$$\beta : \frac{\text{aire (OBB')}}{\text{aire (OCC')}}$$

Witt a montré que, dans des conditions élastiques :

$$K_{B_1 d} = K_{B_2 d} = K_{Ic}$$

En conditions de déformation plastique :

$$K_{B_1 d} \leq K_{B_2 d} \leq K_{Ic}$$

Les quantités $K_{B_1 d}$ et $K_{B_2 d}$ sont donc des bornes inférieures de

K_{Ic} . Les courbes de K_{Ic} -température que l'on obtient sont alors celles indiquées sur la figure (A.1.29).

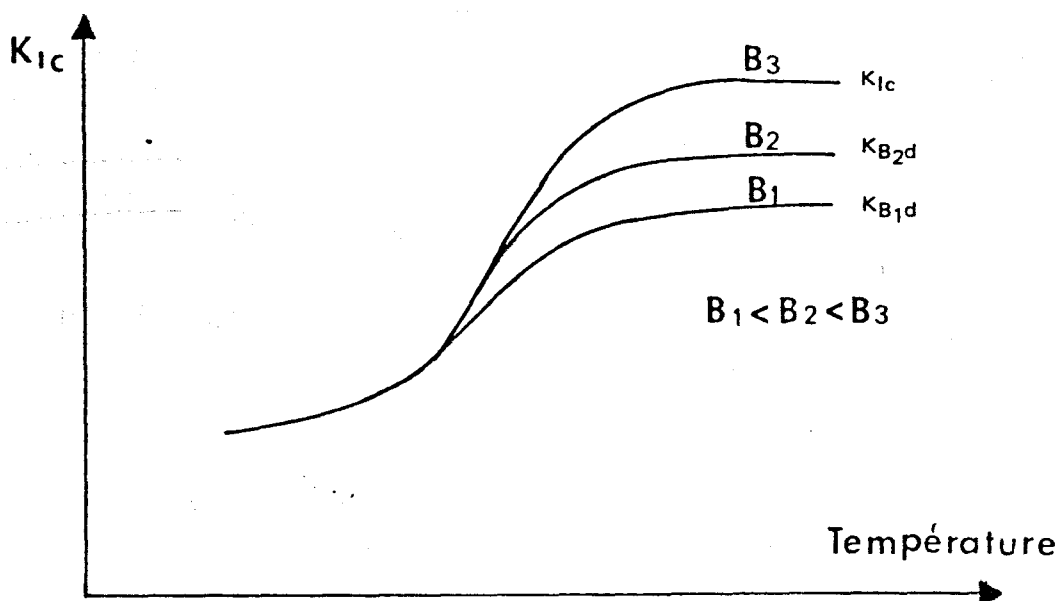


Fig. A.1.29 - Courbe schématique donnant la variation de la ténacité apparente avec la température.

La connaissance de K_{Bd} que l'on peut donc calculer avec une éprouvette d'épaisseur B , est particulièrement utile pour l'utilisation des tôles d'acier doux fournies à la fois en faible et en forte épaisseur : dans les deux cas, on pourra utiliser en bureau d'étude ce paramètre K_{Bd} pour le dimensionnement des structures, en sachant que cette utilisation va dans le sens de la sécurité.

3.5. Courbes R :

Nous avons vu dans les chapitres précédents que l'on pouvait dans certains cas mettre en évidence un paramètre K_{Ic} , caractéristique du matériau, qui décrit parfaitement la rupture brutale et deux paramètres, J_{Ic} et K_{Bd} , qui peuvent être reliés à K_{Ic} .

Malheureusement, on ne peut utiliser une valeur K_{Ic} que lorsque dans la pièce l'état de déformation dans la pièce fissurée est plan. Ceci n'est pas le cas, car la plupart des constructions sont

ces ou en ~~réalisées en parois minces ou en matériaux à limite d'élasticité faible.~~

La notion de "courbe R" a été introduite pour essayer de résoudre le problème de la rupture dans ces deux derniers cas. Elle semble cependant n'avoir donné à ce jour de bons résultats que dans le cas de matériaux peu ductiles fournis en épaisseur suffisamment mince pour que l'on ne puisse pas mesurer valablement K_{Ic} .

L'idée de base de ce concept est que, dans une éprouvette fissurée mise sous contrainte, la fissure se propage lorsque la force d'extension G devient supérieure à une résistance à la propagation R. Suivant les valeurs respectives de G et de R, la fissuration est stable ou brutale (fissuration lente ou fissuration totale instantanée).

Cette notion a été imaginée entre 1954 et 1965 (31, 32) mais les mesures quantitatives de cette résistance R n'ont été effectuées que depuis peu (33).

Ce concept est mis en évidence sur la figure (A.1.30), où l'on a reporté sur un diagramme "K (facteur d'intensité de contrainte) - a (longueur de la fissure)" :

- la courbe $K_R - a$ (en posant $ER = (1-\nu^2) K_R^2$ comme on pose $EG = (1-\nu^2) K^2$).

- des courbes K-a pour différentes forces P. K est le facteur d'intensité de contrainte d'une structure donnée. Rappelons que $K = P.f$ (géométrie pièce $\frac{a}{w}$).

Lorsque la charge P est égale à P_1 , ou P_2 ou P_3 , la fissuration est stable ; elle s'arrête lorsque la longueur de la fissure atteint a_1 (ou a_2 ou a_3).

teint la val Lorsque la charge P atteint la valeur P_4 , la rupture brutale se produit après qu'une fissuration stable ait fait passer la lon-

gueur du défaut de a_0 à a_4 .

Ces courbes R semblent avoir les propriétés remarquables suivantes (figure A.1.30), sous réserve d'études complémentaires :

- elles sont indépendantes de la longueur initiale a_0 de la fissure ;
- elles sont indépendantes de la largeur de l'éprouvette, du moins à partir d'une largeur minimale (34). Ce point est toutefois controversé ;
- elles sont indépendantes, ou du moins peu dépendantes, du type d'éprouvette.

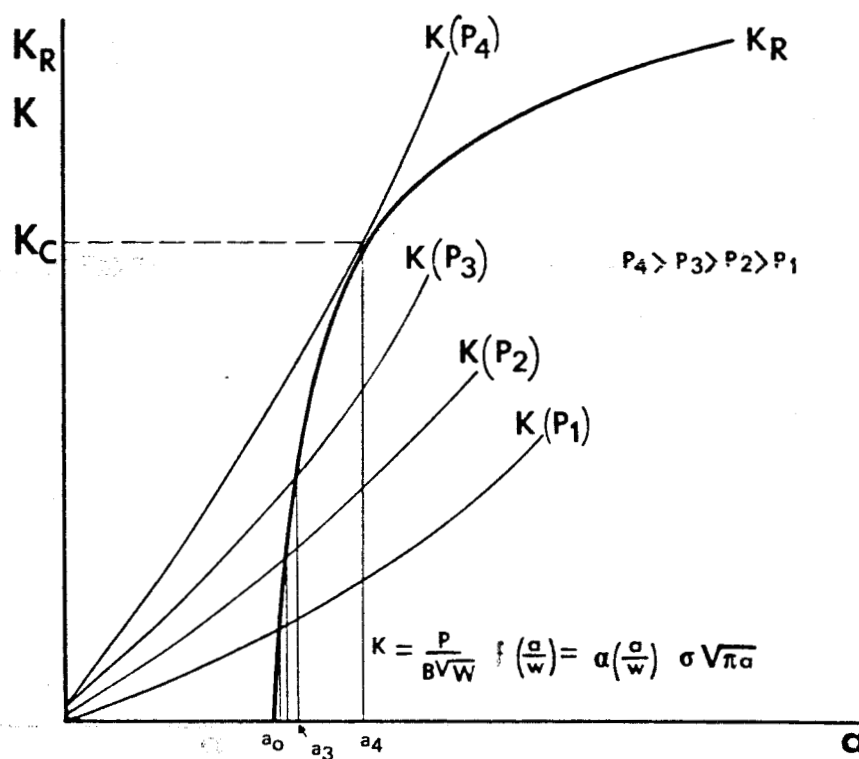


Fig. A.1.30 - Principe et utilisation des courbes R.

Les courbes R ne dépendent donc en première approximation que de l'épaisseur et, comme K_{Ic} de la température et de la vitesse. Pour un matériau d'épaisseur donnée, la courbe R est donc une caractéristique mécanique, comme l'est K_{Ic} pour les aciers à très haute résistance.

L'utilisation de cette courbe est simple : si l'on connaît la longueur initiale a_0 , un défaut, la courbe R du matériau et le facteur d'intensité de contrainte K dans la pièce fissurée, la construction de la figure (A.1.30) permet de connaître la charge P qui provoquera la rupture brutale ; cette même construction permettra de connaître pour chaque charge P l'intensité de la fissuration stable.

3.5.1 - Détermination des courbes R :

Pour obtenir K_R il suffit de connaître la charge P appliquée ainsi que la longueur effective a_{eff} de la fissure. Cette longueur a_{eff} correspond à la longueur réelle mesurée a_m de la fissure augmentée d'une quantité r_Y tenant compte de la zone déformée plastiquement en fond de fissure :

$$a_{eff} = a_m + r_Y$$

La difficulté consiste à connaître cette valeur a_{eff} . Deux techniques sont utilisées à ce jour pour l'obtenir :

1. On mesure a_m et on prend pour valeur r_Y celle qui a été obtenue par Irwin :

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

Notons toute de suite que l'on doit forcément sous estimer la valeur de K_R par cette méthode car on sait en effet (35) que l'étendue de la zone plastique ainsi obtenue est inférieure à l'étendue réelle lorsque les matériaux sont très ductiles.

Rappelons que l'on peut mesurer a_m par différentes techniques =

- optiquement,
- par courants de Foucault,
- par résistivité,
- par ultrasons,
- par étalonnage à partir du déplacement V.

