

N° d'ordre : 836

50376
1980
142

50376
1980
142

THÈSE

présentée à

L'UNIVERSITÉ DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR DE 3^{ème} CYCLE

par

Nicole UYSTPRUYST-LESAGE

CONTRIBUTION A L'ÉTUDE DE LA DUCTILITE DES ACIERS XC38 ET 16CD4



Soutenue le 27 juin 1980 devant la Commission d'Examen

MM.	P. PERROT	Président
	J. FOCT	Rapporteur
	J. OUDIN	Examineur
	M. FREMIOT	Examineur
	G. MESMACQUE	Examineur

DOYENS HONORAIRES De l'Ancienne Faculté des Sciences

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

PROFESSEURS HONORAIRES des Anciennes Facultés de Droit
et Sciences Economiques, des Sciences et des Lettres

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

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

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

PRESIDENT DE L'UNIVERSITE
DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

M. M.MIGEON.

PROFESSEURS - 1ère Classe

M. BACCHUS Pierre	Astronomie
M. BEAUFILS Jean-Pierre	Chimie Physique
M. BECART Maurice	Physique Atomique et Moléculaire
M. BILLARD Jean	Physique du Solide
M. BIAYS Pierre	Géographie
M. BONNOT Ernest	Biologie Végétale
M. BOUGHON Pierre	Algèbre
M. BOURIQUET Robert	Biologie Végétale
M. CELET Paul	Géologie Générale
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. DELHAYE Michel	Chimie Physique
M. DERCOURT Jean	Géologie Générale
M. DURCHON Maurice	Biologie Expérimentale
M. ESCAIG Bertrand	Physique du Solide
M. FAURE Robert	Mécanique
M. FOURET René	Physique du Solide
M. GABILLARD Robert	Electronique
M. GRANELLE Jean-Jacques	Sciences Economiques
M. GRUSON Laurent	Algèbre
M. GUILLAUME Jean	Microbiologie
M. HECTOR Joseph	Géométrie
M. HEUBEL Joseph	Chimie Minérale

M. LABLACHE-COMBIER Alain	Chimie Organique
M. LACOSTE Louis	Biologie Végétale
M. LANSRAUX Guy	Physique Atomique et Moléculaire
M. LAVEINE Jean-Pierre	Paléontologie
M. LEBRUN André	Electronique
M. LEHMANN Daniel	Géométrie
Mme LENOBLE Jacqueline	Physique Atomique et Moléculaire
M. LHOMME Jean	Chimie
M. LOMBARD Jacques	Sociologie
M. LOUCHEUX Claude	Chimie Physique
M. LUCQUIN Michel	Chimie Physique
M. MAILLET Pierre	Sciences Economiques
M. MONTREUIL Jean	Biochimie
M. PARREAU Michel	Analyse
M. PAQUET Jacques	Géologie Générale
M. POUZET Pierre	Analyse Numérique
M. PROUVOST Jean	Minéralogie
M. SALMER Georges	Electronique
Mme SCHWARTZ Marie-Hélène	Géométrie
M. SEGUIER Guy	Electrotechnique
M. STANKIEWICZ François	Sciences Economiques
M. TILLIEU Jacques	Physique Théorique
M. TRIDOT Gabriel	Chimie Appliquée
M. VIDAL Pierre	Automatique
M. VIVIER Emile	Biologie Cellulaire
M. WERTHEIMER Raymond	Physique Atomique et Moléculaire
M. ZEYTOUNIAN Radyadour	Mécanique

PROFESSEURS - 2ème Classe

M. AL FAKIR Sabah	Algèbre
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. BKOUCHE Rudolphe	Algèbre
M. BOBE Bernard	Sciences Economiques
M. BODARD Marcel	Biologie Végétale
M. BOILLY Bénoni	Biologie Animale
M. BOIVIN Jean-Claude	Chimie Minérale
M. BONNELLE Jean-Pierre	Chimie
M. BOSCO Denis	Probabilités
M. BREZINSKI Claude	Analyse Numérique
M. BRIDOUX Michel	Chimie Physique
M. BRUYELLE Pierre	Géographie
M. CAPURON Alfred	Biologie Animale
M. CARREZ Christian	Informatique
M. CHAMLEY Hervé	Géotechnique
M. CHAPOTON Alain	Electronique
M. COQUERY Jean-Marie	Psychophysiologie
Mme CORSIN Paule	Sciences de la Terre
M. CORTOIS Jean	Physique Nucléaire et Corpusculaire
M. COURBIS Bernard	Sciences Economiques
M. COUTURIER Daniel	Chimie Organique
M. CRAMPON Norbert	Sciences de la Terre
M. CROSNIER Yves	Electronique
Mme DACHARRY Montique	Géographie
M. DEBRABANT Pierre	Géologie Appliquée
M. DEGAUQUE Pierre	Electronique
M. DELORME Pierre	Physiologie Animale

M.	DE PARIS Jean-Claude	Mathématiques
M.	DEPREZ Gilbert	Physique du Solide et Cristallographie
M.	DERIEUX Jean-Claude	Microbiologie
M.	DEVRAINNE Pierre	Chimie Minérale
M.	DHAINAUT André	Biologie Animale
M.	DOUKHAN Jean-Claude	Physique du Solide
M.	DUBOIS Henri	Physique
M.	DUBRULLE Alain	Physique
M.	DUEE Gérard	Géologie
M.	DYMENT Arthur	Mécanique
Mme	EVRRARD Micheline	Chimie Appliquée
M.	FLAMME Jean-Marie	Technologie de Construction
M.	FOCT Jacques	Génie Mécanique
M.	FONTAINE Hubert	Physique
M.	FONTAINE Jacques	Electronique, Electrotechnique, Automatique
M.	FOURNET Bernard	Biochimie Structurale
M.	GOBLOT Rémi	Algèbre
M.	GOSSELIN Gabriel	Sociologie
M.	GOUDMAND Pierre	Chimie Physique
M.	GREVET Patrick	Sciences Economiques
M.	GUILBAULT Pierre	Physiologie Animale
M.	HERMAN Maurice	Physique Spatiale
M.	HOUDART René	Mathématiques
M.	JACOB Gérard	Informatique
M.	JOURNEL Gérard	Physique Atomique et Moléculaire
M.	KREMBEL Jean	Biochimie
M.	LAURENT François	Automatique
Mle	LEGRAND Denise	Algèbre
Mle	LEGRAND Solange	Algèbre
M.	LEMAIRE Jean	Physique
M.	LENTACKER Firmin	Géographie
M.	LEROY Jean-Marie	Méthodologie
M.	LEROY Yves	Electronique, Electrotechnique, Automatique
M.	LEVASSEUR Michel	Sciences Economiques
M.	LHENAFF René	Géographie
M.	LOCQUENEUX Robert	Physique Théorique
M.	LOSFELD Joseph	Informatique
M.	LOUAGE Francis	Electronique
M.	MACKE Bruno	Physique
M.	MAHIEU Jean-Marie	Physique Atomique et Moléculaire
M.	MAIZIERES Christian	Automatique
Mle	MARQUET Simone	Probabilités
M.	MESSELYN Jean	Physique Atomique et Moléculaire
M.	MIGEON Michel	Chimie Physique
M.	MIGNOT Fulbert	Analyse Numérique
M.	MONTEL Marc	Physique du Solide
M.	MONTUELLE Bernard	Biologie et Biochimie Appliquée
Mme	N'GUYEN VAN CHI Régine	Géographie
M.	NICOLE Jacques	Chimie Analytique
M.	NOTELET Francis	Electronique, Electrotechnique, Automatique
M.	PARSY Fernand	Mécanique
Mle	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
M.	POVY Lucien	Automatique
M.	RACZY Ladislas	Electronique
M.	RICHARD Alain	Biologie

M. RIETSCH François
M. ROGALSKI Marc
M. ROUSSEAU Jean-Paul
M. ROY Jean-Claude
M. SALAMA Pierre
Mme SCHWARZBACH Yvette
M. SCHAMPS Joël
M. SIMON Michel
M. SLIWA Henri
M. SOMME Jean
Mle SPIK Geneviève
M. STERBOUL François
M. TAILLIEZ Roger
M. THERY Pierre
M. TOULOTTE Jean-Marc
M. VANDORPE Bernard
M. VILETTE Michel
M. WALLART Francis
M. WATERLOT Michel
M. WERNER Georges
Mme ZINN-JUSTIN Nicole

Chimie
Analyse
Physiologie Animale
Psychophysiologie
Sciences Economiques
Mathématiques
Physique
Sociologie
Chimie Organique
Géographie
Biochimie
Informatique
Biologie
Electronique, Electrotechnique, Automatique
Automatique
Chimie Minérale
Résistance des Matériaux
Chimie
Géologie Générale
Informatique Fondamentale Appliquée
Algèbre

Ce travail a été commencé sous la direction de Monsieur le Professeur MONTARIOL. Nous avons bénéficié de ses conseils bienveillants. Nous garderons en mémoire l'exemple de courage qu'il a manifesté jusqu'au terme de sa maladie.

Nous exprimons notre reconnaissance à Monsieur PERROT, Professeur à l'Université de Lille I, qui a bien voulu nous faire l'honneur de présider le Jury de notre thèse.

Depuis qu'il nous a incité à poursuivre nos travaux expérimentaux et leur exploitation, Monsieur FOCT, Directeur du Laboratoire de Métallurgie, n'a cessé de nous apporter ses suggestions et ses critiques éclairées. Nous l'assurons de toute notre reconnaissance.

Messieurs les Professeurs FREMIOT et OUDIN, malgré les lourdes charges qu'ils assument à l'Ecole des Mines de Douai et à l'Université de Valenciennes, ont bien voulu participer à notre Jury et nous les en remercions vivement.

C'est un plaisir pour moi de remercier Monsieur MESMACQUE qui m'a fait bénéficier de son expérience dans l'étude des mécanismes de la rupture ductile.

Je remercie également mon époux, Jacky LESAGE, qui m'a considérablement aidé lors de la rédaction de ce mémoire.

PLAN DE LA THESE

INTRODUCTION

- CHAPITRE I : Matériaux et Inclusions
- I.1. Présentation des matériaux
 - I.2. Etude des inclusions
 - I.3. Résultats expérimentaux
 - I.4. Analyse comparative du paramètre a_0/b_0
 - I.5. Bilan
- CHAPITRE II : Essais de résilience. Résultats
- II.1. Essai de résilience au Charpy instrumenté
 - II.2. Résultats expérimentaux
 - II.3. Etude de l'énergie de résilience K_{CV}
 - II.4. Etude de la cristallinité
 - II.5. Etude du temps à la rupture fragile
 - II.6. Bilan
- CHAPITRE III : Essais de fatigue. Résultats
- III.1. Introduction
 - III.2. Conditions expérimentales
 - III.3. Résultats de la vitesse de fissuration
 - III.4. Analyse des résultats
 - III.5. Bilan
- CHAPITRE IV : Essais de traction. Résultats
- IV.1. Essai de traction simple
 - IV.1.1. Eprouvettes
 - IV.1.2. Résultats expérimentaux
 - IV.1.3. Analyse des résultats
 - IV.1.4. Bilan
 - IV.2. Essai de traction sur éprouvette à double entaille latérale
 - IV.2.1. Etude préliminaire
 - IV.2.2. Eprouvettes
 - IV.2.3. Résultats expérimentaux
 - IV.2.4. Analyse des résultats
 - IV.2.5. Bilan

- CHAPITRE V : Recherche d'un critère de ductilité à partir de l'essai de traction
- V.1. Caractéristiques générales de la rupture ductile
 - V.2. Cas de l'essai de traction
 - V.3. Recherche d'un critère de ductilité
 - V.3.1. Influence des inclusions
 - V.3.2. Influence de la matrice
 - V.4. Commentaires
- CHAPITRE VI : Conclusions
- ANNEXE I : Concepts fondamentaux de l'essai de résilience
- ANNEXE II : Fissuration par fatigue
- ANNEXE III : Caractéristiques de l'essai de traction
- ANNEXE IV : Critère de ductilité de G. Mesmacque

INTRODUCTION

Les activités engagées au Laboratoire de Métallurgie du regretté Professeur MONTARIOL dans le domaine des matériaux inclusionnaires permirent à LAZO LATORRE sur des aciers obtenus au four à induction (Réf. O.1), MESMACQUE sur des aciers à usinabilité améliorée (Réf. O.2), N. et J. LESAGE sur la simulation du comportement des inclusions dans des matrices en matière plastique (Réf. O.3 et O.4) de progresser dans la connaissance des phénomènes mis en jeu dans les matériaux comportant des inclusions de différents types.

Après une période d'incertitude qui fit suite au décès de Monsieur le Professeur MONTARIOL, Monsieur le Professeur FOCT a réorienté nos travaux vers le contrôle de validité de critères de ductilité et l'étude des phénomènes de fatigue.

Les aciers à usinabilité améliorée, riches en sulfures, se prêtent assez bien à une étude systématique de l'influence des inclusions sur les caractéristiques mécaniques des aciers.

Le soufre a longtemps été considéré comme une impureté néfaste qu'il convenait d'éliminer car il précipite en fin de solidification sous forme de sulfures de fer et de manganèse (Réf. O.5) et conduit lors de la déformation plastique à chaud, à un fibrage en particulier au cours du laminage. Des caractéristiques mécaniques anisotropes sont alors observées ; ainsi une faible quantité de soufre diminue la ductilité quand la déformation est perpendiculaire à la direction de laminage.