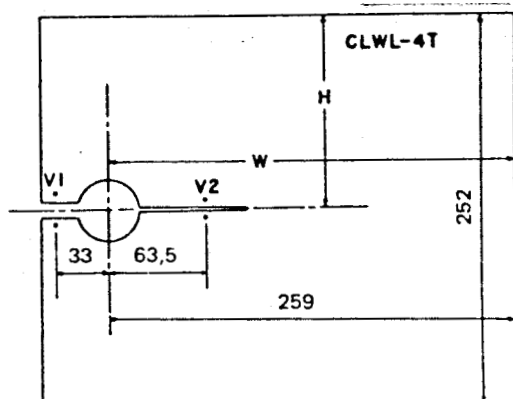
On mesure le déplacement V en deux points V_1 et V_2 de l'éprouvette (figure A.1.31). Avec des éprouvettes ayant des longueurs de fissure différentes, chargées élastiquement, on établit la relation liant V_1/V_2 et a/W . Cette relation permet ensuite de connaître à chaque instant la longueur du défaut a que l'on saurait si la déformation était élastique. Cette longueur a est prise comme longueur effective a_{eff} .

Ces deux techniques ne conduisent pas à la même courbe R , comme le montre la figure (A.1.32) tirée des travaux de HEYER et MC CABE (33). Comme prévu, la courbe obtenue par le facteur r_y est plus basse que la courbe obtenue par double compliance.

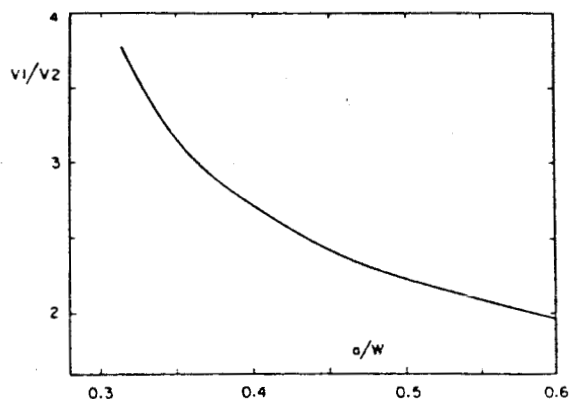
Signalons que si on détermine la courbe R en augmentant continûment la charge appliquée, on n'obtient que la partie de la courbe R située à gauche du point de tangence avec la courbe $K-a$ (en effet, la rupture brutale se produit au-delà de ce point). C'est pour cette raison que HEYER et MC CABE (33) travaillent à déplacement imposé et non pas à charge imposée ; ce déplacement est provoqué par l'enfoncement d'un coin perpendiculairement à l'axe des efforts.

Signalons également que pour éviter que les éprouvettes ne se voilent pas lorsqu'elles sont minces, il faut mettre en oeuvre des appareillages particuliers (rouleaux ou billes maintenant l'éprouvette plane).

Cette dernière technique fait l'objet d'une "recommandation de méthode" par l'A.S.T.M.



Éprouvette CLWL utilisée
par HEYER et Mc CABE
(dimensions en mm)



Variation de V_1/V_2 avec la
longueur de la fissure
pour cette éprouvette

Fig. A.1.31 - Éprouvette utilisée pour le tracé des courbes
R par double compli-
ance.

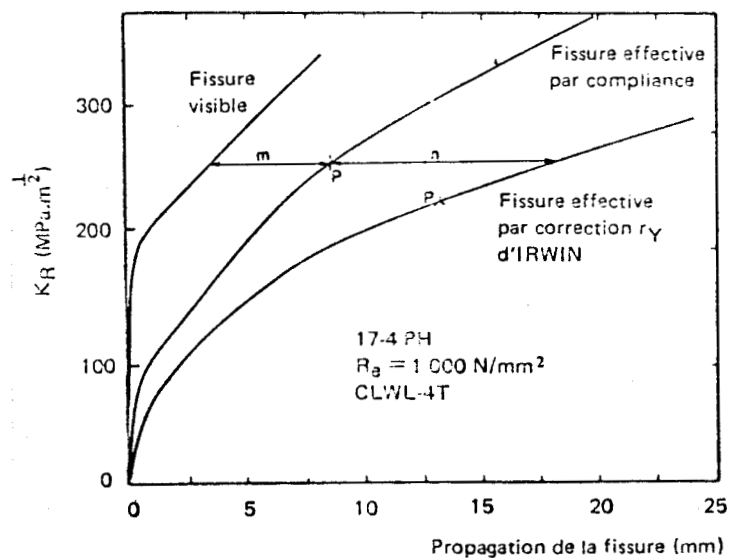


Fig. A.1.32 - Comparaison des courbes R obtenues par double
compli-
ance et par correction r_Y . compli-
ance et par correction r_Y .

3.6 - Energie de crique nulle E.C.O. :

Certains aciéristes et utilisateurs (36,37,38) utilisent depuis de nombreuses années une technique particulière pour chiffrer la ténacité des aciers et alliages à haute résistance : il s'agit de la mesure de l'énergie de crique nulle E.C.O.

Dans cette technique, on rompt sur un mouton-pendule des éprouvettes de résilience préfissurées en faitgue. L'éprouvette choisie est donc particulièrement simple. Si l'on reporte les énergies de rupture obtenues en fonction de la profondeur de la fissure (comptée à partir du fond d'entaille, celle-ci ayant elle-même une profondeur de 2mm), on constate généralement que l'énergie de rupture est proportionnelle à la surface de la zone non fissurée (figure A.1.33).

On définit E.C.O comme étant l'énergie qui correspond à une fissure de profondeur nulle.

D'un point de vue pratique :

- l'éprouvette de résilience est fissurée sur une machine de fatigue ; certaines machines du commerce sont d'ailleurs spécialement conçues pour fissurer des éprouvettes de résilience.
 - les pendules utilisés sont des pendules de faible énergie.
- C'est ainsi que pour les aciers à très haute résistance, un mouton de 30 J convient parfaitement.

Dans certains cas, on constate que l'énergie de rupture n'est pas proportionnelle à l'aire non fissurée (figure A.1.34). On observe en particulier, ce phénomène avec des aciers très ductiles, lorsque de fortes déformations plastiques apparaissent. On peut cependant définir une énergie E.C.O. Dans ce cas, en extrapolant les valeurs d'énergie obtenues à une profondeur de fissure nulle.

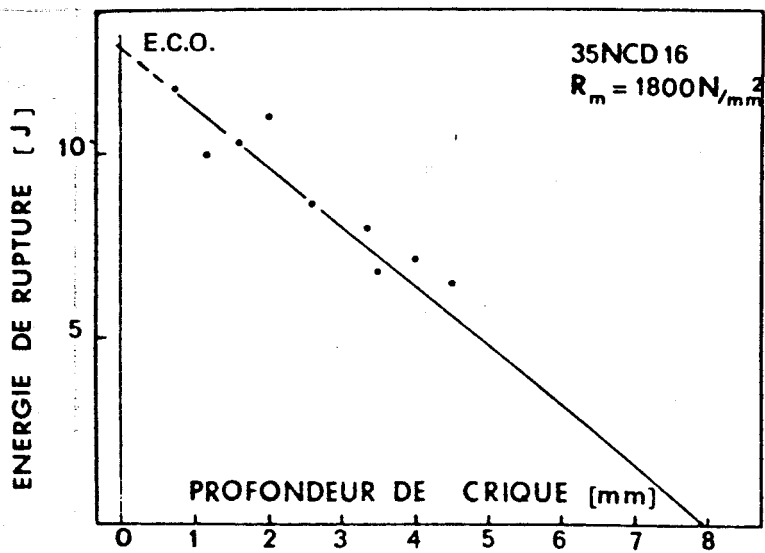


Fig. A.1.33 - Variation de l'énergie de rupture avec la profondeur de crique pour un acier à très haute résistance.

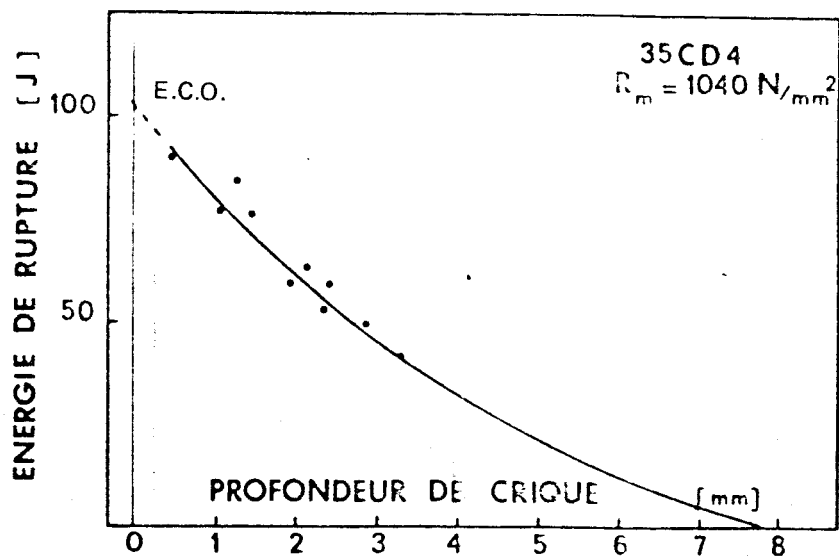


Fig. A.1.34 - Variation de l'énergie de rupture avec la profondeur de crique pour un acier à résistance moyenne.

le l'énergie Signaleons que le fait de l'énergie de rupture soit proportionnelle à la profondeur de crique revient à dire que le rapport $\frac{W}{A}$ de l'énergie de rupture W à la section non fissurée A de l'éprouvette est constante.

3.6.1 - Corrélation entre E.C.O. et K_{Ic} :

Lorsqu'un matériau est très fragile, la rupture se produit lorsque l'éprouvette n'est, en première approximation, que déformée élastiquement. La courbe "force-déplacement V " est un segment de droite (Fig. A.1.15) et il en serait de même de la courbe "force-flèche de l'éprouvette".

Si l'on considère une telle courbe, l'aire sous la courbe représente à la fois le travail fourni pour rompre l'éprouvette et l'énergie de rupture mesurée sur le mouton-pendule. Comme la charge maximale correspond à K_{Ic} , on peut donc penser que l'énergie de rupture est reliée à l'énergie de déchirure G_{Ic} , définie par :

$$G_{Ic} = \frac{1 - \nu^2}{E} K_{Ic}^2$$

Par contre, si de fortes déformations plastiques apparaissent, la courbe "force-flèche" n'est plus une droite, le maximum de la force ne correspond plus à P_Q . L'énergie de rupture est alors forcément supérieure à l'énergie de déchirure G_{Ic} . L'énergie de crique nulle ne doit donc plus être reliée à K_{Ic} .