Cependant le soufre facilite les usinages en rendant le copeau cassant. On recherche donc un compromis entre l'usinabilité et les caractéristiques mécaniques.

Le sélénium de la famille du soufre offre des possibilités intéressantes car il forme avec le soufre et le manganèse des sulfures mixtes moins déformables et atténue ainsi l'effet néfaste du soufre sans diminuer l'usinabilité (Réf. O.6.)

On utilise aussi le plomb pour améliorer l'usinabilité car liquide aux températures de laminage, il donne des inclusions qui restent globulaires ; son rôle essentiel dans l'usinabilité est

d'agir comme lubrifiant en réduisant le coefficient de frottement entre l'outil et le copeau (Réf. O.7).

Au cours de recherches récentes, G. MESMACQUE dont l'objectif est d'établir une théorie mécanique de l'influence des paramètres inclusionnaires sur le comportement des aciers, a mis au point un critère de ductilité basé sur une loi de croissance des cavités (Annexe 4). Si nos recherches qui conduisent aussi à proposer un critère de ductilité sont relativement voisines, notre approche, plus pratique, s'éloigne sensiblement de la ligne mécanique suivie par MESMACQUE.

Ces deux points de vue ne sont pas antagonistes mais complémentaires et permettront sans doute d'établir à terme une théorie complète du comportement des matériaux inclusionnaires et de la rupture ductile.

INTRODUCTION - BIBLIOGRAPHIE

- O.1 M. LAZO LATORRE, Thèse de Docteur-Ingénieur, Lille, 1978
- O.2 G. MESMACQUE, Thèse d'Etat, Lille, 1978
- O.3 N. UYSTPRUYST, D.E.A., Lille, 1976
- O.4 J. LESAGE, D.E.A., Lille, 1977
- O.5 N.J. CAVAGHAN, J.A. CHAMPAN : "La nécessité des aciers à bas soufre", Journée internationale de la Sidérurgie, Paris, 4 Octobre 1973
- O.6 P. TORTERAT, Journée d'étude sur l'usinabilité des aciers spéciaux, 13 et 14 décembre 1973
- O.7 L. BÄCKER, Aciers spéciaux au plomb, Journée d'étude sur l'usinabilité des aciers spéciaux, 13 et 14 décembre 1973

CHAPITRE I

MATERIAUX ET INCLUSIONS

PLAN DU CHAPITRE I

I.1. PRESENTATION DES MATERIAUX

I.1.1. Analyse chimique

I.1.2. Corroyage

I.1.3. Prélèvement des éprouvettes

I.1.4. Traitements thermiques

I.1.5. Structure

I.2. ETUDE DES INCLUSIONS

I.2.1. Les inclusions dans les aciers

I.2.1.1. Les sulfures

I.2.1.2. Les aciers au plomb

I.2.2. Observation des inclusions

I.2.2.1. Nuances au soufre seul

I.2.2.2. Nuances au soufre-plomb (selenium)

I.2.3. Paramètres inclusionnaires

I.2.3.1. Paramètre lié à la teneur en inclusions

I.2.3.2. Paramètres liés à la forme et aux dimensions
des inclusions

I.2.3.3. Paramètres liés à la nature des inclusions et
à l'ensemble inclusion-matrice

I.3. RESULTATS EXPERIMENTAUX

I.4. ANALYSE COMPARATIVE DU PARAMETRE a_0/b_0

I.5. BILAN

CHAPITRE I - SYMBOLES UTILISES

- So : Section avant corroyage du lingot
S : Section après laminage du lingot
f : Fraction volumique des inclusions déduite de l'analyse chimique
à : Dimension moyenne mesurée des inclusions dans la direction parallèle au laminage
b : Dimension moyenne mesurée des inclusions dans la direction perpendiculaire au laminage
a₀ : Dimension moyenne réelle des particules dans la direction parallèle au laminage
b₀ : Dimension moyenne réelle des particules dans la direction perpendiculaire au laminage
 $\left(\frac{a_0}{b_0}\right)$: Facteur de forme
A/p : Facteur de forme de MARSTON et MURRAY
σ_y : Limite élastique de la matrice
σ'_y : Limite élastique de l'inclusion
K_t : Facteur de concentration de contrainte
K_{tL} : Facteur de concentration de contrainte dans le sens long
K_{tT} : Facteur de concentration de contrainte dans le sens travers
ν : Rapport de déformation rationnelle de l'inclusion sur la déformation rationnelle de la matrice (indice de déformation ou de plasticité relative selon MALKIEWICS)

Dans ce chapitre, nous allons décrire les nuances d'acier à usinabilité améliorée qui ont servi de base à notre étude et les principaux paramètres inclusionnaires qui gouvernent les caractéristiques de ductilité d'un matériau donné.

I.1. PRESENTATION DES MATERIAUX

I.1.1. Analyse chimique

L'étude a été effectuée sur des aciers du type XC 38 et 16 CD4 dont les compositions chimiques figurent au tableau I.1.

Nuance	C	Mn	S	Pb	Se	Cr	Mo
XC 38 à bas soufre	0,36	0,60	0,005	-	-	-	-
XC 38 à moyen soufre	0,37	0,62	0,032	-	-	-	-
XC 38 à haut soufre	0,40	0,62	0,070	-	-	-	-
XC 38 Pb	0,37	0,58	0,018	0,205	-	-	-
XC 38 Pb Se	0,38	0,74	0,076	0,210	0,028	-	-
16 CD4	0,19	0,67	0,015	-	-	1,28	0,23
16 CD4 Pb	0,19	0,66	0,035	0,160	-	1,05	0,20

Tableau I.1. : Composition chimique en %

I.1.2. Corroyage

Le taux de corroyage est défini comme le rapport de la section initiale (s_0) du lingot à la section après laminage (s).

Pour toutes les nuances, il est égal à $\frac{s_0}{s} = 16$

I.1.3. Prélèvement des éprouvettes

Le prélèvement est défini par sa direction par rapport à la direction de laminage. Pour rendre compte de l'anisotropie des caractéristiques mécaniques, les éprouvettes ont été prélevées dans des directions parallèle (sens long) et perpendiculaire (sens travers) à la direction du laminage (Figure I.1.)

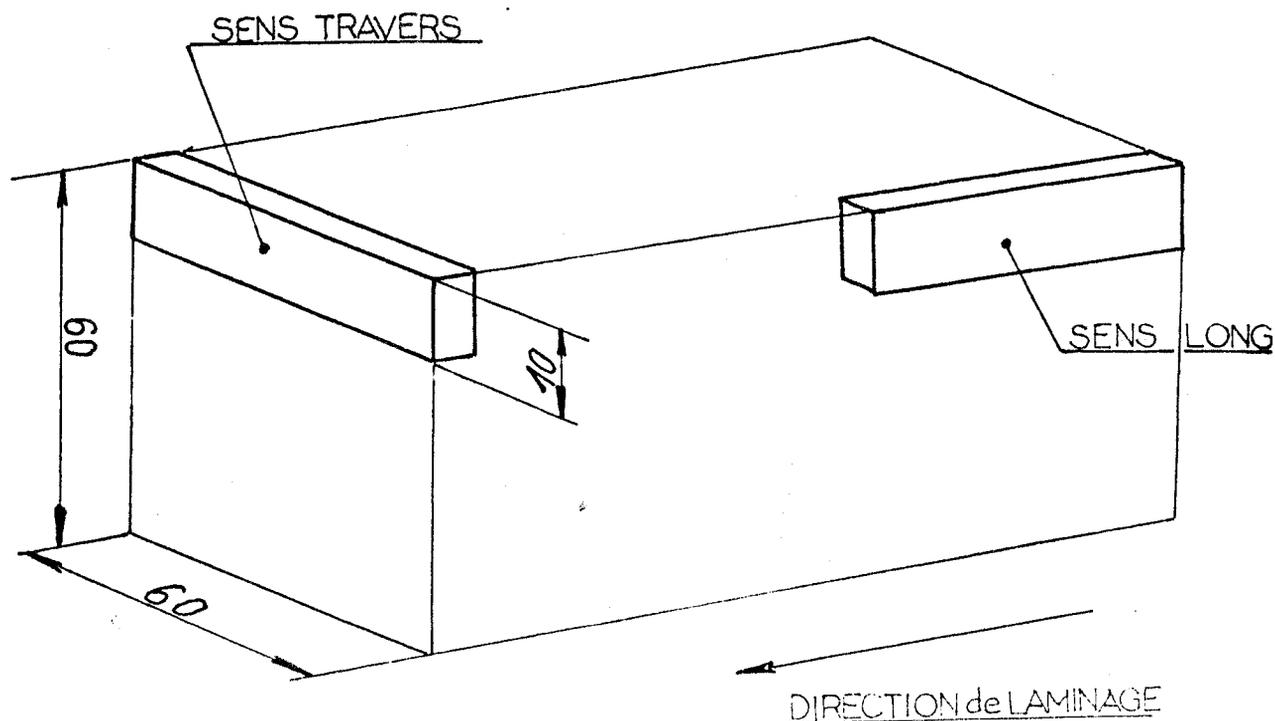


Figure I.1. : Prélèvement classique des éprouvettes dans le sens long et dans le sens travers.

L'orientation des lits d'inclusions selon le mode de prélèvement, est représentée schématiquement sur la figure I.2 par des traits parallèles.

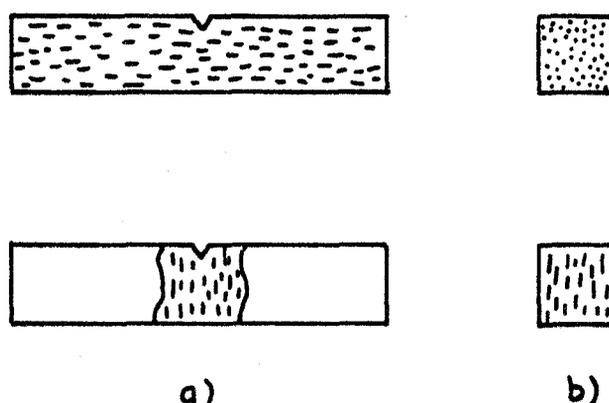


Figure I.2. : Représentation schématique de l'orientation des inclusions dans l'éprouvette

a) sur une coupe perpendiculaire à l'entaille

b) sur une coupe parallèle à l'entaille

I.1.4. Traitements thermiques

Les aciers ont subi les traitements suivants :

- normalisation :

Austénisation à 850° C pour les aciers du type XC 38, et à 900° C pour les aciers du type 16 CD4, pendant une demi-heure, suivie d'un refroidissement à l'air.

- trempe revenu

Austénisation à 850° C pour les nuances XC 38 et à 900° C pour les nuances 16 CD4, pendant une demi-heure, suivie d'une trempe à l'eau ; puis d'un revenu à 550° C pendant une heure.

Ces deux traitements ont permis d'obtenir les limites élastiques σ_y (en MPa) suivantes (Tableau I.2.)

Nuance	XC 38 bas soufre	XC 38 moyen soufre	XC 38 haut soufre	XC38Pb	XC 38 Pb Se	16 CD4	16 CD4 Pb
Normalisation	505	540	495	470	495	620	520
Trempe revenu	790	810	830	790	870	880	860

Tableau I.2. : Limites élastiques (en MPa)

On observe une légère diminution de la limite d'élasticité pour les nuances au plomb : cela est dû à l'influence néfaste du plomb sur la trempabilité du métal par un effet qui est attribué à son action sur l'affinage des grains δ (Réf. I.1.).

On a obtenu pour les différentes nuances, les duretés suivantes :

XC 38 à l'état normalisé	:	82-84 HRb
XC 38 à l'état trempé-revenu	:	23-24 HRC
16 CD4 à l'état normalisé	:	85-87 HRb
16 CD4 à l'état trempé revenu	:	25-27 HRC

L'introduction de plomb ne modifie pas la dureté de la matrice.

I.1.5. Structure

- aciers du type XC 38

Après normalisation, nous obtenons structure ferrito-perlitique (Photo 1). La taille du grain austénitique est d'environ 8-9 (selon la norme Afnor). Le diamètre moyen est de 20 μm .

Après trempe et revenu, nous obtenons une structure intermédiaire de martensite et bainite revenue (Photo 2).

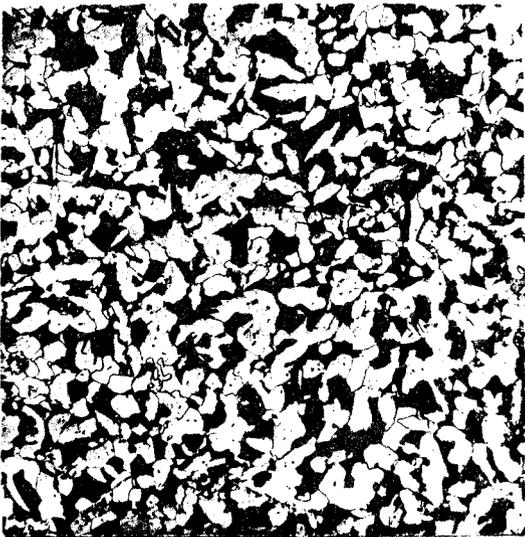


photo 1. Structure Ferrito-perlitique. Acier XC38 à l'état normalisé.



photo 2. Structure intermédiaire entre la martensite et la bainite revenue. Acier XC38 à l'état trempé-revenu.