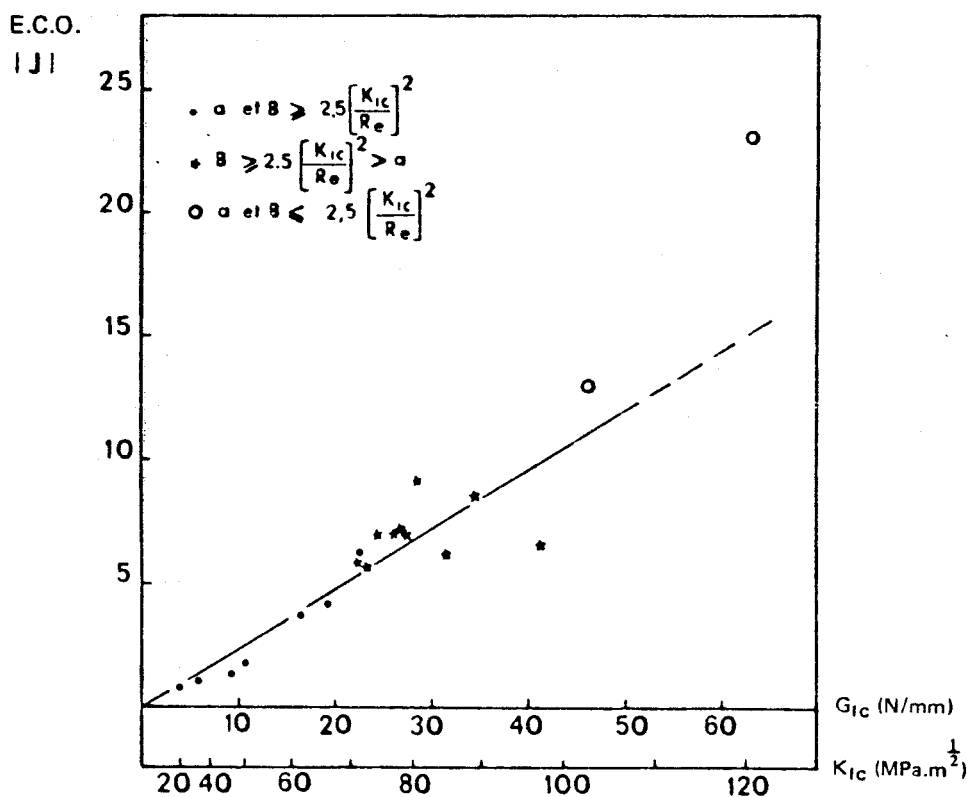
SANZ et RAVEZ (1) ont effectué une étude comparative, sur trois aciers de types 35 NCD 16, 40 CDV 20, et maraging, dans différents états de traitements thermiques conduisant à des limites d'élasticité comprises entre 1090 et 10910 N/mm² et des valeurs de K_{Ic} comprises entre 30 et 120 MPa.m^{1/2}. Les résultats sont mis en évidence sur la figure (A.1.35) : on constate que pour les basses valeurs de G_{Ic} il existe une corrélation entre E.C.O. et K_{Ic} de la forme :

E.C.O. en J, $E.C.O. = 0,24 G_{Ic}$ (E.C.O. en J, G_{Ic} en N/mm)

ce qui revient à :

$$E.C.O. = 1,05 \cdot 10^{-3} K_{Ic}^2 \quad (E.C.O. \text{ en J, } K_{Ic} \text{ en MPa.m}^{1/2})$$

Cette expression, très voisine de $E.C.O. = 10^{-3} K_{Ic}^2$ est la même que celle qui a été établie par M. Ravez.



3.7 - Conclusion :

La mécanique de la rupture met en évidence la relation directe qui existe entre la taille d'un défaut et la contrainte de rupture du corps qui présente ce défaut.

La ténacité K_{Ic} est mesurée en laboratoire avec des éprouvettes présentant une fissure de fatigue qui simule le défaut le plus aigu que l'on puisse rencontrer en pratique. A partir de la valeur de K_{Ic} on peut, si on connaît l'expression de K pour la géométrie réelle d'une structure et les dimensions du défaut, connaître la contrainte de rupture, à condition toutefois que l'on soit en conditions de déformations plane, ce qui exige que l'épaisseur du produit soit suffisante.

Pour éviter de faire des essais sur des éprouvettes de trop fortes dimensions, ce qui rend le coût de la mesure de K_{Ic} très élevé et nécessite de plus des machines de forte puissance, deux techniques peuvent être utilisées :

- les mesures de J_{Ic} . Cette technique, qui permet d'obtenir K_{Ic} avec des éprouvettes fissurées en fatigue, mais de dimensions réduites, devrait dans un prochain avenir, permettre de résoudre, d'une manière très élégante, le problème de la rupture en conditions de déformation plane.

Signalons que le concept d'intégrale J permet de plus de calculer le facteur d'intensité de contrainte K dans des configurations complexes par des méthodes de calcul du type éléments finis.

- les corrélations permettent d'avoir très rapidement et à coût très faible un ordre de grandeur de la valeur K_{Ic} d'un matériau.

Le problème de la rupture des matériaux à faibles caractéristiques fournis en faible épaisseur n'est pas, par contre, résolu par la mécanique linéaire élastique de la rupture. Parmi les tentatives de généralisation de la théorie à ces matériaux, deux

techniques sont utilisées :

- l'écartement en fond de fissure (C.O.D.). L'emploi de cette caractéristique pose encore des problèmes pratiques ;

- les courbes R. En fait, ce concept revient à décrire la ténacité d'un matériau non pas par un seul paramètre, tel K_{Ic} qui décrit la rupture pour l'état de déformations planes, mais par une courbe. Cette notion, bien que d'application récente, devrait, dans un avenir proche, résoudre quantitativement le problème de la rupture, pour pratiquement tous les aciers.

BIBLIOGRAPHIE

ANNEXE 1 - BIBLIOGRAPHIE

=====

1) SANZ (G.)

La rupture des aciers. 2 la mécanique de la rupture.
Collection IRSID-OTUA
1975 - mai.

2) TERRY (P.)

The concept of COD in the fracture mechanics of yielding
materails.
Mécanique-matériaux électricité. n° 328-329.
1977 p. 61-65.

3) PLUVINAGE (G.)

"Ténacité des aciers à basse et moyenne résistance. Appli-
cation du critère d'écartement critique de fissuration".
Thèse Doctorat es Sciences.
Université des Sciences et Techniques de Lille.
1973.

4) FRANCOIS (D.) - JOLY (L.)

"La rupture des métaux".
Ecole d'été de la Colle-sur-loup. Sept. 1970.
Masson et Cie.
1972.

5) IRWIN (G.R.)

"Analysis of stress and strains near the end of crack tra-
versing a plate".
Journal of Applied Mechanics, 9.
1957. p. 361-364.

6) PARIS (P.C.)

Stress analysis of cracks.
A.S.T.M. STM 381.

p. 30-81

14) WELLS (A.A.)

propagation.

Symposium on crack propagation.

Cranfield.

1961.

p. 210-230.

15) ROBINSON (J.N.) - TETELMAN (A.S.)

Measurement of K_{Ic} on small specimens using critical crack tip opening displacement.

A.S.T.M. STP 559.

1974

p. 139-158.

17) DRAFT FOR DEVELOPMENT DD 19.

Methods for crack opening displacement testing.
British standards institution. Londres W 14 2 B5.
1972.

16) SAVAGE - PLUVINAGE - DE MOL - MONTARIOL.

Influence de facteurs métallurgiques et mécaniques sur
l'écartement de fissuration.

Rapport DGRST 72-7-0660.

1974.

18) FREDERICK (G.)

La signification et la pratique de l'essai COD.

CIT du CDS n°1

1973 - janvier

p. 61-80.

19) VENZI (S.)

Determinazione di una relazione generalizzata per la taratura COD di provette di diverse geometrie e dimensioni.

Rapport Centro Metallurgico, documents n°8 853.XIX.69.

1971 - Décembre.

20) RICE (J.R.)

Plastic yielding at a crack tip.

Proc. First int. Conf. on Fracture
Sendai

1965

p. 283-308 vol. 1.

21) RICE (J.R.)

An examination of the fracture mechanics energy balance from the point of view of continuum mechanics.

Proc. First int. Conf. on Fracture.
Sendai
1965

p. 309-340

22) RICE (J.R.)

Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material.

J. Mech. Phys. Sol.
1968 - 16.1

23) RICE (J.R.)

A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks.

J. Applied Mechanics.
1968 - juin.

p. 379.

24) RICE (J.R.)

Mathematical analysis in the mechanics of fracture.

Fracture, Academic Press. New-York
1968

p. 192-308 vol. 2.

25) BEGLEY (J.A.) - LANDES (J.D.)

The J integral as a failure criterion.

A.S.T.M. STP 514.
1972

p. 1.20

26) BUCCI (R.J.) - PARIS (P.C.) - LANDES (J.D.) RICE (J.R.)

J integral estimation procedures.

A.S.T.M. STP 514.
1974

p. 40-69.

27) RICE (J.R.) - PARIS (P.C.) - MERKLE (J.G.)

Some further results on J integral analysis and estimates.

A.S.T.M. STP 536.

1973

p. 231-245.

BEGLEY (J.A.) 28) LANDES (J.D.) - BEGLEY (J.A.)

on J integral studies Tests results from J integral studies : an attempt to
testing procedure. establish a J_{Ic} testing procedure.

A.S.T.M. STP 560

1974

p. 170-186.

29) MARANDET (B.) - SANZ (G.)

Mesure de la ténacité d'aciers à moyenne résistance selon
le principe de l'intégrale J.

JA 1975 de la Société Française de Métallurgie.

30) WITT (F.J.)

The application of the equivalent energy procedure for
predicting fracture in thick pressure vessels - Practical
Application of Fracture Mechanics to pressure vessel tech-
nology.

Inst. Mech. Engineers. Londres.

1971. - 3-5 mai.

31) IRWIN (G.R.) - KIES (J.A.)

Critical energy rate analysis.

Welding Journal.

1954 - avril - 33 n° 4

p. 193s-198s.

32) SRAWLEY (J.E.) - BROWN (W.F.)

Fracture toughness testing.

A.S.T.M. STP. 381

1965

p. 133-196.

33) FRACTURE TOUGHNESS EVALUATION BY R CURVE METHODS.

A.S.T.M. STP 527 (7 articles traitant des courbes R).

1973.

34) WANG (D.Y.)

Plane-stress fracture toughness and fatigue-crack propaga-
tion of aluminium alloy wide panels.