- aciers du type 16 CD4

Les structures obtenues après normalisation et après trempe et revenu sont semblables à celles obtenues pour les aciers du type XC 38, respectivement (Photos 3 et 4).

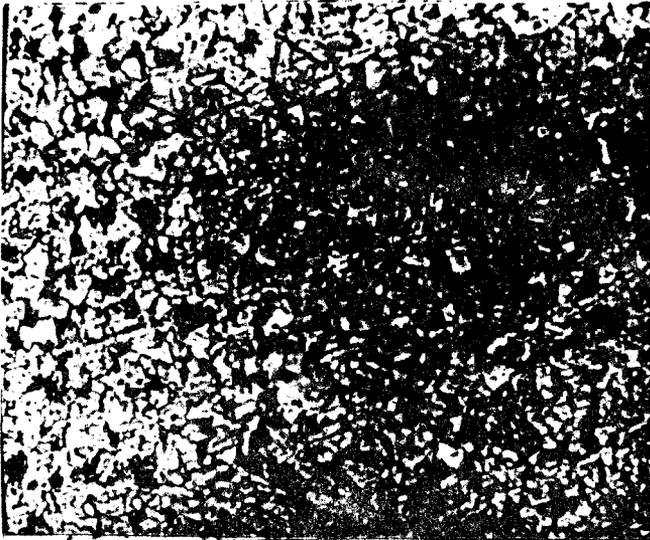


photo 3. Nuance 16CD4
à l'état normalisé

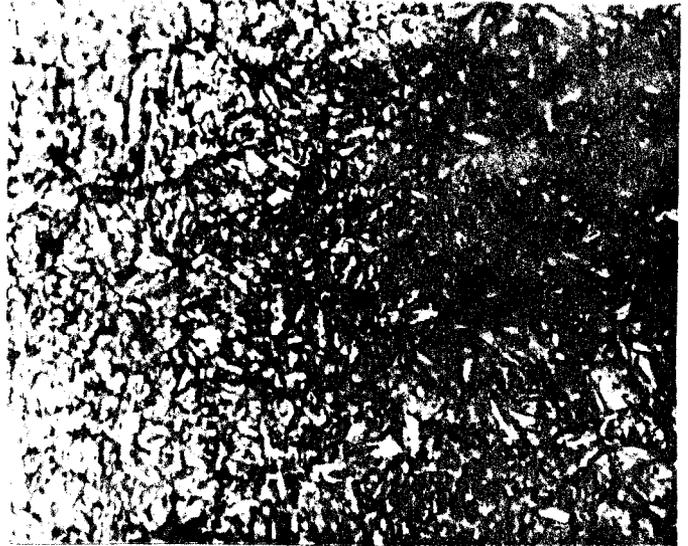


photo 4. Nuance 16CD4 à
l'état trempé-revenu.

I.2. ETUDE DES INCLUSIONS

I.2.1. Les inclusions dans les aciers

I.2.1.1. Les sulfures

Dans les aciers au carbone, le soufre est à l'état de sulfure de manganèse MnS quand la teneur en Mn est suffisante.

On distingue trois types de précipitation des sulfures à l'état brut de coulée, selon la classification de SIMS (Réf. I.2. et I.3.) :

- les sulfures de type I se présentent sous forme globulaire et sont uniformément repartis dans la matrice (Réf. I.4.)

- les sulfures de type II, ou sulfures eutectiques sont rassemblés en lamelles aux joints de grains primaires. Au cours du

laminage, ces lamelles donnent naissance à des chapelets d'inclusions et à une répartition en bandes.

- les sulfures de type III ont une forme anguleuse et paraissent situés aux points triples des joints primaires ; ils sont très déformables.

Le type I se rencontre surtout dans les aciers doux de décolletage semi-calmés. Dans les aciers de construction au carbone ou alliés, la désoxydation par Si ou Al fait apparaître le type II. Les sulfures de type III se forment en présence d'un excès d'aluminium et d'une teneur en carbone et en silicium suffisante.

I.2.1.2. Les aciers au plomb

a) le plomb dans l'acier

Les éléments non miscibles au fer comme le plomb (ou le bismuth) se retrouvent dans l'acier sous forme d'inclusions métalliques.

En plus de la composition et de la nature des inclusions certains auteurs (Réf. I.5.) ont suivi tout particulièrement l'évolution du facteur de forme A/p proposé par MARSTON et MURRAY (Réf. I.6) qui caractérise l'épaisseur moyenne des inclusions sur une section transversale et donne une bonne définition de leur morphologie, en particulier de la globularisation des sulfures et de la déformation de ces inclusions lors du laminage à chaud ou de l'étirage à froid.

b) Aciers au plomb avec des teneurs en soufre inférieures à 0,050 %

Le plomb s'y trouve soit sous forme de particules très fines isolées avec une dimension inférieure à $2 \mu\text{m}$ ($0,1$ à $2 \mu\text{m}$), soit en association avec des inclusions de sulfure MnS ou d'oxydes qu'il enveloppe partiellement ou totalement. La dimension des particules de plomb est alors plus grande, allant de 15 à $18 \mu\text{m}$ dans certains cas. Il ne se forme pas de sulfure de plomb. Avec des teneurs en soufre supérieures à $0,015$ %, on trouve d'une part le sulfure de manganèse non associé de type II eutectique sur les

anciens joints de grains δ , et des composés mixtes MnS + Pb ou MnS + oxydes + Pb qui sont répartis au hasard et qui sont de type I globulaire. D'une façon analogue au sélénium et au tellure, le plomb contribue à la globularisation des sulfures : le plomb qui enrobe les sulfures freine leur déformation au cours du laminage et maintient un facteur de forme A/p élevé. Les sulfures associés restent relativement globulaires après laminage à chaud et se fragmentent peu au cours des opérations d'étirage à froid.

c) aciers au plomb à haute teneur en soufre (> 0,050 %)

Compte tenu des rapports Mn/S, les phases de sulfures sont constituées uniquement de Mn(Fe)S avec des teneurs en fer inférieures à 2 %. Les sulfures sont soit du type II eutectique, soit - en association avec des particules de plomb - du type I globulaire. L'effet du plomb sur la globularisation des sulfures est donc très caractéristique et l'on constate qu'il n'existe pratiquement plus de plomb non associé en dispersion fine (Réf. I.5.). Il est donc probable que la quantité importante de sulfure de manganèse favorise la précipitation de la quasi-totalité du plomb sous forme d'inclusions associées.

d) aciers au plomb et au sélénium

Les phases de sulfures rencontrées sont de type (MnSe) (S₂Se) et (Mn Fe Cr) (S₂Se), mais on ne trouve pas de composé MnSe. BÄCKER (Réf. I.5.) aurait de son côté décelé la présence de PbSe, mais sans pouvoir, à cause de la finesse des inclusions déterminer leur composition chimique.

L'action commune du plomb et du sélénium sur la globularisation des sulfures est très nette ainsi que la résistance à la déformation lors du corroyage.

I.2.2. Observation des inclusions

I.2.2.1. Nuances au soufre seul

Les inclusions de sulfure sont très allongées dans la direction du laminage, leur dimension pouvant atteindre plusieurs

dizaines de fois la largeur (dimension de l'inclusion perpendiculaire à la direction du laminage) (Photo 5).



10 μ

Photo 5. Sulfure monophasé filiforme
Acier XC38 à bas soufre.

I.2.2.2. Nuances au plomb et plomb selenium

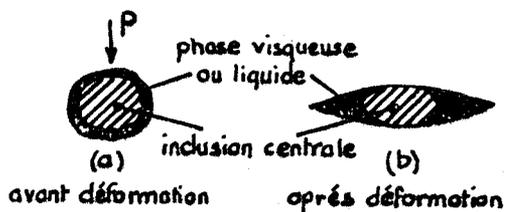
On rencontre des inclusions de sulfure nettement moins allongées dans la direction du laminage que les particules observées précédemment, et des inclusions polyphasées de MnS + Pb où une partie du plomb enrobe les inclusions de sulfure (Photo 6).



100 μ

Photo 6 - Inclusion polyphasée déformée dans le sens du laminage
Acier XC 38 Pb Se

L'inclusion polyphasée suit le modèle de déformation décrit par BELLOT (Réf. I.7.) (Figure I.2.)



I.2.3. Paramètres inclusionnaires

I.2.3.1. Paramètre lié à la teneur en inclusions : fraction volumique f

Le plomb, comme le sélénium participent directement à la formation des inclusions sulfureuses, soit parce qu'il les enrobe soit parce qu'il forme avec le soufre une solution solide (MnS, MnSe) Pour tenir compte de ces rôles joués par le plomb et le sélénium dans la formation des inclusions de sulfure, nous avons exprimé le pourcentage en volume de la phase sulfure par la relation suivante :

$$f = 5,35 \% S + 1,96 \% Se + 0,69 \% Pb \text{ (Réf. I.7.)}$$

Cette relation fait intervenir la densité relative des différentes phases mais ne rend cependant compte ni de la forme, ni de l'orientation des inclusions par rapport à la direction de sollicitation.

I.2.3.2. Paramètres liés à la forme et aux dimensions des inclusions

a) analyse microscopique

Nous avons procédé au comptage des inclusions et à la mesure de leurs paramètres de forme sur des coupes métallographiques parallèles à la direction de laminage. Les mesures ont été faites au microscope optique au grossissement 600.

Nous avons ainsi mesuré :

- la surface observée de l'échantillon (s)
- la longueur de chaque inclusion (a)
- la largeur de chaque inclusion (b)

et compté le nombre total (Nb) de particules observées dans la surface analysée.

b) modèle choisi

Pour déterminer les différents paramètres inclusionnaires, nous avons choisi le modèle d'alignement des inclusions de DEHOFF

(réf. I.8.). Nous supposons que les particules sont des ellipsoïdes de révolution dont les axes longs sont parallèles à la direction de laminage ; ainsi pour toutes les coupes choisies, les sulfures ont la forme d'une ellipse présentant le même rapport axial que l'ellipsoïde dont il est la section. On peut vérifier sur une coupe perpendiculaire à la direction de laminage que les sulfures présentent effectivement une section relativement circulaire (Figure I.3.).

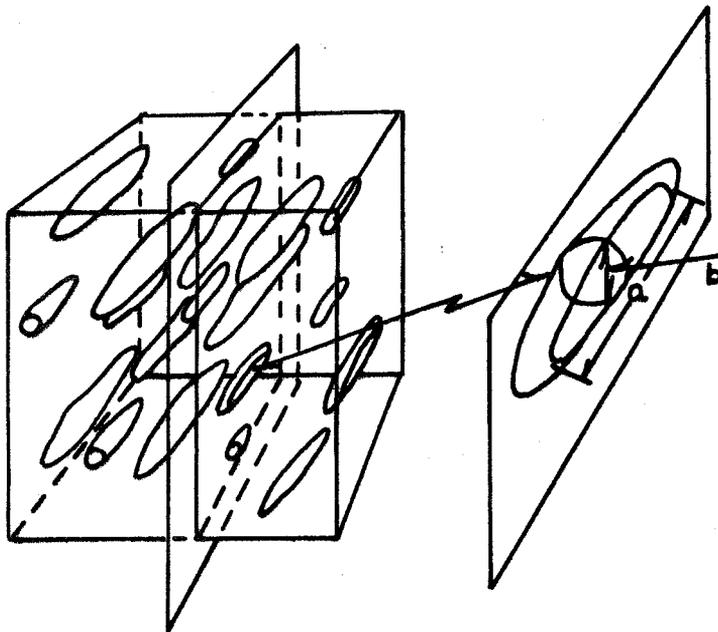


Figure: I.3. Modèle d'alignement des inclusions
d'après DEHOFF

c) paramètres décrivant l'inclusion

De nos mesures expérimentales, nous avons déduit tout d'abord un certain nombre de paramètres classiques caractéristiques de l'état inclusionnaire :

- longueur moyenne des sulfures $\bar{a} = \Sigma a_i / Nb$ (en μm)
- largeur moyenne des sulfures $\bar{b} = \Sigma b_i / Nb$ (en μm)
- facteur de forme = $\frac{\bar{a}}{\bar{b}}$

d) dimensions réelles des particules

Pour tenir compte du fait que les inclusions sont observées et mesurées dans un plan pris au hasard et non sur le plan médian de chaque inclusion, les valeurs expérimentales obtenues ont été multipliées par un facteur correctif (Figure I.4.).