A.S.T.M. STP 536

p. 1973

p. 334-349.

NZ (G.) 35) MALKIN (J.) - SANZ (G.)

à mécanique des ruptures. Introduction à la mécanique des ruptures.

rgie. Revue de Métallurgie.
1970 - avril p. 313-325.

36) RAVEZ (R.)

Contribution à l'étude et au contrôle industriel des critères de fragilité sur les aciers à très haute résistance.

GAMI-DGRST. Journées d'Etudes sur la Mécanique de la Rupture Paris.

1970 - 16-17 mars.

37) RAVEZ (R.)

Contribution à l'étude des critères de fissuration sur aciers à haute résistance.

Conférence à l'A.A.A.F. Paris.

1972 - 19 juin.

38) RAVEZ (R.)

Contribution à l'étude et au contrôle industriel des critères de fragilité sur les aciers à très haute résistance.

Communication présentée à Paris le 12 décembre 1973 devant la Commission "Sidérurgie Fine" de l'Association Technique de la Sidérurgie (ATS).

ANNEXE 2

ANNEXE 2 - LA FRAGILISATION PAR L'HYDROGENE

=====

1. INTRODUCTION :

Les caractéristiques atomiques de l'hydrogène, son caractère "particule élémentaire" se traduisent par un comportement particulier des systèmes métal-hydrogène.

La présence dans l'atmosphère de quantités notables d'hydrogène, liée à une élaboration et une utilisation toujours plus importante des métaux, a rapidement mis en évidence l'influence presque toujours néfaste de cet élément qui se traduit dans le cas du fer et des aciers par des phénomènes de fragilisation.

Ces derniers ont fait l'objet d'un nombre de travaux et de publications considérable dont les principales références sont fournies dans l'article bibliographique de CHENE (A.2.1).

Il semble en effet que la première publication sur les effets nocifs de l'hydrogène sur les propriétés mécaniques des métaux, ait été faite par A. DICK (A.2.2) dès 1856, W.H. JOHNSON (A.2.3) pour sa part mettait en évidence la fragilisation de l'acier par l'hydrogène en 1875.

Depuis, les ruptures de pièces en acier pouvant être attribués au phénomène de fragilisation par l'hydrogène se sont accumulées, offrant ainsi un grand nombre de cas sur lesquels de nombreux travaux d'expertise, de contrôle ou de recherche ont été effectués.

Pourtant, malgré l'ancienneté du problème et l'intérêt considérable qu'il a suscité dans le monde, il n'existe toujours par d'explication universelle.

Comme l'indiquent G.M. PRESSOUYRE (A.2.4) et coll., du fait de la complexité et de la variété des paramètres qui s'y rattachent,

chaque cas de fragilisation par l'hydrogène est traité de façon particulière ; ainsi une solution valable dans des conditions bien définies peut-elle s'avérer impuissante, voire néfaste, dès que ces conditions vont changer.

La place que l'hydrogène semble destiné à prendre dans les années à venir, tant en ce qui concerne son utilisation comme vecteur d'énergie que son interaction avec les moyens d'utilisation de cette même énergie, laisse prévoir la mise en présence de fer ou d'acier et d'hydrogène dans des conditions de plus en plus sévères.

2. L'HYDROGENE DANS LES METAUX :

2.1 - Introduction de l'hydrogène dans les métaux :

Comme l'indique J.P. FIDELLE (A.2.5), en pratique il existe plus de 40 sources d'introduction de l'hydrogène dans les métaux. On peut les regrouper en 6 catégories principales.

- 1) L'hydrogène gazeux seul ou partie d'un mélange de gaz.
- 2) L'hydrogène combiné est libéré à l'état d'atomes ou de protons par différents processus :

a) réaction chimique ou électrochimique entre un milieu hydrogène et le métal (corrosion du métal) : cette réaction peut être générale (par exemple rouille des aciers) ou localisée (usinage chimique, nombreux cas de corrosion par piqûres, de fissuration par corrosion sous contrainte, etc...).

b) réaction chimique ou électrochimique entre deux corps à proximité du métal : (par exemple dissolution d'une peinture, d'une anode sacrificielle, réduction des oxydes superficiels par hydrure salin, etc...).

c) décomposition d'un corps hydrogéné, gazeux, liquide ou solide à proximité du métal :

- par thermolyse (cas de l'humidité lors de l'élaboration du métal, du soudage, cas de différentes atmosphères de traitement thermique, de certaines huiles de coupe lors de l'usinage mécanique...).

- par électrolyse (processus électrochimique sans corrosion du métal : chargement cathodique, revêtements électrolytiques, protection cathodique).

- par radiolyse (par exemple radiolyse de l'eau dans les circuits de refroidissement de réacteurs et dans les piles piscines).

3) Bombardement du métal des deutons ou des protons dans un cyclotron.

4) Formation en site, par réactions nucléaires entre neutrons et métal ou impuretés du métal.

2.2 - Etat et déplacement de l'hydrogène dans les métaux :

L'hydrogène peut se trouver dans les métaux sous différentes formes, combinées ou non. La plus simple est constituée par le proton écranté par les électrons de conduction du métal et possédant une faible charge résiduelle positive. En pratique on peut l'assimiler au cas de l'atome.

C'est sous cette forme que l'hydrogène est le plus mobile. C'est l'une des formes les plus dangereuses, car la mobilité de l'hydrogène atomique lui permet aisément de venir se concentrer dans les zones où sa présence aura des effets conséquents (zones à contraintes triaxiales de tension élevée par exemple).

L'hydrogène peut diffuser dans le réseau métallique sous l'influence de différents gradients de potentiel chimique, par exemple : gradients de concentration, de température, de contraintes..

Il peut aussi diffuser de façon intergranulaire, le long de tunnels de dislocations ou être entraîné par des dislocations mobiles créées lors d'une déformation plastique, pourvu que leur vitesse soit compatible avec le coefficient de diffusion réticulaire de l'hydrogène à la température considérée.

L'hydrogène non combiné peut être piégé en différents sites : défauts comme les dislocations immobiles ou interfaces tels que les interfaces précipités-matrice. Sa mobilité est réduite partiellement ou totalement ainsi que la part de sa nocivité s'il est en concentration suffisante. Par ailleurs, un hydrogène piégé dans certaines conditions peut recouvrer sa mobilité par un concours extérieur tel qu'une élévation de température.

Il faut signaler que l'hydrogène peut être recombiné à l'état moléculaire H_2 dans des cavités de taille suffisante ou bien combiné soit à d'autres métalloïdes tels que le carbone et l'oxygène, soit à l'état d'hydruure métallique.

L'hydrogène combiné peut être souvent dangereux, bien que la manifestation des dommages soit assez différente et se produise lors de conditions expérimentales assez différentes de celles que l'on trouve dans le cas de l'hydrogène atomique.

Enfin, il est fréquent de voir plusieurs de ces formes coexister dans un métal dans des conditions données, ce qui donnera lieu à plusieurs types de fragilisation ou à leur mélange suivant les conditions d'essai.

Certaines de ces formes s'excluent mutuellement, mais l'hydrogène existe toujours au moins à l'état atomique plus ou moins piégé?

C'est ce qui explique l'importance en pratique de la fragilisation par l'hydrogène dissous qui est non seulement l'une des plus graves mais également la plus fréquente.

3. LOIS ET MECANISMES DE LA DIFFUSION A L'ETAT SOLIDE :

Les principes de la fragilisation des métaux par l'hydrogène sont donc fondés sur la diffusion rapide d'un élément réactif et fragilisant dans le réseau cristallin en l'occurrence l'hydrogène qui peut être fourni sous les différentes formes décrites précé-

demment.

Les aspects phénoménologiques de la diffusion à l'état solide sont connus depuis pas mal de temps puisque FICK dès 1855 en publia les bases mathématiques.

3.1 Lois de FICK :

3.1.1 - Première loi de Fick :

S'il existe pour une structure qui tend vers un équilibre, c'est-à-dire une homogénéisation de sa composition, une différence de concentration (dc) pour un certain élément (A) entre deux surfaces distantes de (dx), le nombre d'atomes par unité de surface de substance (A) qui sera passé d'une surface à l'autre, pendant le temps (dt), sera tel que :

$$J^* = \frac{dq}{dt} = -D \frac{dc}{dx}$$

$\frac{dc}{dx}$ étant le gradient de concentration.

D est une constante que l'on appelle coefficient de diffusion et dont l'équation dimensionnelle est $L^2 T^{-1}$.

3.1.2 - Deuxième loi de Fick :

Le coefficient de diffusion (D) est dans le cas le plus général fonction de la concentration.

Si l'on admet que $\partial c / \partial t$ est différent de zéro, l'équation de Fick doit prendre la forme suivante :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \cdot (D \frac{\partial c}{\partial x})$$

~~tant qu'il s'agit d'un phénomène de diffusion ayant lieu dans une certaine direction (x).~~

La formule plus générale, pour la diffusion dans les trois directions orthogonales, serait :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_x \frac{\partial c}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_y \frac{\partial c}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D_z \frac{\partial c}{\partial z} \right)$$

c'est la deuxième loi de Fick.

Si le coefficient de diffusion ne dépend pas de la concentration on peut alors écrire :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \right)$$

mais cette équation ne peut s'appliquer en toute rigueur qu'aux phénomènes d'autodiffusion, c'est-à-dire aux mouvements d'atomes dans le propre réseau cristallin de ces atomes.

Les facteurs autres que la concentration ont une influence marquée sur le coefficient de diffusion en particulier, la température et les éléments en présence et la structure cristalline.

3.2 - Mécanismes de la diffusion dans les métaux :

Il est généralement reconnu aujourd'hui que la diffusion résulte de l'existence d'imperfections dans le réseau cristallin imperfections ponctuelles en particulier pour la diffusion des atomes en substitution. L'hydrogène par contre ne suppose pas la présence d'autre défaut que ceux qu'il constitue lui-même : un hétérointerstitiel. Plusieurs mécanismes ont été suggérés. Nous ne retiendrons que ceux qui se rapportent à la diffusion en volume en écartant ainsi les processus dits accélérés de diffusion superficielle le long des joints de grain en particulier.

A. M'HIRSI (A.2.6) propose trois mécanismes présentant en moyenne

~~Le degré de perfection du réseau cristallin supposé quasi parfait.~~

Pour l'hydrogène, le saut atomique a lieu d'une position interstitielle voisine.

Les atomes en position normale constituant la matrice ne sont pas concernés par le déplacement.

Ce mécanisme entraîne une certaine déformation locale du réseau. Il peut exister dans certains alliages où le soluté occupe normalement une position interstitielle c'est le cas de C dans le fer α ou γ . On pense qu'il domine également dans tous les composés métalliques où il ne nécessite pas une grande dilatation locale du réseau, notamment où les atomes du solvant sont plus gros que ceux du soluté.

3.3 - Valeurs numériques des paramètres de la diffusion de l'hydrogène dans le fer et les aciers d'après J. CHENE (A.2.1) :

Nous rapportons dans les tableaux (A.2.I) (A.2.II) (A.2.III) des valeurs numériques recueillies ou calculées par J. CHENE dans la bibliographie respectivement pour le coefficient de diffusion la vitesse de perméation.

4. THEORIE DE LA FRAGILISATION PAR L'HYDROGENE :

Il existe plusieurs modèles théoriques développés pour tenter d'expliquer la fragilisation par l'hydrogène, mais comme l'indique PRESSOUYRE (A.2.4) aucune ne peut satisfaire à tous les cas. Les théories les plus connues sont celles de la pression, de la décohésion ou encore de l'énergie de surface, les concepts les plus récents font appel à la notion de concentration critique ou de pièges.

TABLEAU A.2.I - COEFFICIENTS DE DIFFUSION DE L'HYDROGENE DANS
LE FER ET L'ACIER DOUX. VALEURS TIREES DE LA
LITTERATURE.

$$D = D_0 \exp \left(-\frac{Q_D}{RT} \right) \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$$

Auteurs	Réf	$D_0 (\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	$Q_D (\text{cal} \cdot \text{mole}^{-1})$	$D_{25}^* (\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	Matériau	Domaine de Température	Conditions expérimentales
BARRER	(1)	$1,1 \cdot 10^{-2}$	8.740	$4,3 \cdot 10^{-9}$	Fer α	23-80	Méthode du "Time lag". Chargement électrolytique en milieu basique
SYKES, BURTON et GEGG	(2)	$7,6 \cdot 10^{-4}$	2.280	$1,7 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	20-800	Valeurs semi-théoriques
CELLER et SUN	(3)	$2,2 \cdot 10^{-3}$	2.900	$1,7 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	400-900	Chargement en phase gazeuse. Valeurs empruntées à BENNEK et KLOTZBACH
STROSS et TOMPKINS	(4)	$8,8 \cdot 10^{-4}$	3.050	$5,3 \cdot 10^{-6}$ *	Fer α	150-900	Chargement en phase gazeuse. Cinétiques de dégazage.
FRANK SWETS ET FRY	(5)	$5,0 \cdot 10^{-3}$	3.400	$1,7 \cdot 10^{-5}$	Acier doux	25-90	Mesure du flux en cours de chargement.
		$1,9 \cdot 10^{-2}$	6.300	$4,9 \cdot 10^{-7}$	Acier doux	25-90	Cinétique de dégazage. Le chargement est effectué dans les deux cas par frottement-abrasion.
IMORSON	(6)	$1,8 \cdot 10^{-2}$	12.000	$3,2 \cdot 10^{-7}$	Fe, Ni 2%, Cr, Mn	20-110	Cinétique de dégazage.
RACZYNSKI	(7)	$2,2 \cdot 10^{-3}$ *	3.300	$8,7 \cdot 10^{-6}$	Fer α	30-90	Méthode du Time-lag. Chargement électrolytique en présence d' As_2O_3 .
EICHENAUER, KUNZIG et PEBLER	(8)	$9,3 \cdot 10^{-4}$	2.700	$1,0 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	250-770	Chargement en phase gazeuse. Cinétiques de dégazage.
CARMICHAEL, HORNADAY MORRIS et PARLFF	(9)	$6,7 \cdot 10^{-4}$	2.200	$1,7 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	300-725	Chargement en phase gazeuse. Cinétiques d'adsorption et de dégazage.
JOHNSON et HILL	(10)	$1,2 \cdot 10^{-1}$	7.820	$2,4 \cdot 10^{-7}$	Fer α	$T < 200$	Chargement en phase gazeuse. Cinétiques de dégazage.
		$1,4 \cdot 10^{-3}$	3.200	$6,5 \cdot 10^{-6}$	Fer α	700-780	
PLUSQUELLEC, VEYSSEYRE, AZOU et BASTIEN	(11)	$1,7 \cdot 10^{-3}$	4.400	$1,1 \cdot 10^{-6}$	Fer α	Ambiante	Chargement électrolytique. Cinétiques de dégazage.
RYAN et IMRGE	(12)	$3,9 \cdot 10^{-4}$	1.080	$6,4 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	126-693	Chargement en phase gazeuse. Mesure du flux en cours de chargement.
ESCHRACH, GROSS et SCHULIEN	(13)	$11 \cdot 10^{-7}$ *	6.400	$2,4 \cdot 10^{-7}$ *	Acier extra doux	50-400	Chargement en phase gazeuse. Méthode du Time-lag.
DEVANATHAN et STACHURSKI	(14)			$8,5 \cdot 10^{-5}$	Fer α	Ambiante	Méthode électrochimique.
WAGNER et SZMANN	(15)	$1,4 \cdot 10^{-3}$	3.270	$5,8 \cdot 10^{-6}$ *	Fer α	240-600	Chargement en phase gazeuse. Mesure du flux en cours de chargement.
SCHWARZ et ZITTER	(16)	$3,6 \cdot 10^{-3}$	5.350	$4,6 \cdot 10^{-7}$	Fer α	25-900	Chargement en phase gazeuse. Cinétiques de dégazage.
BECK, BUCKRIS, Mc BRFFEN, et NARIS	(17)	$6,0 \cdot 10^{-4}$	1.330	$6,4 \cdot 10^{-5}$	Fer α	10-75	Méthode électrochimique, milieu basique.
WACH	(18)	$4,9 \cdot 10^{-4}$	1.450	$4,3 \cdot 10^{-5}$	Fer α	19-35	Méthode du Time-lag, milieu acide; avec préchargement.
		$8,0 \cdot 10^{-4}$	1.450	$7,0 \cdot 10^{-5}$	Fer α	19-35 η élevée	
		$6,7 \cdot 10^{-3}$	2.500	$1,0 \cdot 10^{-4}$	Fer α	19-35 η faible	
		$1,1 \cdot 10^{-2}$	3.610	$2,6 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	130-195	
LASICKA et RACZYNSKI	(19)	$7,0 \cdot 10^{-3}$	4.900	$1,9 \cdot 10^{-6}$	Fe + 12% Cr	0 - 80	Chargement électrolytique milieu acide avec "poison". Méthode du Time-lag.
VEYSSEYRE	(20)	$1,5 \cdot 10^{-4}$	2.000	$5,2 \cdot 10^{-6}$ * $2,9 \cdot 10^{-6}$ *	Acier extra doux	0 - 35	Chargement électrolytique milieu acide. Méthode du Time-lag.
PLUSQUELLEC	(21)	$1,1 \cdot 10^{-4}$	3.500	$8,7 \cdot 10^{-7}$ *	Acier extra doux		Chargement électrolytique; milieu acide. Cinétique de dégazage.
COF et MORETON	(22)	10,3 *	9.690 *	$9,0 \cdot 10^{-7}$ *	Fe-1,52/Mn 0,06% C	40 - 100	Chargement en phase gazeuse. Cinétique de dégazage.
		$2,5 \cdot 10^{-4}$ *	1.690	$2,0 \cdot 10^{-6}$ $1,5 \cdot 10^{-5}$ *	Fe-1,52/Mn 0,06% C	280- 640	
EVANS et ROLLASON	(23)	1,14	8.500	$7,3 \cdot 10^{-7}$	Fer α	20-80	Chargement en phase gazeuse. Cinétique de dégazage.
KIKUTA et ARAKI	(24)			$9,0 \cdot 10^{-7}$	Fer doux	Ambiante	Chargement électrolytique. Méthode du Time-lag.
GELD, RYAN et SALLY	(25)	$9,2 \cdot 10^{-4}$	2.700	$9,9 \cdot 10^{-6}$ *	Fe-0,45% Si	300-700	Chargement en phase gazeuse. Mesure du flux en cours de chargement.
DILLARD et TALBOT-RESNARD	(26)			$7,4 \cdot 10^{-5}$	Fer Z.F.	Ambiante	Méthode électrochimique. Milieu acide avec "poison".
YAVOLSKI, GRUSKOV, SAFONOV YAKOVLENKO et NIKOLAEVSKAYA	(27)	$2,8 \cdot 10^{-4}$	1.470	$2,4 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	200-700	Chargement en phase gazeuse. Mesure du flux en cours de chargement.
KUMNICK et JOHNSON	(28)	$1,4 \cdot 10^{-2}$	4.200	$1,2 \cdot 10^{-5}$	Fer α	5 - 60	Méthode électrochimique. Milieu basique.
Présent travail		$1,7 \cdot 10^{-5}$	16.500	$1,6 \cdot 10^{-7}$ *	Fer α	50 - 100	Chargement électrolytique milieu acide. Méthode du Time-lag.
		$3,8 \cdot 10^{-3}$	4.200	$1,0 \cdot 10^{-6}$ $3,6 \cdot 10^{-6}$ *		140 - 300	

* Valeurs que nous avons calculées.