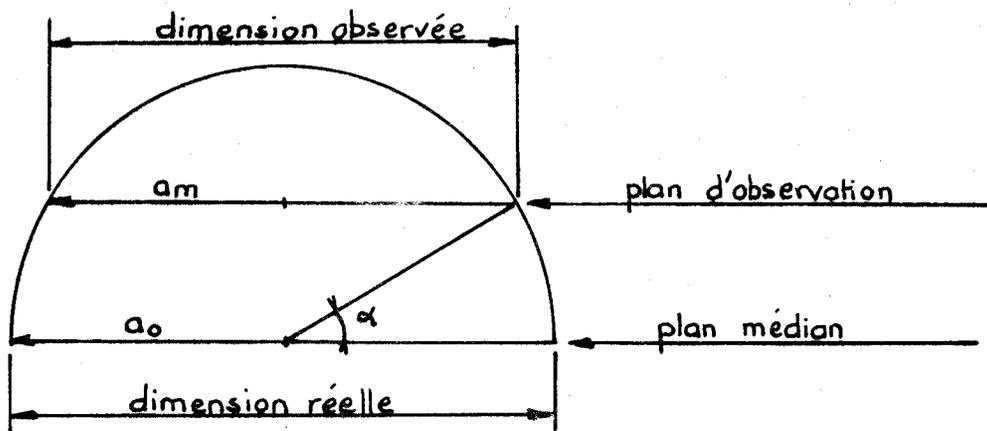


Figure I.4 dimensions réelles des inclusions.

a_m = dimension mesurée sur le plan d'observation

$$a_n = a_0 \cos \alpha$$

$$a_{\text{moyen}} = \frac{2a_0}{\pi} \int_0^{\pi/2} \cos \alpha \, d\alpha$$

$$= a_0 \times \frac{2}{\pi}$$

d'où : diamètre moyen réel des particules :

$$D_0 = 2 a_0 = D_{\text{moyen observé}} \times \frac{\pi}{2}$$

On a de même pour b

I.2.3.3. Paramètres liés à la nature de l'inclusion et à l'ensemble inclusion-matrice

a) facteur de concentration de contrainte K_t

La haute déformabilité des sulfures dans une gamme très

étendue de température est un fait caractéristique parmi les inclusions habituellement rencontrées dans les aciers. Au cours du travail à chaud, le sulfure de manganèse prend la forme d'un ellipsoïde plus ou moins régulier dont la géométrie peut être caractérisée par le rapport des axes. L'inclusion reste en contact étroit avec la matrice car le coefficient de dilatation des sulfures est égal ou supérieur à celui de la matrice ; les contraintes thermiques sont faibles et peuvent être négligées. Nous sommes donc dans un cas tout à fait favorable pour estimer le facteur de concentration de contrainte K_t à partir du facteur de forme des inclusions.

INGLIS (Réf. I.9.) donne le facteur de concentration de contrainte K_t en fonction du facteur de forme de l'inclusion : celle-ci pouvant être assimilée à un vide ou à une inclusion solide de limite d'élasticité σ'_y .

La diminution du rapport σ'_y/σ_y (σ_y = limite élastique de la matrice) abaisse la valeur de K_t . Pour $\sigma'_y/\sigma_y = 0$, dans un trou placé dans une plaque infinie :

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\text{nom}}}$$

$$K_t = 1 + \frac{2a}{b}$$

où (a) est le diamètre de la section du trou perpendiculaire à l'effort principal

et (b) est l'épaisseur (Figure I.5.)

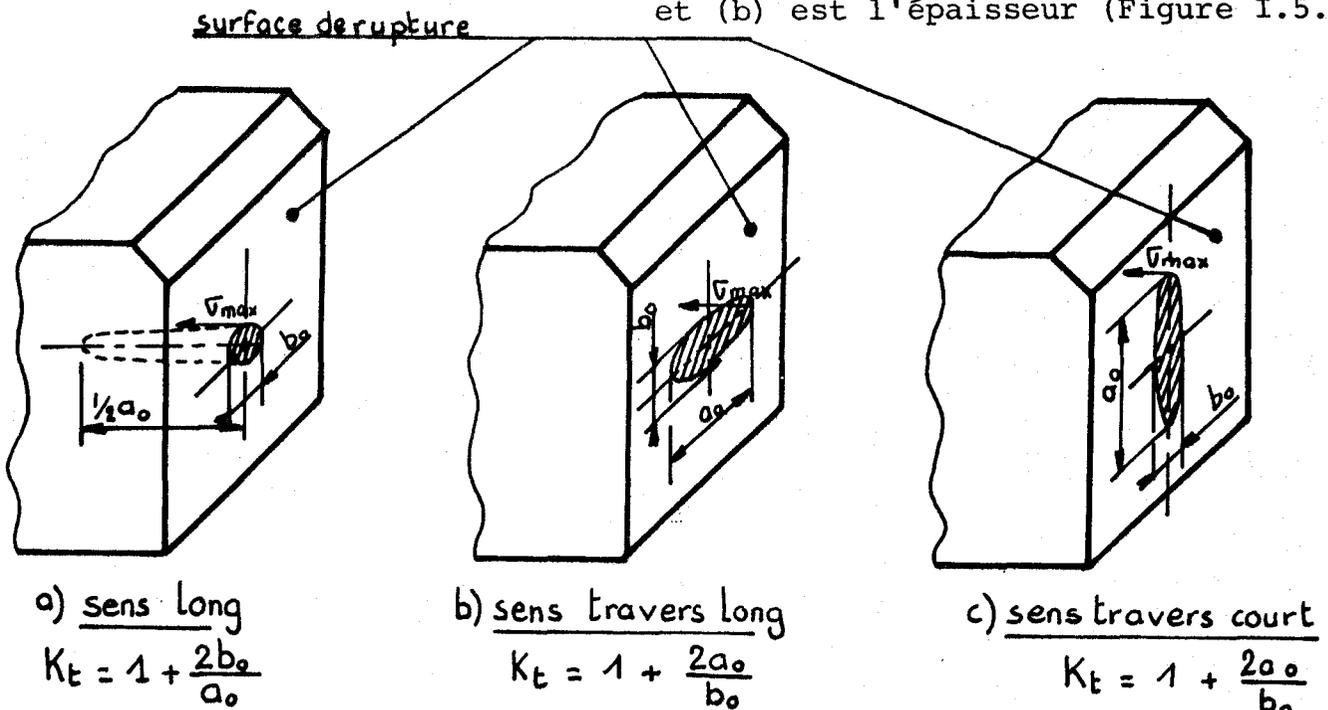


Figure I.5. facteurs de concentration de contrainte K_t et sens de prélèvement (ref. I.9).

b) déformation relative inclusion-matrice

Au microscope optique on observe que les inclusions sulfureuses sont allongées dans le sens du laminage.

Le degré d'allongement des sulfures après laminage dépend du taux de corroyage, et surtout de leur résistance à la déformation à la température de laminage. Cette résistance est caractérisée par l'indice de "plasticité relative" v .

Cet indice a été défini par MALKIEWICS (Ref. I.10.) comme étant le rapport des allongements intégrés de l'inclusion ϵ_i et de l'acier ϵ_a en supposant que l'inclusion après laminage est un ellipsoïde de révolution où a est le grand axe et b le petit axe

$$v = \epsilon_i / \epsilon_a$$

$$v = -\frac{2}{3} \frac{\text{Log } \alpha}{\text{Log } \delta}$$

$$\alpha = \frac{b}{a}$$

$$\delta = \frac{S_0}{S} \text{ (taux de corroyage)}$$

Pour $v = 0$, l'inclusion ne se déforme pas

Pour v compris entre 0 et 1, l'inclusion se déforme moins que l'acier.

Pour v supérieur à 1, l'inclusion se déforme plus que l'acier

I.3. RESULTATS EXPERIMENTAUX

Les résultats des différents paramètres inclusionnaires sont rassemblés dans le Tableau I.3.

Nuances Paramètres	XC 38 bas soufre	XC 38 moyen soufre	XC 38 haut soufre	XC38Pb	XC 38 Pb Se	16 CD4	16CD4Pb
a_0 en μm	5,7	8,1	6,4	7,8	13,4	7,9	8,7
b_0 en μm	1,2	1,0	1,1	1,8	3,5	1,0	1,6
a_0/b_0	4,75	8,10	5,82	4,33	3,83	7,90	5,44
f	0,0214	0,1712	0,375	0,232	0,597	0,092	0,312
v	0,375	0,500	0,420	0,353	0,323	0,497	0,407
K_{tL}	1,42	1,25	1,34	1,46	1,52	1,25	1,37
K_{tL}	10,50	17,20	12,64	9,67	8,66	16,80	11,88

Tableau I.3. Paramètres inclusionnaires

a_0 , et b_0 sont les paramètres micro-inclusionnaires définis à partir de \bar{a} et \bar{b} (longueur et largeur moyennes observées) et du modèle de distribution en carré des défauts.

I.4. ETUDE COMPARATIVE DU FACTEUR DE FORME a_0/b_0

Le facteur de forme a_0/b_0 (Tableau I.3.) prend les valeurs les plus faibles pour les nuances au plomb et au plomb-selenium, quelle que soit la matrice XC 38 ou 16 CD4 : le plomb qui enrobe les sulfures freine leur déformation au cours du laminage et ceux-ci restent relativement globulaires après l'opération.

La longueur des sulfures augmente avec le pourcentage de soufre. Pour des teneurs en soufre élevées, le fractionnement des sulfures au cours du laminage est plus important, d'où des dimensions a_0 plus faibles que dans les nuances à moyen soufre

Les dimensions a_0 et b_0 double et triple respectivement de la nuance XC 38 à haut soufre (0,070 % S) à la nuance

XC 38 Pb Se (0,076 % S) : l'association plomb-selenium, deux éléments durcissant la phase sulfure, conduit à des inclusions polyphasées de grandes dimensions avec un facteur de forme a_0/b_0 relativement bas.

I.5. BILAN

En sens long, le facteur de concentration de contrainte K_{tL} reste voisin de 1,3 (Tableau I.3.) : dans ce cas le nombre et la taille des inclusions contrôleront les caractéristiques mécaniques.

En travers, le facteur de concentration de contrainte K_{tL} varie de 8,6 à 17, entraînant des variations importantes des propriétés mécaniques.

CHAPITRE I - BIBLIOGRAPHIE

- I.1. L. BÄCKER "Aciers spéciaux au plomb pour la construction mécanique". VIIe colloque hispano-français, 10 juin 1976
- I.2. SIMS, DAHL, Trans. AIME 1958 p. 65
- I.3. L.E. SIMS, Trans. AIME 1959 p. 367
- I.4. T.J. BAKER, J.A. CHARLES, Journal of Iron and Steel Institute, Février 1971, p. 680
- I.5. L. BÄCKER et al : "l'usinabilité des aciers spéciaux", Journée d'étude des 13 et 14 décembre 1973, p. 51 - 539
- I.6. MARSTON, MURRAY, J.I.S.I., 1970, 208, p. 568-575
- I.7. J. BELLOT : thèse Nancy, 1972, n° A0372
- I.8. R. DEHOFF, F. RHINES, Microscopie qualitative, Edition Masson p. 141
- I.9. INGLIS, Engineering, London, Vol. 95, p. 415, 1913
- I.10. MALKIEWICS, S. RUDNICK, J.I.S.I., Mars 1973

CHAPITRE II

ESSAIS DE RESILIENCE - RESULTATS

PLAN DU CHAPITRE II

INTRODUCTION

II.1. ESSAI DE RESILIENCE AU CHARPY INSTRUMENTE

II.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX

II.2.1. Etude de l'énergie de résilience K_{CV}

II.2.2. Etude de la cristallinité

II.2.3. Etude du temps à la rupture fragile

II.3. BILAN

CHAPITRE II - SYMBOLES UTILISES

- KcV : Energie de résilience Charpy V $\left(\begin{array}{l} \text{KcV}_L \text{ en sens long} \\ \text{KcV}_T \text{ en sens travers} \end{array} \right.$
- R : Chute de résilience : rapport de l'énergie Charpy V de la nuance de référence sur l'énergie Charpy V d'une autre nuance
- R_L : Chute de résilience en sens long
- R_T : Chute de résilience en sens travers
- A : Coefficient d'anisotropie de résilience = $\frac{\text{KcV}_L \text{ max}}{\text{KcV}_T \text{ max}}$
- trf : temps à la rupture fragile
- K % : cristallinité en %
- T 50 % : Température de transition correspondant au demi-saut du passage du niveau fragile au niveau ductile.

INTRODUCTION

A la différence de l'essai de traction (voir chapitre IV) où l'on s'intéresse en général plus à la déformation plastique de l'éprouvette qu'à sa rupture, l'essai de résilience a pour but de mesurer l'énergie de rupture à grande vitesse de déformation. Pour cela on impose à l'éprouvette des facteurs fragilisants qui sont :

- l'entaille qui crée un état de contraintes triaxiales important au fond d'entaille
- la vitesse d'application de la charge traduite par la vitesse du couteau au moment où il atteint l'éprouvette (5,5 m/s)
- la température d'essai que l'on fait varier de -196°C (température de l'azote liquide) à environ 100°C .

Les principes fondamentaux de l'essai de résilience sont donnés en annexe 1.

II.1. ESSAI DE RESILIENCE AU CHARPY INSTRUMENTE

II.1.1. L'Appareillage

L'appareillage est un mouton pendule de 15 daJ instrumenté qui permet l'enregistrement de l'effort en fonction du temps pendant la rupture sur un oscilloscope Tektronic à écran rémanent. L'alimentation des jauges de contraintes, d'une résistance de 120 ohms chacune, est stabilisée par des diodes Zeener. Des cellules photoélectriques assurent le déclenchement du balayage. L'étalonnage est fait en dynamique.

II.1.2. Les éprouvettes

On utilise des éprouvettes Charpy V dont les dimensions sont données sur la figure II.1.