BUS

TABLEAU A.2.II - VITESSES DE PERMEATION DE L'HYDROGENE DANS LE FER ET L'ACIER DOUX. VALEURS TIREES DE LA LITTERATURE.

$$P = P_0 \exp \left(\frac{-Q_p}{RT} \right) \text{ cm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$$

Auteurs	Réf	$P_0 (\text{cm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1})$	$Q_p (\text{cal} \cdot \text{mole}^{-1})$	$P_{25} (\text{cm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1})$	Matériau	Domaine de Température °C	Conditions expérimentales
BORELIUS et LINDBLUM	(29)	$4,5 \cdot 10^{-3}$	9.300	$7,5 \cdot 10^{-10}$ *	Acier doux	350 - 700	Méthode physique par voie gazeuse
BARRER	(1)	$1,7 \cdot 10^{-1}$	6.740	$2,1 \cdot 10^{-6}$	Fer α	25 - 80	Time-lag.
BENNER et KLOTZBACH	(30)	$8,3 \cdot 10^{-3}$	9.450	$1,1 \cdot 10^{-9}$ *	Fer α	300 - 750	Méthode physique par voie gazeuse
GELLER et SHN	(3)	$8,1 \cdot 10^{-2}$ *	9.400	$1,1 \cdot 10^{-8}$ *	Fer α	400 - 900	Méthode physique par voie gazeuse
CHANG et BENJIT	(31)	$3,4 \cdot 10^{-2}$ *	8.900	$1,1 \cdot 10^{-8}$ *	Fer α	(200 - 900) 400 - 900	Méthode physique par voie gazeuse Ecart par rapport à la loi pour $T < 400^\circ$.
RACZYNSKI	(7)	$2,3 \cdot 10^{-1}$ *	8.850	$8,2 \cdot 10^{-6}$	Fer α	30 - 90	Time-lag.
BRYAN et DODGE	(12)	$2,3 \cdot 10^{-2}$	8.120	$2,8 \cdot 10^{-8}$ *	Fer α	126 - 693	Méthode physique par voie gazeuse
ESCHNACH, GROSS et SCHULIEN	(13)	$4,1 \cdot 10^{-1}$ *	10.800	$5,5 \cdot 10^{-9}$ *	Acier extra doux	50 - 400	Time-lag, phase gazeuse.
WAGNER et SIZMANN	(15)	$3,1 \cdot 10^{-3}$	8.540	$2,2 \cdot 10^{-9}$ *	Fer α	240 - 600	Méthode physique par voie gazeuse
HEINRICH, JOHNSON et CROUTHAMEL	(32)	$9,2 \cdot 10^{-2}$ *	10.300	$2,9 \cdot 10^{-9}$ *	Fer α	350 - 800	Méthode physique par voie gazeuse
MACH	(18)	$1,2 \cdot 10^{-2}$	5.600 (η élevée)	$1,4 \cdot 10^{-6}$	Fer α	19 - 35	Méthode électrolytique. Quand η élevée (-0,4V) elle influe sur la diffusion.
		$1,2 \cdot 10^{-2}$	4.500 (η faible)	$6,3 \cdot 10^{-6}$	Fer α	19 - 35	
LASICKA et RACZYNSKI	(19)	$1,1 \cdot 10^{-2}$	9.000	$3,0 \cdot 10^{-5}$	Fe + 12% Cr	0 - 80	Time-lag avec "poison".
		$1,4 \cdot 10^{-1}$ *		$3,9 \cdot 10^{-6}$ *			
GONZALEZ	(33)	$2,9 \cdot 10^{-3}$	8.400	$2,2 \cdot 10^{-9}$	Fer α	150 - 700	Valeur calculée à partir d'une analyse critique des valeurs expérimentales obtenues par différents auteurs.
GELD, RYABOV et SALY	(25)	$2,2 \cdot 10^{-1}$	8.450	$1,5 \cdot 10^{-9}$	Fe-0,45% Si	300 - 700	Méthode physique par voie gazeuse
DILLARD et TALBOT-BESNARD	(26)			$5,8 \cdot 10^{-6}$	Fer Z.F.	Ambiante	Méthode électrochimique avec ou sans "poison".
				$48,0 \cdot 10^{-6}$ avec (As_2O_3)			
YAVOISKI, GOUSKOV, SAFONOV, YAKOVENKO et NIKOLAESKAIA	(27)	$1,0 \cdot 10^{-1}$	8.450	$7,0 \cdot 10^{-8}$	Fer α	200 - 700	Méthode physique par voie gazeuse
KUMNICK et JOHNSON	(28)	$3,9 \cdot 10^{-1}$ *	9.400	$5,6 \cdot 10^{-8}$	Fer α	5 - 60	Méthode électrochimique.
Présent travail		2,7	10.000	$1,4 \cdot 10^{-7}$	Fer α	50 - 300 (0 - 300)	Chargement électrolytique milieu acide. Méthode du Time-lag.

* Valeurs que nous avons calculées.

TABLEAU A.2.III - SOLUBILITE DE L'HYDROGENE DANS LE FER ET L'ACIER DOUX. VALEURS TIREES DE LA LITTERATURE.

$$S = S_0 \exp \left(\frac{-Q_s}{RT} \right) \text{ cm}^3 \text{ H}_2 / \text{cm}^3 \text{ Fe}$$

Auteurs	Réf	$S_0 \text{ cm}^3 / \text{cm}^3 \text{ Fe}$	$Q_s (\text{cal} \cdot \text{mole}^{-1})$	$S_{25} \text{ cm}^3 \text{ H}_2 / \text{cm}^3 \text{ Fe}$	Matériau	Domaine de Température	Conditions expérimentales
GELLER et SHN	(3)	3,7 *	6.500	$6,8 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	400 - 900	Méthode physique par voie gazeuse
ETCHENAUER, KUNZIG et FIEBLER	(8)	2,4	5.800	$1,4 \cdot 10^{-4}$ *	Fer α	250 - 770	Méthode physique par voie gazeuse
CARMICHAEL, HORNADAY, MORRIS et PARLEE	(9)	3,0 *	6.720 *	$3,8 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	300 - 725	Méthode physique par voie gazeuse
BRYAN et DODGE	(12)	6,3	7.050	$4,6 \cdot 10^{-5}$ *	Fer α	126 - 693	Méthode physique par voie gazeuse
ESCHNACH, GROSS et SCHULIEN	(13)	3,7 *	4.400	$2,3 \cdot 10^{-3}$ *	Acier extra-doux	50 - 400	Méthode physique par voie gazeuse
WAGNER et SIZMANN	(15)	2,2	5.260	$3,2 \cdot 10^{-6}$ *	Fer α	240 - 600	Méthode physique par voie gazeuse
MACH	(18)	2,1	4.150 (η fort)	$2,0 \cdot 10^{-3}$	Fer α	19 - 35	Méthode électrolytique. Time-lag.
		$2,0 \cdot 10^{-1}$	2.100 (η faible)	$5,9 \cdot 10^{-3}$			
LASOCKA et RACZYNSKI	(19)		4.100		Fe + 12% Cr	0 - 80	Méthode électrolytique avec "poison". Time-lag.
GELD, RYABOV et SALY	(25)	2,4	5.750	$1,5 \cdot 10^{-4}$ *	Fe + 0,45% Si	300-700	Méthode physique par voie gazeuse
YAVOISKI, GOUSKOV, SAFONOV, YAKOVENKO et NIKOLAESKAIA	(27)	$3,6 \cdot 10^2$	6.980	$3,0 \cdot 10^{-3}$ *	Fer α	200 - 700	Méthode physique par voie gazeuse
Présent travail		$1,6 \cdot 10^{-2}$	5.800	$8 \cdot 10^{-3}$	Fer α	140 - 300	Chargement électrolytique milieu acide. Méthode Time-lag.

* Valeurs que nous avons calculées.



4.1 - Théorie de la pression :

C'est la plus ancienne des théories de la fragilisation par hydrogène et sans doute la plus connue. On la doit à G.A. ZAPFFE (A.2.7).

Elle explique la présence des fissures internes et de cloques par la formation de hautes pressions d'hydrogène en des endroits privilégiés du matériaux tels que cavités, joints de grain interface, etc...

Cette théorie cependant ne peut expliquer la fragilisation des aciers à haute résistance exposés à de faibles pressions d'hydrogène (inférieures à une atmosphère). Dans ce cas, en effet, la pression maximale qui peut être atteinte dans une cavité ne peut être supérieure à la pression externe et les contraintes qui en résultent sont donc trop faibles pour justifier la formation de fissures.

4.2 - Théorie de la décohésion :

TROIANO (A.2.8) et ORIANI (A.2.9) expliquent la fragilisation par l'hydrogène par la présence dans la zone de déformation plastique en tête de microfissure qui réduirait les forces interatomiques de cohésions. Cette explication est sans doute la plus générale, surtout lorsque les faciès de rupture sont du type par clivage ou intergranulaire (séparation atomique sans déformation). Dans le cas des ruptures présentant des faciès à cupules (présence de déformations plastiques), ce modèle semble peu applicable, de même pour la formation des cloques.

4.3 - Théorie de l'énergie de surface :

PETCH (A.2.10) fait également appel à la préexistence de microfissures dans le métal, tout comme dans la théorie précédente, mais dans son cas, c'est l'hydrogène absorbé à la surface interne en tête de fissure qui serait à l'origine d'une réduction de son énergie de surface.

Ce modèle n'explique pas cependant le caractère non fragilisant d'éléments qui s'absorbent plus fortement que l'hydrogène tel que l'oxygène (O_2) par exemple. D'autre part selon ce modèle une mauvaise absorption au voisinage immédiat de la tête de fissure, devrait se traduire par un ralentissement voir un arrêt de la croissance de la fissure. Ceci mettrait en évidence une évolution discontinue de la fissure ce qui est rarement le cas.

Selon PRESSOUYRE (A.2.4) il n'est pas déraisonnable de penser que tous les mécanismes proposés peuvent effectivement intervenir l'un après l'autre, voire en même temps. On peut concevoir selon lui par exemple une baisse de cohésion due à de l'hydrogène dissous et/ou absorbé, concurremment avec l'application d'une force due à une pression d'hydrogène. L'alimentation d'une force due à une pression d'hydrogène s'effectue le long des dislocations. Ces divers modèles mettent en évidence deux concepts communs : celui du piège et celui de concentration critique.

4.4 - Concept de concentration critique :

On peut définir la concentration critique d'un défaut C_K , comme la valeur qui, atteinte par la concentration en hydrogène piégé sur ce défaut C_H , déterminera le seuil d'initiation d'une fissure. En d'autres termes, il y aura initiation et propagation d'une fissure si $C_H > C_K$. On peut voir une analogie entre la concentration critique et le facteur d'intensité des contraintes critiques. Dans le cas de la figure (A.2.8), C_K correspond à une quantité d'hydrogène moléculaire, absorbé ou dissous. La valeur de C_K associée au défaut qui est telle que si :

$$C_H = C_K \quad \text{alors} \quad \sigma_T^H = \sigma_C^H$$

σ_C^H : force de cohésion en présence d'hydrogène.

σ_T^H : contrainte totale en présence d'hydrogène.