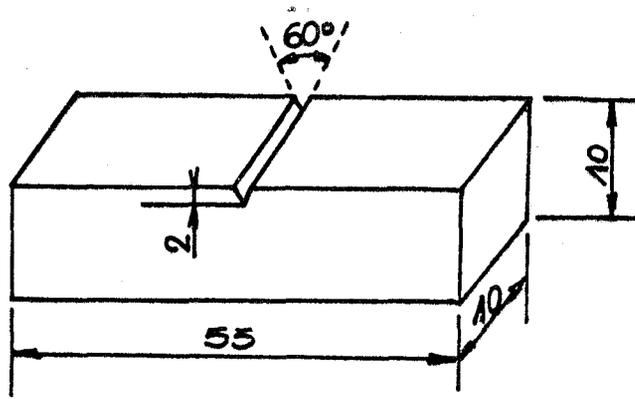


Figure: II.1. Dimensions de l'éprouvette Charpy V

II.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX DE L'ESSAI DE RESILIENCE

Les résultats obtenus sont rassemblés dans le tableau II.1.

Nuance		XC 38 bas soufre	XC 38 moyen soufre	XC 38 haut soufre	XC38Pb	XC 38 Pb Se	16CD4	16CD4Pb
L O N G	KcV L (daJ)	11,90	9,1	8,1	8,95	5,9	14,35	8,125
	R _L	1	1,307	1,469	1,329	2,017	1	1,769
T R A V E R S	KcV _T (daJ)	5,06	1,9	1,6	3,1	2,9	5,5	3,75
	R _T	1	2,663	3,16	1,629	1,744	1	1,467
A		2,35	4,78	5,06	2,88	2,03	2,61	2,17

a) Etat normalisé

L O N G	KcV L (daJ)	15,6	11,25	6,25	13,75	5,6	17,5	10
	R _L	1	1,386	2,496	1,134	2,78	1	1,750
T R A V E R S	KcV _T (daJ)	3,81	1,16	0,30	2,05	1,25	3,75	2
	R _T	1	3,284	12,7	1,858	3,048	1	1,875
A		4,09	9,70	20,8	6,71	4,48	4,65	5

b) Etat trempe-revenu



- KcV_L : énergie de résilience Charpy V en sens long
KcV_T : énergie de résilience Charpy V en sens travers
A : coefficient d'anisotropie de résilience = $\frac{KcV_{Lmax}}{KcV_{Tmax}}$
R : chute de résilience = $\frac{KcV \text{ nuance de référence}}{KcV \text{ autre nuance}}$,

pour un même type d'acier (la nuance dont la teneur en soufre est la plus basse a été choisie comme nuance de référence.

II.2.1. Etude de l'énergie de résilience KcV

- A l'état normalisé, en sens long (figure II.2.), l'influence de la teneur en soufre est prépondérante : la valeur des niveaux d'énergie ductile décroît quand la teneur en soufre croît (nuances XC 38 et 16 CD4). Le niveau d'énergie ductile de la nuance 16 CD4 à 0,015 % S est très élevé, supérieur à celui de la nuance XC 38 à 0,004 % S, le taux de carbone étant plus faible dans les nuances 16 CD4 ; il diminue de façon importante pour la nuance 16 CD4 Pb (R grand) : on retrouve ici le fait que plus la matrice est dure, plus elle est sensible aux inclusions.

- A l'état normalisé, en sens travers (Figure II.3.), selon de nombreux auteurs parmi lesquels MESMACQUE (Réf. II.1.), BELLOT (Réf. II.2.), BÄCKER (Réf. II.3.), la valeur du niveau ductile décroît fortement quand la teneur en inclusions sulfureuses croît ; et la globularisation de ces mêmes inclusions amène un relèvement important du niveau ductile.

Nos résultats confirment ces travaux : la chute de résilience (Tableau II.1.) est moins importante dans le sens travers que dans le sens long, du fait de la globularisation des sulfures. Sur les éprouvettes prélevées en travers, l'augmentation du nombre de "lignes" de sulfures favorise la propagation de la cassure et entraîne une baisse de résilience. L'énergie élastique emmagasinée dans l'éprouvette à l'amorce de la fissure est suffisante pour la propager de façon brutale. Dans les nuances à sulfures globulaires, la rupture a lieu par striction interne des ligaments non filiformes après une déformation importante qui se fait avec absorption d'énergie : en sens travers, les nuances à sulfures filiformes présentent

une rupture à aspect fibreux dite en "bois pourri" avec des fossés parallèles orientés dans le sens du laminage (Photo 2). Avec des sulfures globulaires, les fossés très allongés font place à des chapelets de cupules polyédriques dont la largeur est considérable par rapport à celle des inclusions qui leur ont donné naissance (Photo 1).

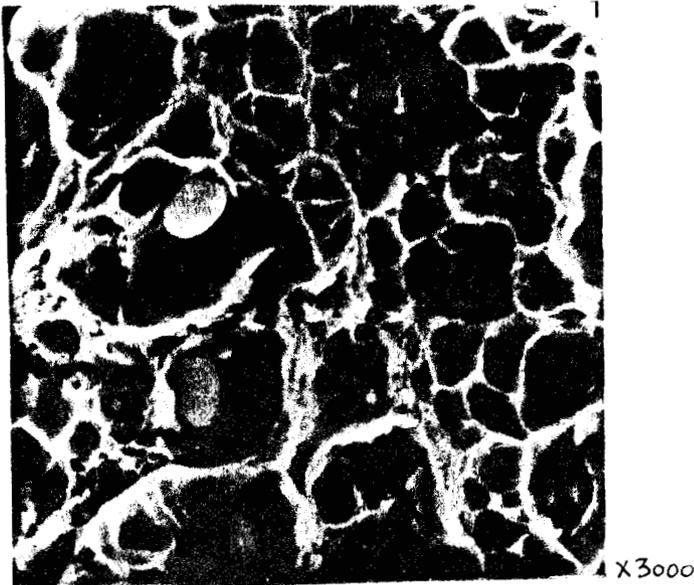


photo 1. XC38 Pb Se.
Sens travers . Etat normalisé



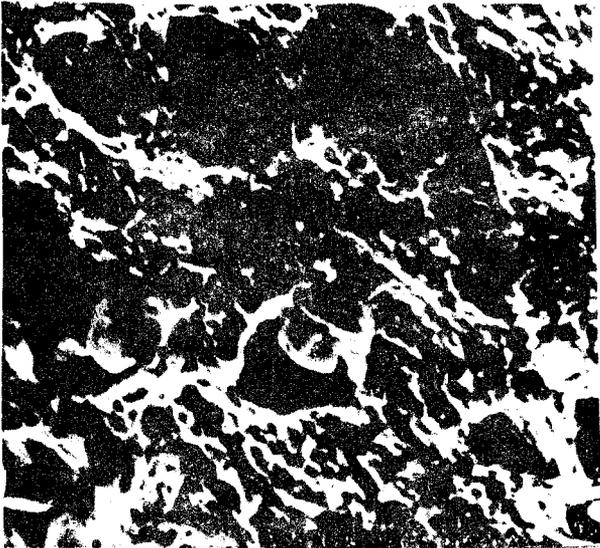
photo 2. XC38 moyen soufre
Sens travers . Etat normalisé.

A l'état trempé revenu le comportement des différentes nuances est analogue à celui observé à l'état normalisé.

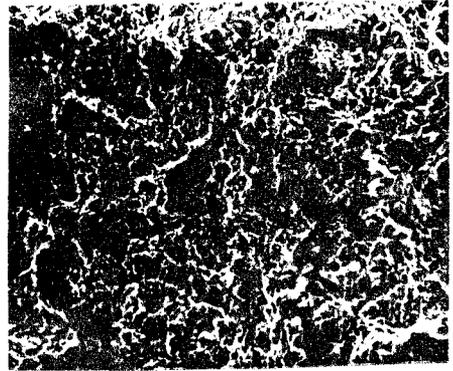
- En sens long à l'état trempé-revenu (Figure II.4.), les inclusions de sulfure ont une influence néfaste sur le niveau d'énergie ductile ; celui-ci diminue quand la teneur en soufre augmente.

Les valeurs des niveaux ductiles des nuances à bas et moyen soufre (XC 38 0,004 % S, XC 38 0,032 % S et XC 38 Pb) sont plus élevées à l'état trempé-revenu qu'à l'état normalisé, la ma-

trice étant plus dure à l'état trempé-revenu ; mais la chute de résilience R augmente considérablement avec les nuances riches en inclusions : plus la matrice est dure, plus elle est sensible à la présence d'inclusions. Dans ces nuances à haute teneur en soufre, on observe parfois que la dimension des cupules n'est pas très différente de celles des inclusions qui leur ont donné naissance et que par ailleurs ces inclusions sont souvent reliées entre elles par des microfissures secondaires (Photo 3). Il faut donc supposer qu'un certain nombre de particules se brisent au cours de la propagation de rupture sans avoir préalablement contribué à la déformation : les sulfures sont à l'origine des cupules, mais ils constituent aussi des relais dans la propagation des fissures entraînant ainsi une chute du niveau de résilience.



X 2000



X 500.

photo 3. xc38 Pb Se . Sens long
Etat trempé-revenu.

- En sens travers, à l'état trempé-revenu (Figure II.5) la valeur des niveaux d'énergie ductile est plus faible et la chute de résilience R plus importante qu'à l'état normalisé : répétons que la sensibilité à la présence d'inclusions est d'autant plus marquée que la matrice est plus dure (limite élastique élevée). Cet effet est accentué en sens travers : la facilité avec laquelle la matrice à l'état trempé-revenu se fissure au voisinage des inclusions et la faiblesse du ligament dans les zones riches en inclusions expliquent les faibles caractéristiques obtenues en sens travers. La globularisation des sulfures relève les niveaux d'énergie ductile par atténuation de l'effet de fibrage et une meilleure répartition des sulfures.

Anisotropie : un autre moyen d'évaluer l'influence des inclusions et de leur globularisation est de suivre l'évolution du coefficient d'anisotropie de résilience A qui est le rapport entre le niveau ductile dans le sens long et le niveau ductile dans le sens travers d'une même nuance :

$$A = \frac{\text{KcV max en sens long}}{\text{KcV max en sens travers}} = \frac{\text{KcV}_L}{\text{KcV}_T} \quad (\text{Tableau II.1})$$

Le coefficient d'anisotropie A augmente avec la teneur en sulfures filiformes, et l'anisotropie est plus importante à l'état trempé-revenu qu'à l'état normalisé. La globularisation de ces sulfures améliore nettement l'isotropie de résilience.

II.2.2. Etude de la cristallinité K %

Les figures suivantes (II.6., II.7., II.8. et II.9.) représentent l'évolution de la cristallinité (K %) en fonction de la température (T° C).

La température de transition correspondant au demi-saut du passage du niveau fragile au niveau ductile est notée T 50 %.

Les résultats sont rassemblés dans le tableau II.2.

- En sens long (Figures II.6. et II.7.),

. Etant donné la dispersion des résultats inhérente à l'essai de choc, on peut considérer que la température de transition T 50 % n'est pas sensiblement modifiée en présence de sulfures, pour les nuances XC 38 à l'état normalisé et à l'état trempé-revenu.

. En revanche, les nuances 16 CD4 présentent des températures de transition bien distinctes, celle de la nuance de référence étant supérieure à celle de la nuance 16 CD4 au plomb. Le décalage vers des températures plus basses de la température de transition T 50 % peut être attribuée à l'influence du plomb, en accord avec les observations de NICODEMI (Réf. II.4.) et la théorie de PETCH (Réf. II.5.) qui indique que la température de transition diminue avec la taille de grain ; or le plomb affine le grain δ selon BÄCKER (Réf. II.6.).

- En sens travers (Figures II.8. et II.9.),

Le comportement des nuances 16 CD4 est le même qu'en sens long, mais celui des nuances XC 38 diffère suivant l'état structural de la matrice :

. A l'état normalisé : la température de transition augmente quand la teneur en soufre augmente. La globularisation des sulfures par le plomb atténue ce phénomène.

. A l'état trempé-revenu, la température de transition diminue quand la teneur en soufre en soufre augmente ce qui constitue une amélioration de la ductilité. Cet effet est atténué par la globularisation des sulfures.

Cependant, on ne peut attribuer ces variations de températures à l'action spécifique des sulfures, mais plutôt à l'influence prépondérante de la matrice : ces variations de température sont plus liées aux variations de la limite élastique (Tableau I.2.) de la matrice qu'à la teneur en soufre. L'influence favorable du plomb ne semble sensible qu'à l'état normalisé.

- L'influence de la teneur en carbone sur la forme de la courbe de transition a été mise en évidence par RINEBOLT et HARRIS (Réf. II.7.) : lorsque la teneur en carbone augmente

. Les courbes de transition deviennent de moins en moins abruptes,

. La résilience au niveau ductile s'abaisse,

. La température de transition est décalée vers les hautes températures. Si nos résultats confirment les deux premiers points, il faut tenir compte de l'influence des éléments d'alliage du 16 CD4 (chrome et molybdène) sur la température de transition, puisque selon HALLEY (Réf. II.8.) les éléments alphagènes élèvent la température de transition.