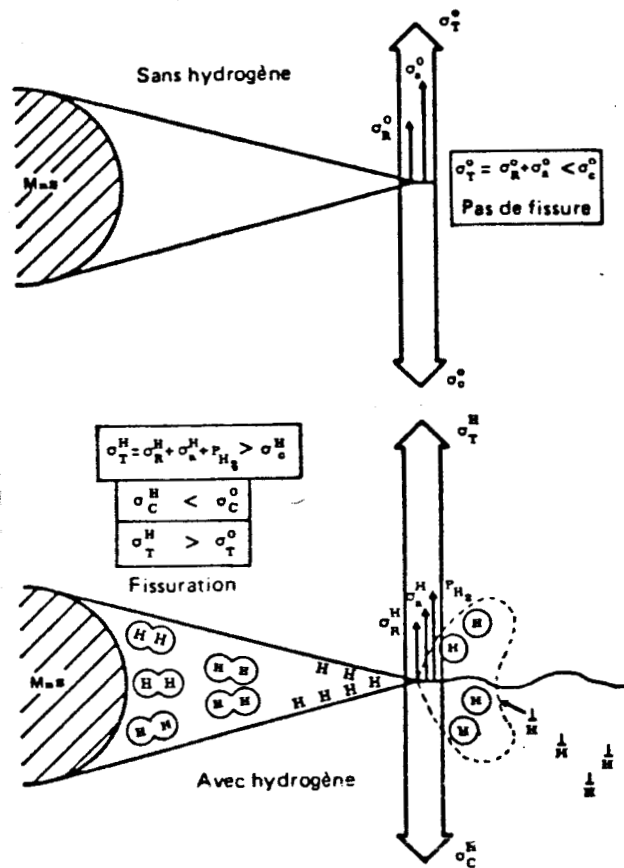


Fig. A.2.8 - Schéma de l'évolution des contraintes et des forces de cohésion en présence ou non d'hydrogène (d'après Pressouyre).

De façon très schématique, PRESSOUYRE (A.2.4) considère qu'une fissure ne peut pas s'initier sur un défaut tant que la force de cohésion σ_c^0 reste supérieure à la contrainte totale σ_T^0 , qui est la somme des contraintes résiduelles σ_R^0 et appliquées σ_a^0 . Soit :

$$\sigma_c^0 > \sigma_R^0 + \sigma_a^0 = \sigma_T^0$$

La figure A.2.8 illustre l'évolution des contraintes et des forces de cohésion en présence ou non d'hydrogène dans le cas d'une microfissure en tête d'une inclusion de sulfure de manganèse laminé,

En l'occurrence les contraintes résiduelles (σ_R^O) sont celles provenant du laminage, la contrainte appliquée est la contrainte de service, d'essais.

En présence d'hydrogène plusieurs évolutions peuvent se produire :

a) il peut y avoir une baisse de cohésion :

$$\sigma_c^H < \sigma_c^O$$

b) une pression d'hydrogène P_{H_2} peut s'ajouter aux contraintes appliquées :

$$\sigma_a^O \rightarrow \sigma_a^H + P_{H_2}$$

c) les contraintes résiduelles σ_R^O peuvent être affectées dans un sens ou dans l'autre.

$$\sigma_R^O \rightarrow \sigma_R^H$$

Le résultat est qu'en présence d'hydrogène, la contrainte totale σ_T^O peut dépasser localement la force de cohésion telle que :

$$\sigma_T^H = \sigma_R^H + \sigma_a^H + P_{H_2} > \sigma_c^H$$

Il faut remarquer qu'il n'est pas nécessaire d'avoir des contraintes appliquées pour atteindre la concentration critique et donc l'initiation d'une fissure.

Ce schéma simple, associant à tout défaut une valeur de C_K qui lui est propre, se complique très rapidement lorsque l'on considère la foule de paramètres agissant sur C_K et C_H comme on peut le voir sur la figure A.2.9.

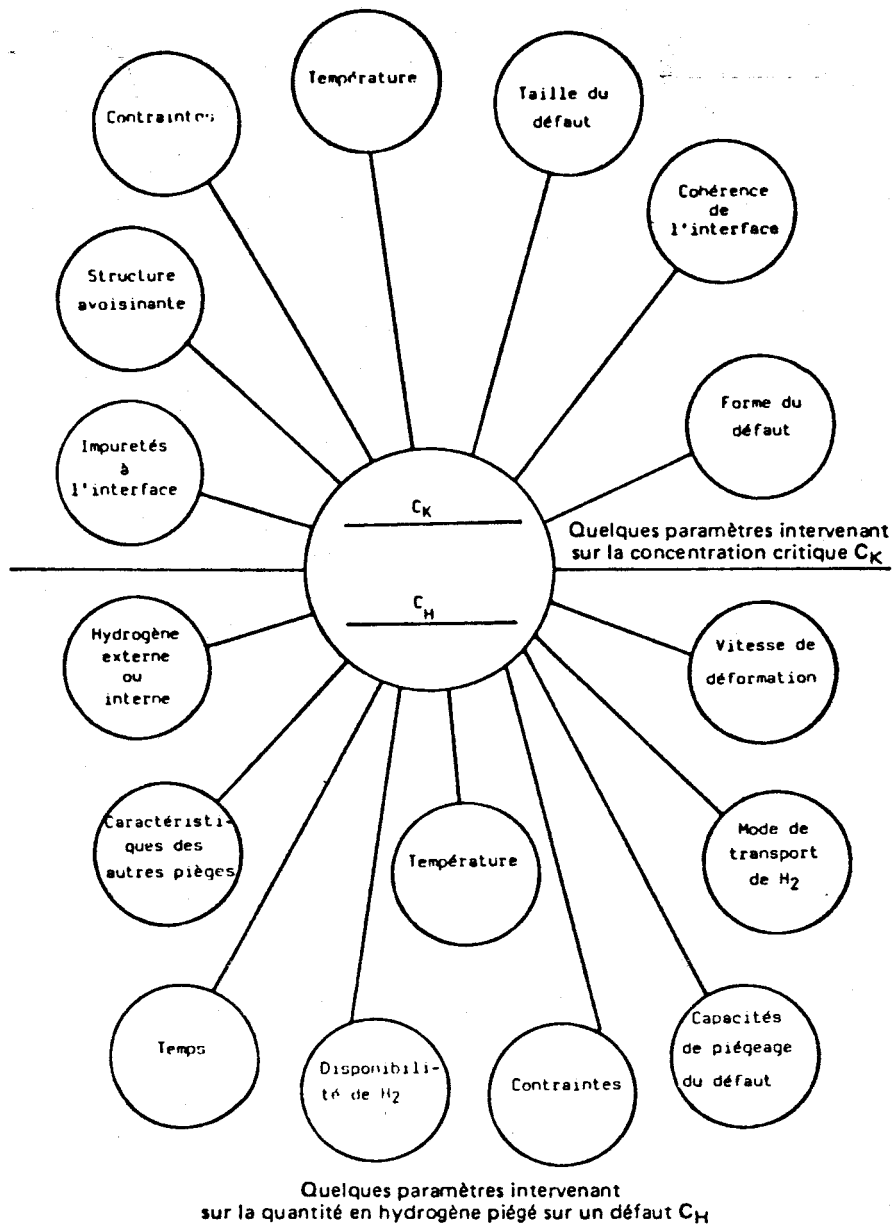


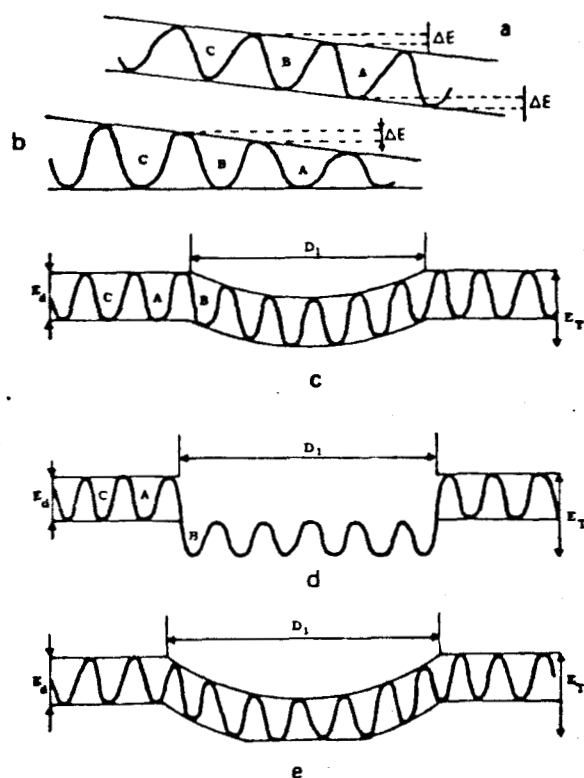
Fig. A.2.9 - Quelques paramètres agissant sur la concentration critique (C_K) et sur la concentration en hydrogène piégé (C_H) sur un défaut quelconque.

4.5 - Concept de piège :

Le piège peut se définir comme la capture de l'hydrogène par un défaut du réseau cristallin. Il est maintenant reconnu que sans piégeage de l'hydrogène l'initiation d'une fissure ne pourrait se produire.

Lorsqu'un atome d'hydrogène est piégé la probabilité de son retour dans un site normal de diffusion est fortement diminuée.

Ceci peut s'expliquer par des variations énergétiques des sauts de diffusion liés à l'existence d'une force agissant sur l'atome d'hydrogène ou de perturbations physiques du réseau. Ces deux critères suffisent à identifier les défauts du réseau pouvant piéger l'hydrogène et à classer ces pièges en trois catégories : pièges attractifs, pièges physiques et pièges mixtes (fig.A.2.10)



- a) variation énergétique des sauts de diffusion par existence d'une force agissant sur l'atome d'hydrogène.
- b) variation énergétique des sauts de diffusion par existence de perturbations physiques du réseau.
- c) piège attractif.
- d) piège physique.
- e) piège mixte.

Fig. A.2.10 - Schémas généraux permettant la distinction entre différents types de pièges.

a) pièges attractifs : (fig.A.2.10c)

Un piège attractif est une région du réseau où l'hydrogène est soumis à une force d'attraction, qui peut avoir quatre origines : électronique, mécanique (champ de contraintes), thermique ou chimique.

- électronique : apparaîtra chaque fois qu'un défaut introduit un manque d'électron dans la couche 3d du métal, l'hydrogène amenant pour sa part un électron en excès.

- mécanique : doit son origine à l'existence de zones à contraintes de traction où la solubilité de l'hydrogène est plus grande.