Nuance	Normalisation		Trempe-revenu	
	T 50 % en °C	KcV daJ	T 50 % en °C	KcV daJ
XC 38 bas soufre	+ 16	7	- 65	6,5
XC 38 moyen soufre	+ 10	5,5	- 70	4
XC 38 haut soufre	+ 15	5	- 70	2
XC 38 Pb	+ 16	4,3	- 70	5
XC 38 Pb Se	+ 8	2,2	- 80	3
16 CD4	+ 70	6,5	- 32	6
16 CD4 Pb	+ 16	3	- 64	2

a) sens long

Nuance	Normalisation		Trempe-revenu	
	T 50 % en °C	KcV daJ	T 50 % en °C	KcV daJ
XC 38 bas soufre	+ 5	1,75	- 10	2,3
XC 38 moyen soufre	+ 15	1,0	- 15	0,75
XC 38 haut soufre	+ 20	0,5	- 20	0,3
XC 38 Pb	+ 8	1,6	0	1,5
XC 38 Pb Se	+ 8	1,5	+ 12	1,4
16 CD4	+ 55	3,4	- 7	2,5
16 CD4 Pb	+ 8	1,5	- 30	1,15

b) sens travers

Tableau II.2. Température de transition T 50 % et énergie de résilience KcV correspondante.



II.2.3. Etude du temps à la rupture fragile : t_{rf}

Le temps à la rupture fragile est le temps nécessaire à l'amorçage de la rupture (annexe 1). Les inclusions interviennent au niveau de l'amorçage et de la propagation de la fissure. Le stade de formation de la cupule, qui correspond au stade de l'amorçage, est lié au manque d'adhérence inclusion-matrice consécutif à la rupture des inclusions.

- En sens long, à l'état normalisé (Figure II.10.), le temps à la rupture fragile diminue quand la teneur en inclusions augmente. La rupture des inclusions est plus facile lorsque les sulfures sont très allongés et la teneur en soufre plus élevée : plus nombreuses sont alors les zones d'affaiblissement de la matrice situées entre les fragments d'inclusions, et la coalescence des cupules s'en trouve favorisée, tout cela entraînant une diminution de résilience.

L'influence de la globularisation des sulfures s'explique d'une part par une coalescence plus difficile des cupules, compte tenu d'une distance inter-inclusions plus élevée et d'un facteur de concentration de déformation plus faible (croissance plus lente).

Ces phénomènes sont plus sensibles lorsqu'on s'approche de la température correspondant à une rupture entièrement ductile. A très basses températures, les inclusions de sulfure ne sont jamais à l'origine du clivage et n'interagissent pas de façon visible avec sa propagation.

- En sens long, à l'état trempé-revenu (Figure II.11.) on observe les mêmes phénomènes qu'à l'état normalisé. Cependant l'influence du plomb est beaucoup plus marquée.

- En sens travers (Figures II.12 et 13), le temps à la rupture fragile diminue quand la teneur en soufre augmente. La globularisation des sulfures atténue ce phénomène.

Le processus d'amorçage de la rupture est identique à celui décrit précédemment, avec des zones affaiblies plus importantes à cause de la grande déformation des sulfures dans la direction du laminage.

Le retard à l'amorçage dans le cas des sulfures globulaires entraîne des déformations importantes et une augmentation de l'énergie de résilience. Le temps à la rupture fragile peut donc être un critère de rupture ductile. MESMACQUE (Réf. II.1.) a développé largement le calcul de la déformation au point de plus forte triaxialité pour une éprouvette Charpy V en fonction du temps à la rupture fragile.

II.3. CONCLUSION

A partir des résultats des mesures précédentes sur l'énergie de résilience, on peut faire le bilan suivant :

- En sens long normalisé, l'énergie de résilience dépend essentiellement de la fraction volumique f en inclusions et décroît quand cette dernière augmente.

- En sens long trempé-revenu, l'énergie Charpy diminue quand la fraction volumique augmente, mais elle est sensible à la morphologie des inclusions : à teneur en soufre équivalente, les nuances à sulfures globulaires ont une énergie de résilience plus élevée, ceci résultant de l'apparition de microfissures au voisinage des sulfures filiformes qui ont pour effet d'abaisser la résilience.

- En sens travers on retrouve la sensibilité à la morphologie des inclusions, à l'état normalisé comme à l'état trempé-revenu : les concentrations de contrainte apparaissant aux extrémités des inclusions prédominent et contrôlent la rupture. Plus la matrice est dure (limite élastique élevée), plus elle est sensible à la morphologie des inclusions.

Ces remarques concernant l'énergie Charpy V sont valables également pour le temps à la rupture fragile : la globularisation des sulfures entraîne une augmentation du temps à la rupture fragile, à teneur en inclusions identique, et une rupture entièrement ductile à des températures plus basses, effet d'autant plus sensible que la matrice est plus dure.

En général donc, à teneur en soufre équivalente, la globularisation des sulfures améliore la ductilité des matériaux, d'autant plus que la matrice est plus dure ; cet effet étant maximum dans le sens travers.

Pour caractériser plus précisément l'influence de la matrice, il serait nécessaire de faire varier ce paramètre dans une gamme plus étendue grâce à des mesures sur des échantillons de nuances d'acier très différentes.

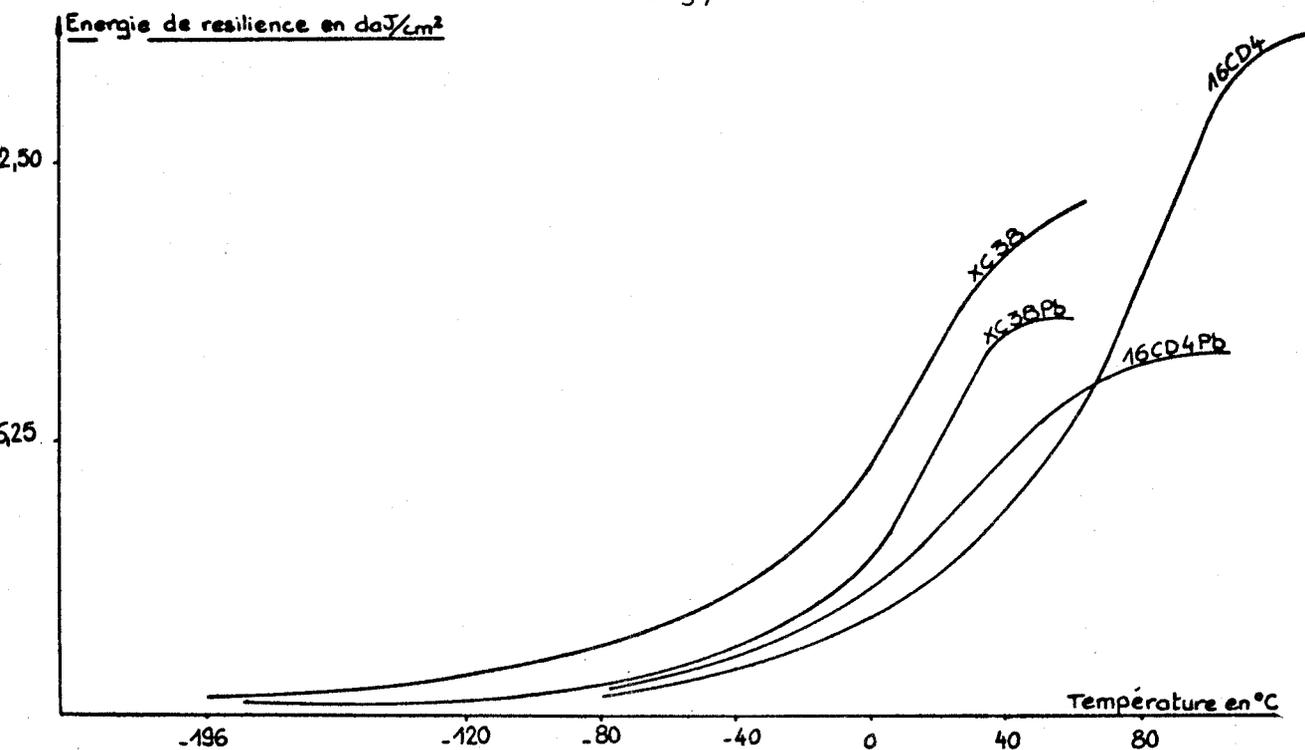


Figure II. 2 Energie de resilience en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb Sens Long - Etat normalisé.

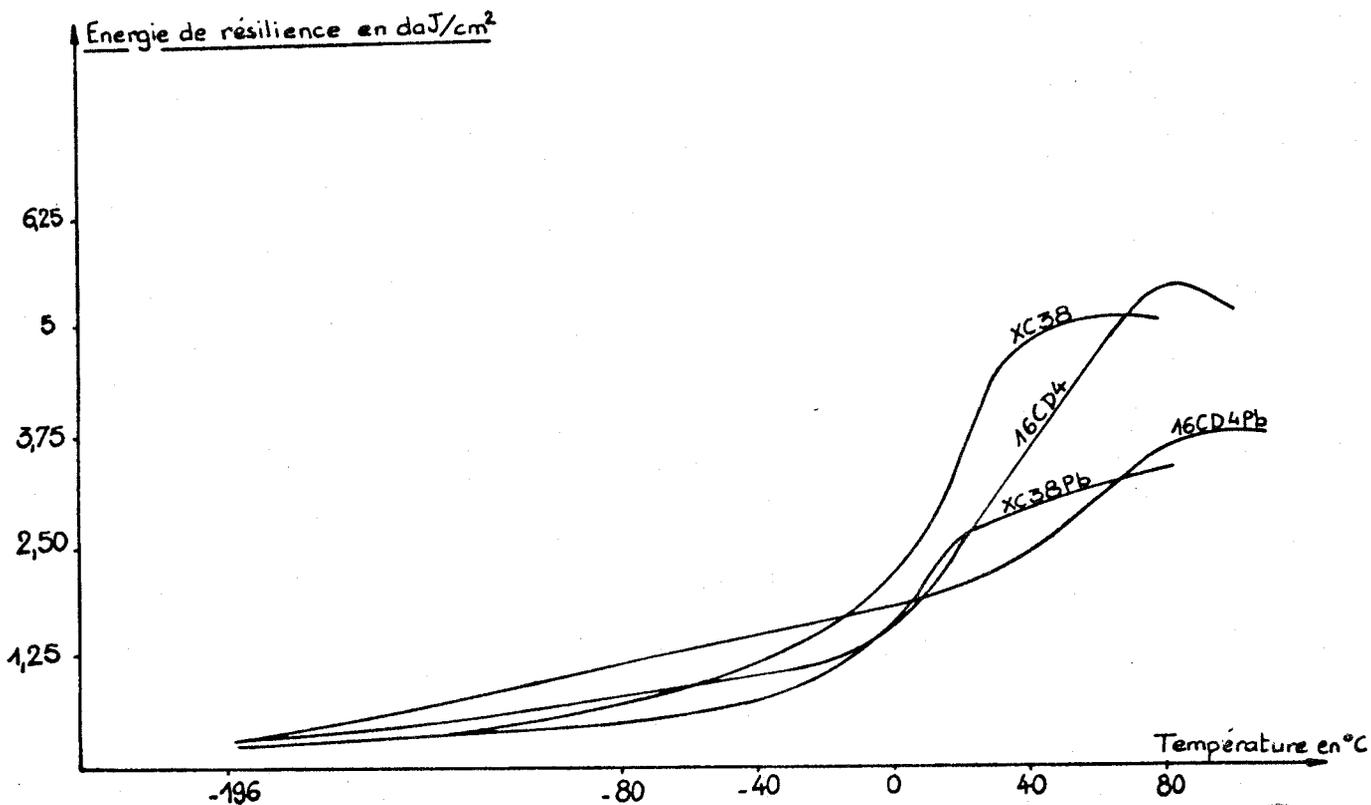


Figure II. 3 Energie de resilience en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb. Sens travers - Etat Normalisé



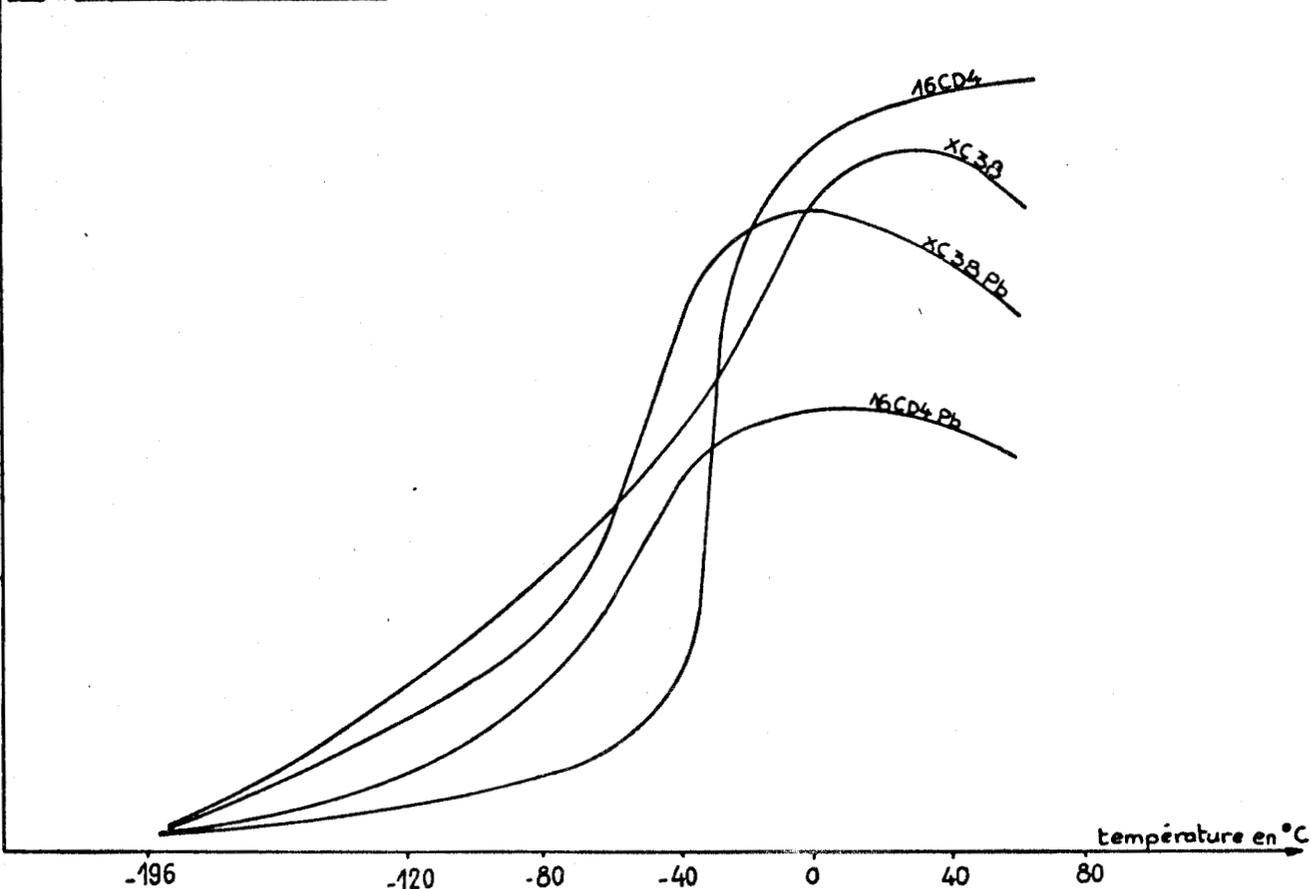


Figure II. 4 Energie de resiliance en fonction de la temperature d'essai pour les nuances XC38 et 16 CD4 avec et sans plomb sens long - etat trempé-revenu

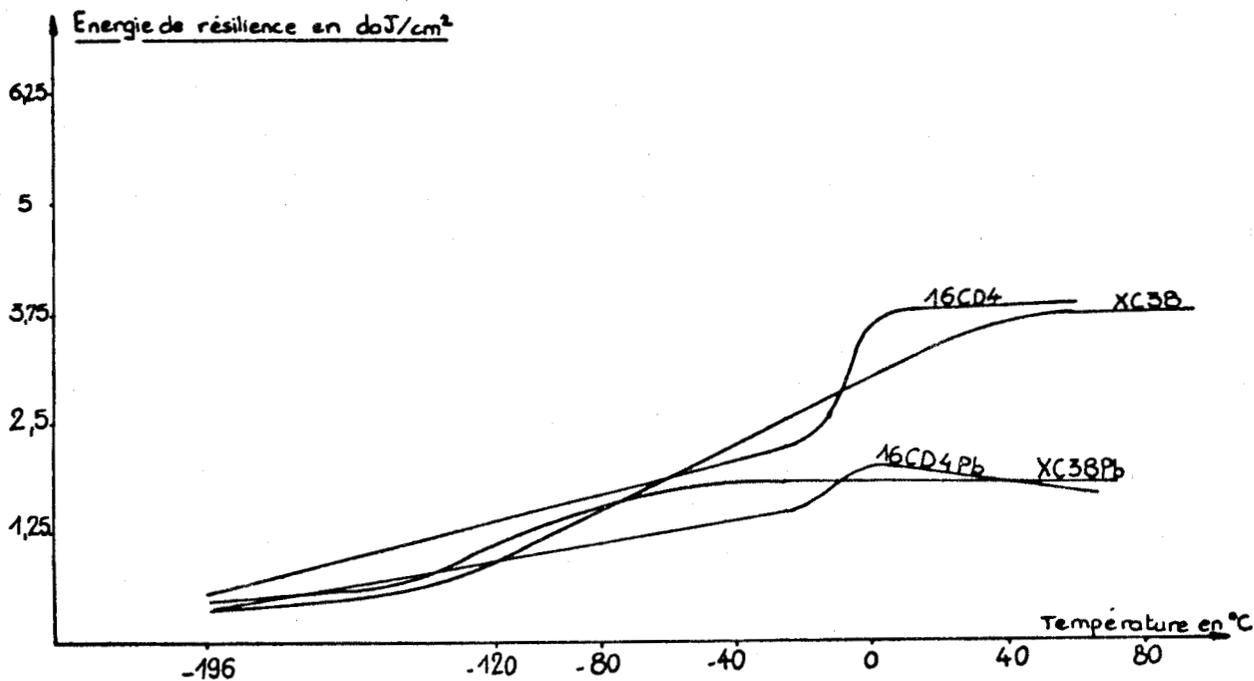


Figure II. 5 Energie de resiliance en fonction de la temperature d'essai pour les nuances XC38 et 16 CD4 avec et sans plomb . Sens travers - Etat trempé-revenu.



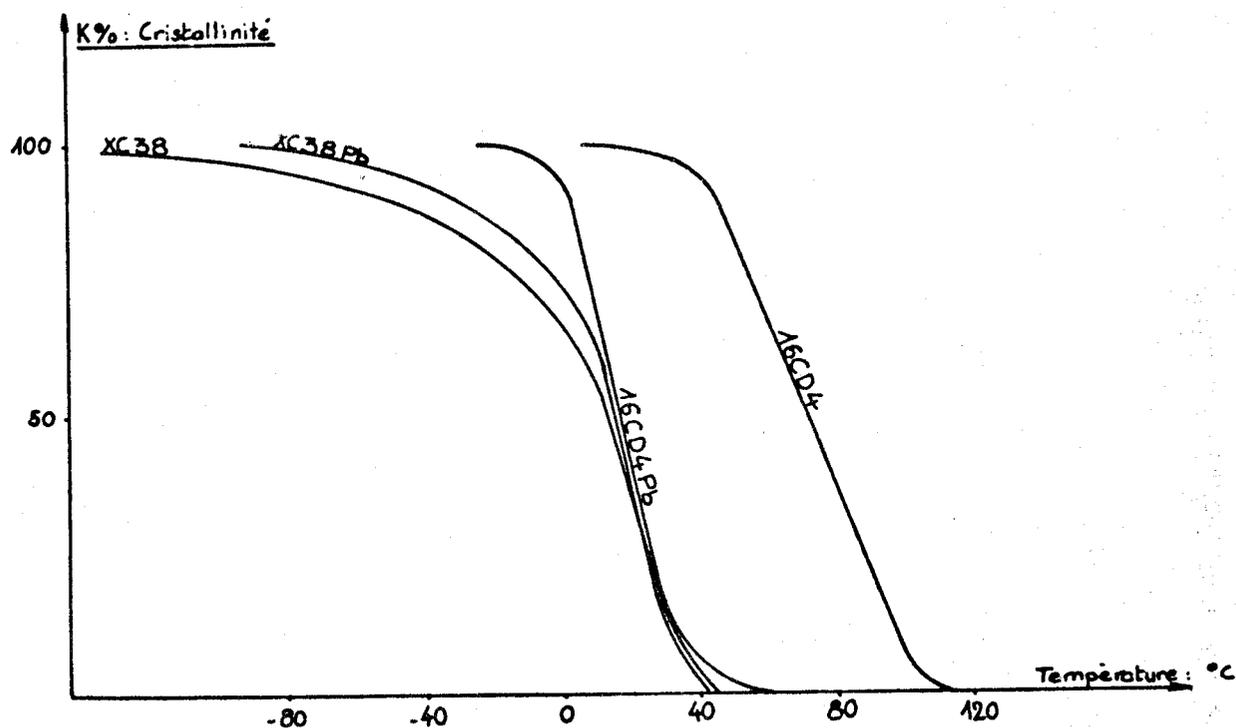


Figure: II.6 Cristallinité en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb Sens long - Etat Normalisé

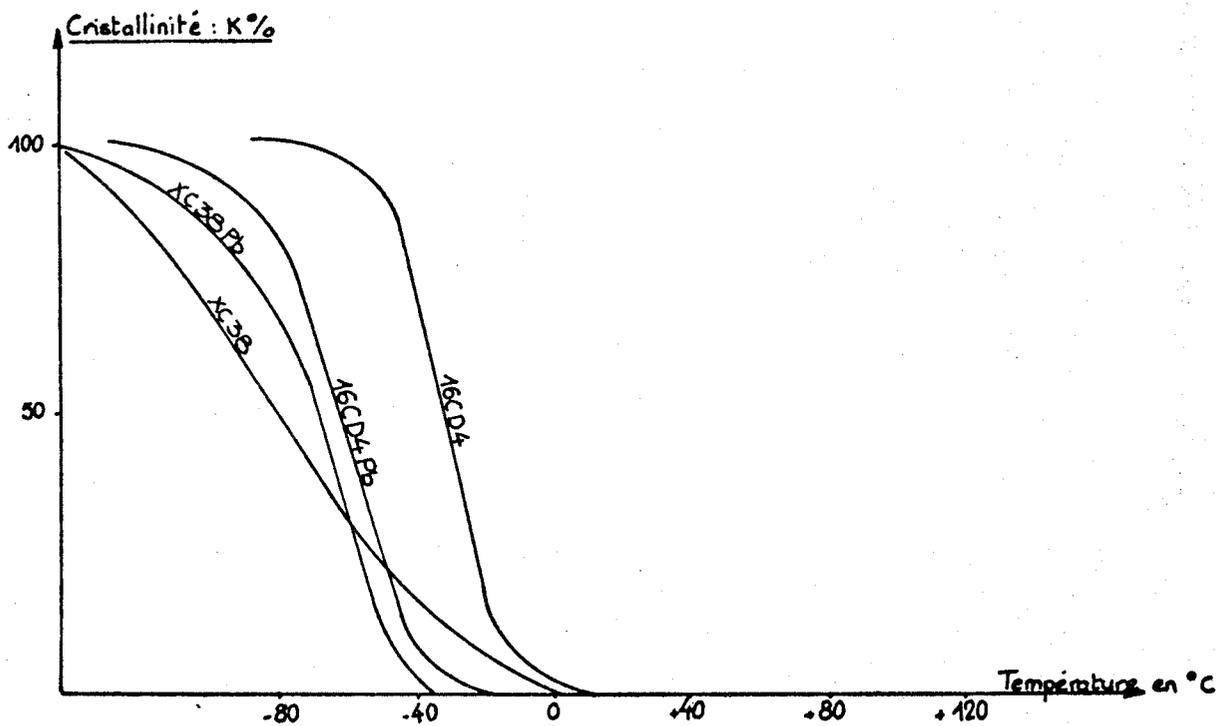


Figure: II.7 Cristallinité en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb Sens Long - Etat trempé, revenu.

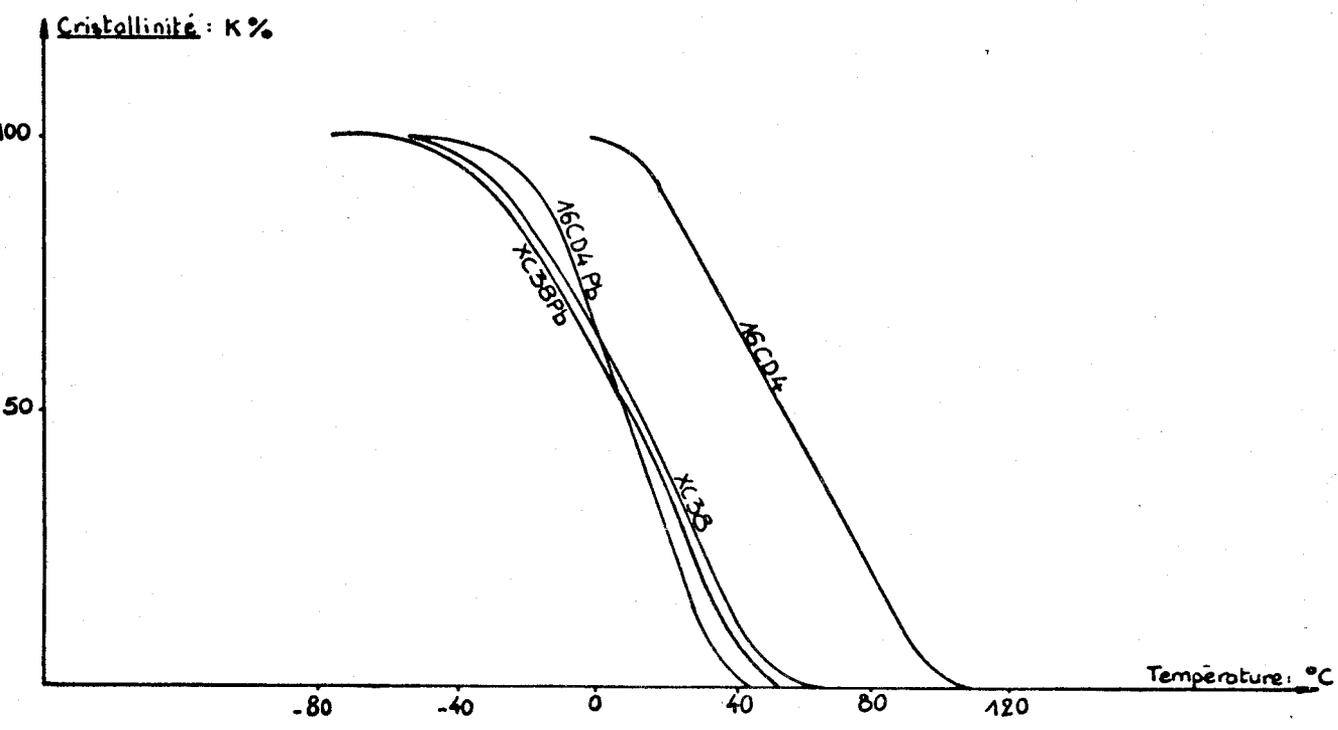


Figure: II. 8 Cristallinité en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16 CD4 avec et sans plomb Sens travers - Etat normalisé.