- thermique : la solubilité de l'hydrogène s'accroît avec la température.

- chimique : c'est une force de nature thermodynamique qui existe entre un élément et l'hydrogène et qui est caractérisée par le signe négatif du coefficient d'interaction premier ordre. Ce coefficient intervient dans le développement du coefficient d'activité de l'hydrogène dans le métal.

b) pièges physiques : (fig.A.2.10d)

Le piège dit physique résulte d'une discontinuité physique du réseau, où il est énergétiquement favorable pour l'hydrogène de rester tels que interfaces particules-réseau et joints de grains incohérents, coeur d'une dislocation.

c) pièges mixtes : (fig.A.2.10e)

Comme son nom l'indique un tel piège présente à la fois un caractère attractif et un caractère physique.

Un cas typique est celui de la dislocation, où la force résulte des contraintes (attractif) et de la discontinuité du réseau au coeur de la dislocation.

Les pièges sont d'autre part caractérisés par leur réversibilité dans des conditions bien définies, c'est-à-dire la probabilité pour un atome d'hydrogène d'en sortir.

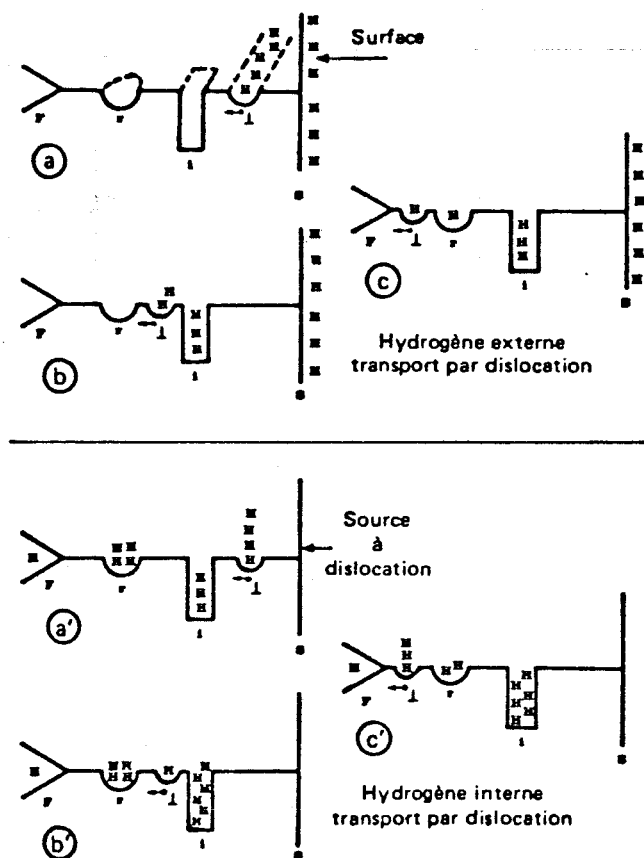
Nous aurons ainsi des pièges réversibles et irréversibles. Le piège irréversible sera toujours par définition un puits à hydrogène, par contre un piège réversible pourra être un puits mais aussi une source d'hydrogène. Enfin le rôle d'un piège réversible va dépendre essentiellement :

- du mode de transport de l'hydrogène dans le réseau :
 - + diffusion par sauts interstitiels,
 - + transport par les dislocations en atmosphères de Cottrell,
 - + courts-circuits de diffusion.

- de l'état initial du matériau :

- + matériau préchargé en hydrogène : hydrogène interne (FPHI),
- + matériau non chargé : hydrogène externe (FPHE).

Ces différents états sont repris à la figure A.2.11 :



a, b, c : Hydrogène externe ; les pièges réversibles (r) et irréversibles (i) jouent le rôle de puits à hydrogène vis-à-vis de la dislocation qui s'est chargée en hydrogène en surface (1), car ils sont initialement vides. La fissure potentielle (F) voit arriver peu d'hydrogène.

a', b', c' : Hydrogène interne ; le piège réversible (r) peut cette fois-ci jouer le rôle de source à hydrogène vis-à-vis de la dislocation, à cause du rôle de puit du piège irréversible (i). La fissure potentielle (F) peut donc voir arriver beaucoup d'hydrogène contrairement aux situations a, b et c

Fig. A.2.11 - Rôle mixte des pièges réversibles dans un cas de transport par les dislocations.

4.6 - Les essais de fragilisation par l'hydrogène :

Tout ce que nous venons de montrer pour un même matériau, selon les conditions de sollicitation et de température, en présence d'hydrogène, la structure et ses défauts peuvent réagir de façon notablement différente. Il en résulte toute une série d'essais différents, que l'on peut classer suivant le tableau A.2.12.

Il apparaît donc quatre groupes d'essais auxquels il faut ajouter le mode de transport par courts-circuits de diffusion, mais ce dernier est vraiment très particulier.

Il en résulte que le type d'essais et la technique mis en oeuvre vont influencer les résultats obtenus. Il sera donc souvent inutile de justifier ou difficile de comparer les valeurs expérimentales relatives des types d'essais différents.

TABLEAU A.2.12 - CLASSEMENT DES ESSAIS ET RUPTURES EN
PRESENCE D'HYDROGENE, SELON LES PARA-
METRES DE LA THEORIE DES PIEGES.

Groupe * de paramètres	Exemples d'essais correspondant	Exemples de ruptures faisant intervenir ce groupe de paramètres
FPHE, \perp	Essai de disques standard Essai de traction en atmosphère H_2 Mécanique de la rupture sous H_2	Appareils travaillant sous contraintes et sous pression d' H_2 , où localement la limite élastique peut être dépassée
FPHI, \perp	Essais de disques, de traction, de mécanique de la rupture, sur éprou- vettes préchargées.	Appareils travaillant sous contraintes, pour lesquels localement la limite élas- tique peut être dépassée, et dont les parois contiennent de l' H_2 (après sou- dage ou traitement de surface par ex.)
FPHE, diff.	Essais de rupture différée en atmos- phère d'hydrogène ($\sigma \ll Re$) Essais de cloquage	. Parois en présence d' H_2S , donnant lieu à cloquage. . Appareils en présence d' H_2 , avec con- trainte appliquée $\sigma \ll Re$
FPHI, diff.	Essais de rupture différée avec éprouvettes préchargées	Appareils dont les parois contiennent de l' H_2 (après soudage ou traitements de surface, par ex.), avec contrainte appliquée $\sigma \ll Re$

- FPHE : Fragilisation par l'hydrogène externe
- FPHI : Fragilisation par l'hydrogène interne
- \perp : Transport par dislocations.
- diff. : Transport par diffusion.

5. CONCLUSION :

La fragilisation par hydrogène est un phénomène complexe et mal-
gré les nombreuses études entreprises, il n'existe pas de solu-
tion à ce problème de fragilisation.

Les théories avancées jusqu'à présent pour expliquer les phéno-
mènes sont limitées à certain types de fragilisation bien carac-
térisés.

Les nouveaux concepts de concentration critique de fissuration
et de piégeage apparus depuis quelques années et la connaissance
des paramètres s'y rattachant devrait permettre de mieux cerner

le phénomène de fragilisation et amener des solutions nouvelles pour combattre les risques dus à l'hydrogène.

ANNEXE 2 - BIBLIOGRAPHIE

=====

1) CHENE (J.)

"Contribution à l'étude de la diffusion de l'hydrogène dans le fer ARMCO".

Métaux corros. Industr. 52 n° 622.

1977 p. 203-223.

2) DICK (A.)

Contribution to the metallurgy of copper.

Phil. Mag. J. Sc. S 4, 11

1856 p. 409-425.

3) JOHNSON (W.H)

On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids.

Proc. Roy. Soc. London 23

1875 p. 168-179.

4) PRESSOUYRE (G.M.) - DOLLET (J.) - VIEILLARD-BARON (B.)

"Evolution des connaissances concernant la fragilisation des aciers par l'hydrogène". (1ère partie).

Mémoires et Etudes Sc. Revue de Métallurgie.

1982 - Avril p. 161-176.

5) FIDELLE (J.P.) - ARNOULD-LAURENT (R.) - ROUX (C.) - LACOMBE (P.)

atmosphère par l'hydrogène. "Fragilisation par l'hydrogène interne et externe".

Revue métallurg. XII^e Colloque métallurgie. "Facteurs mécaniques et métallurgiques de la rupture; notamment dans l'industrie nucléaire".

- Saclay (INSTN) (tiré à part)
- 1974 - Juin p. 437-517.
- 6) M'HIRSI (A.)
- "Influence de la pression sur la diffusion dans les métaux".
Mémoire Scientifique. Revue Métallurgie. LXIV n° 7/8
1967 p. 683-691.
- 7) ZAPFFE (C.A.) - SIMS (C.E.)
- Metals and alloys, 2.
1940 p. 145.
- 8) TROIANO (A.R.)
- Trans. Am. Soc. Mét.
1960 p. 54.
- 9) ORIANI (R.A.)
- Ber. der Buns. Gesell.
1972 p. 848.
- 10) PETCH (N.J.)
- Phil. Mag. 1
1956 p. 331.

ANNEXES 3 & 4

Annexe 3.1 - Certificat d'étalonnage de l'anneau

dynamométrique de la presse LABOTEST.

<u>Étalonnage de machine d'essais</u>									
appartenant à : <u>Ecole Nationale des Mines</u>					agents vérificateurs <u>MM Sybowicz Hardy</u>				
<u>de Douai</u>									
<u>Identification de la machine</u> marque : <u>LABOTEST</u> type : <u>1807</u> numéro : <u>12</u> usage : <u>Compression</u>					<u>Conditions d'essai</u> référence LCPC : <u>Piston à jauges</u> Echelle contrôlée : <u>60 KN</u> Intervalle de graduation : <u>0,5 KN</u> Piston sorti de : Lecture sans indicateur maxi : température : <u>°C</u>				
pour caractéristique limitée : <u>KN</u>									
Valeurs lues	1 ^{re}	2 ^e	3 ^e	4 ^e	5 ^e				
sur la machine	0	10	20	30	40	50	60		
en :	0	9,9	20	30,1	40,1	50,2	60,2		
moyenne :	0	9,9	20	30,1	40,1	50,2	60,2		
écart de fidélité									
observations:					résultat correspondant aux caractéristiques de la classe : <u>—</u>				

Annexe 3.2 - Courbe d'étalonnage du capteur A S T M.
-----