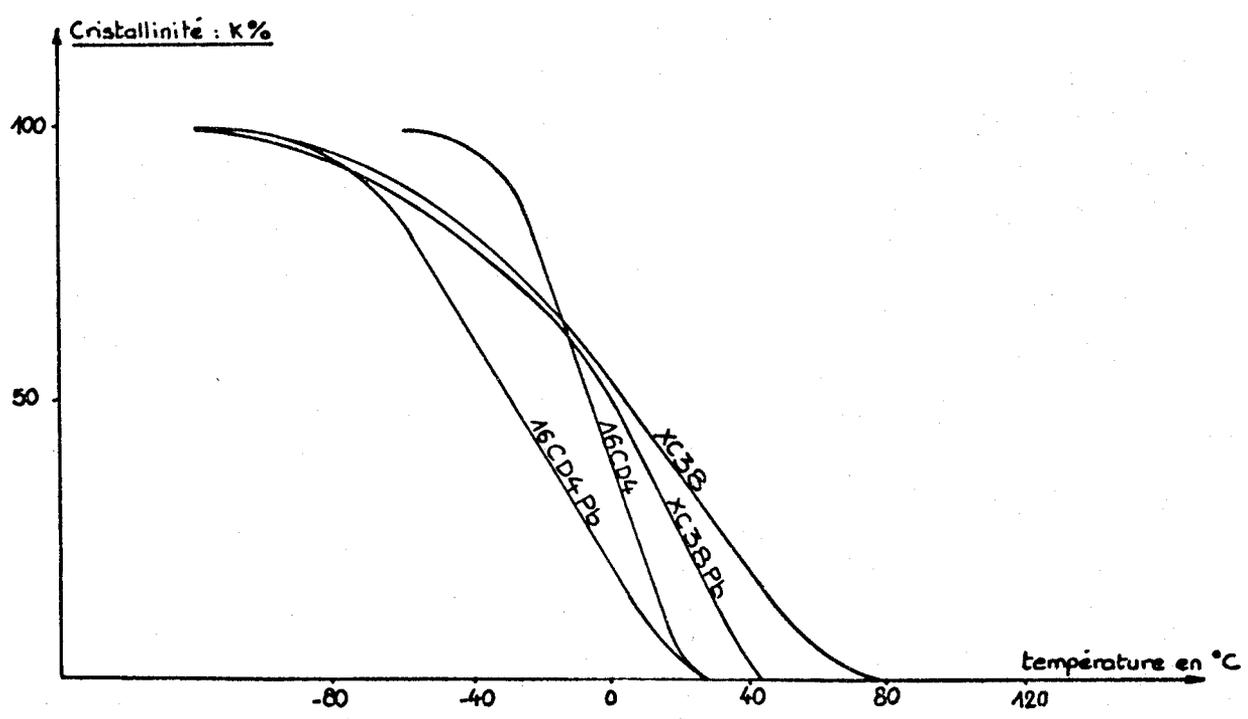


Figure: II. 9 Cristallinité en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16 CD4 avec et sans plomb Sens travers - Etat trempé-revenu.



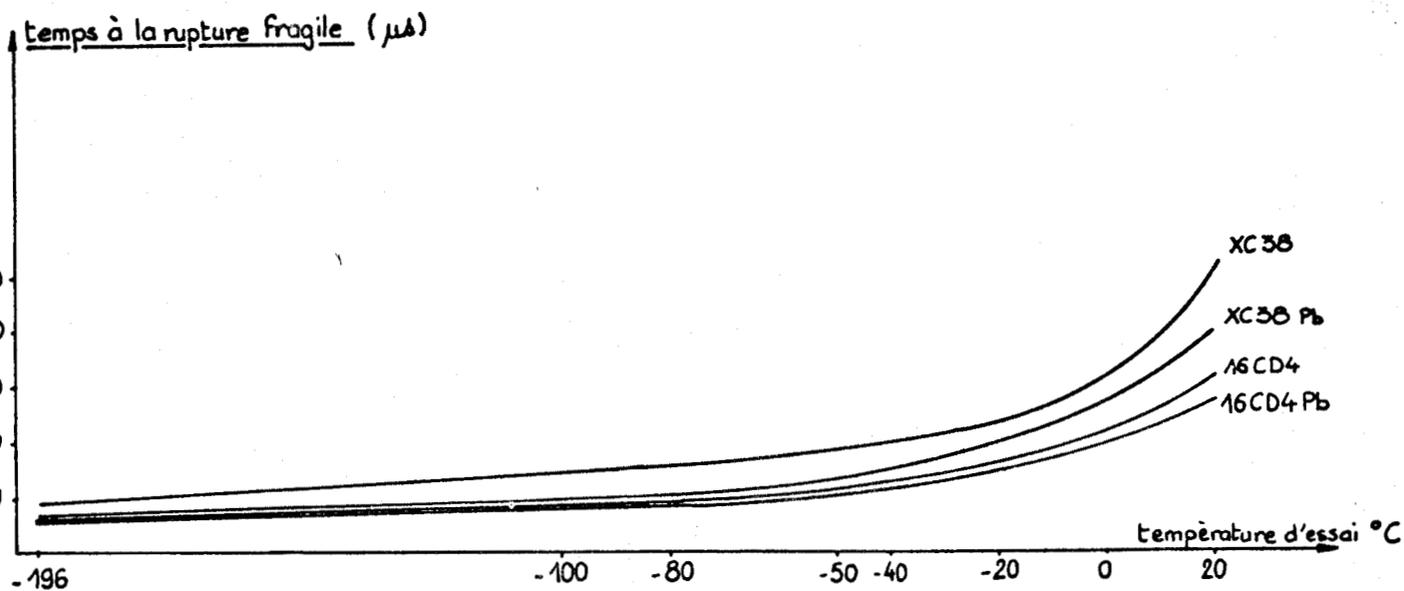


Figure II.10 temps à la rupture fragile en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb. Sens long. Etat normalisé.

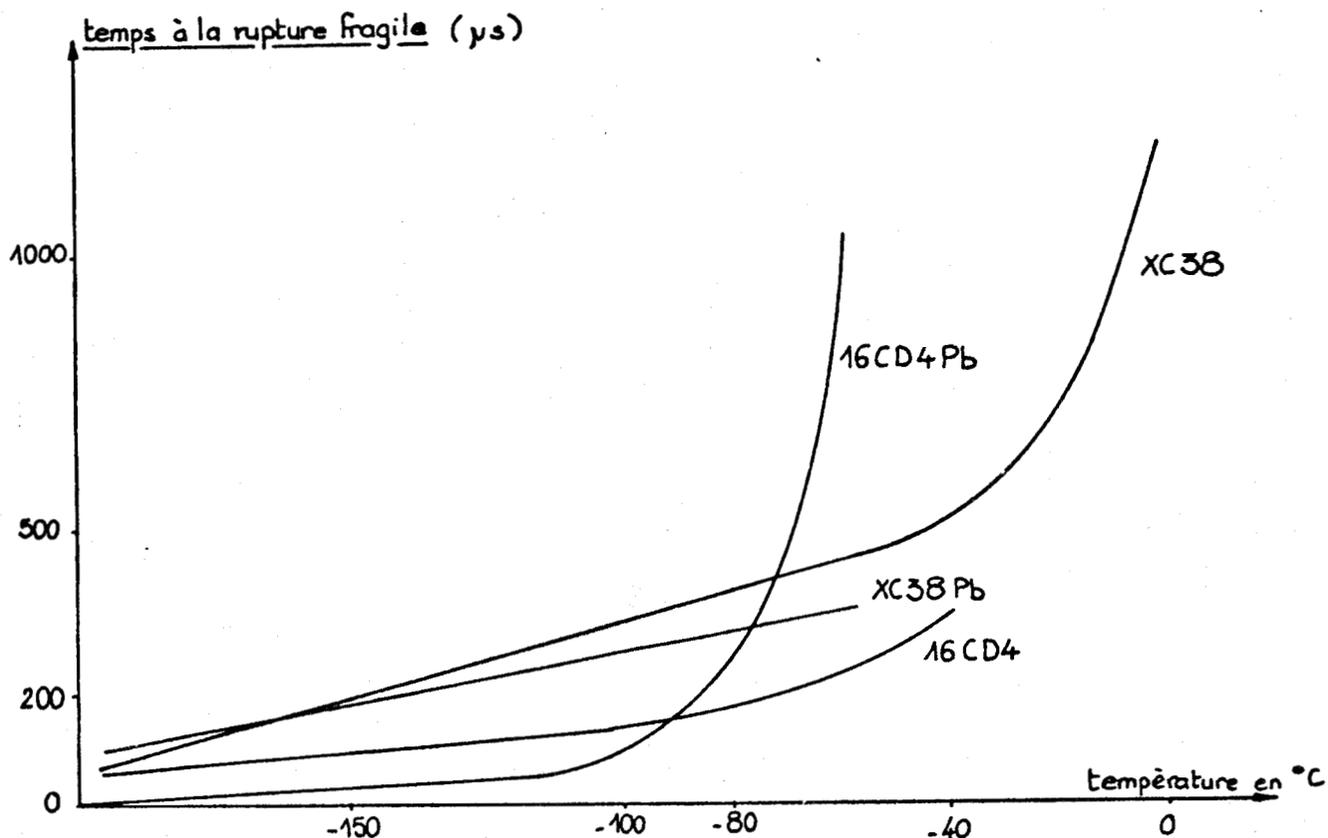


Figure: II.11 temps à la rupture fragile en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb. Sens long. Etat trempé-Revenu



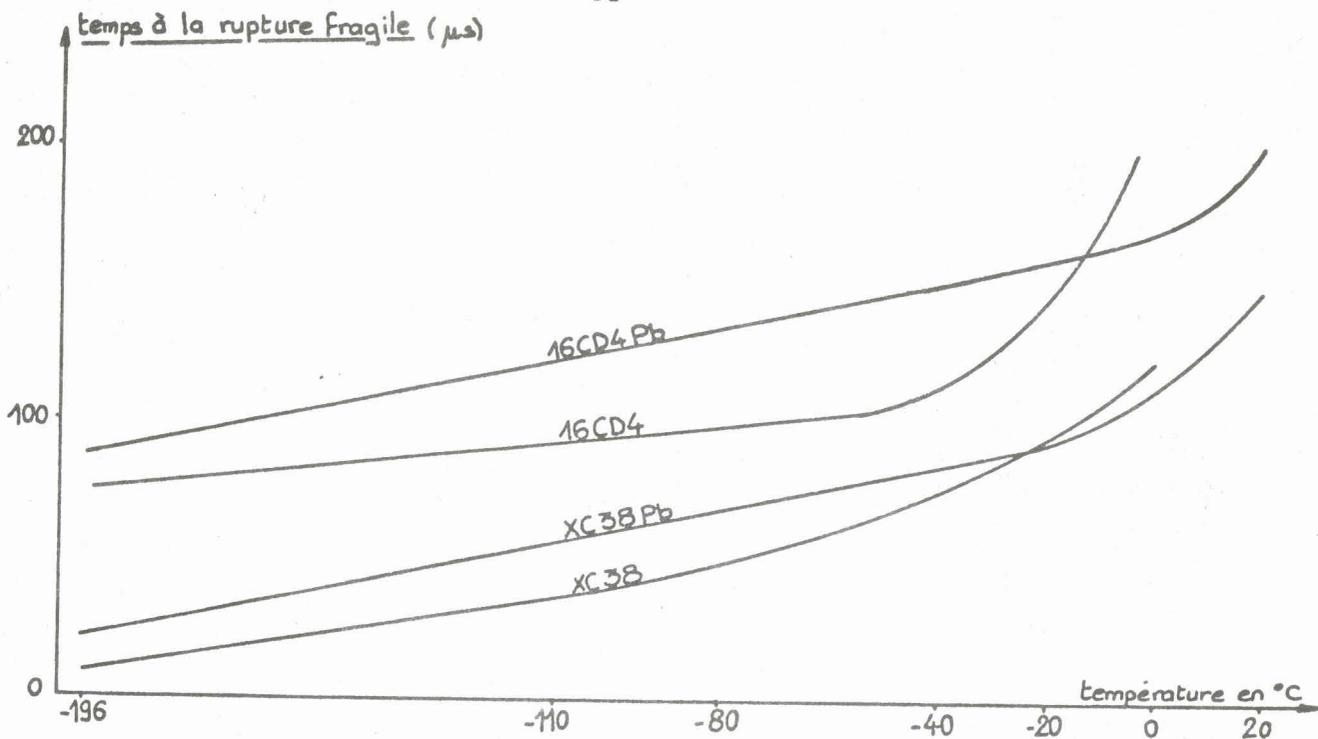


Figure: II.12 Temps à la rupture fragile en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb Sens travers - Etat normalisé.

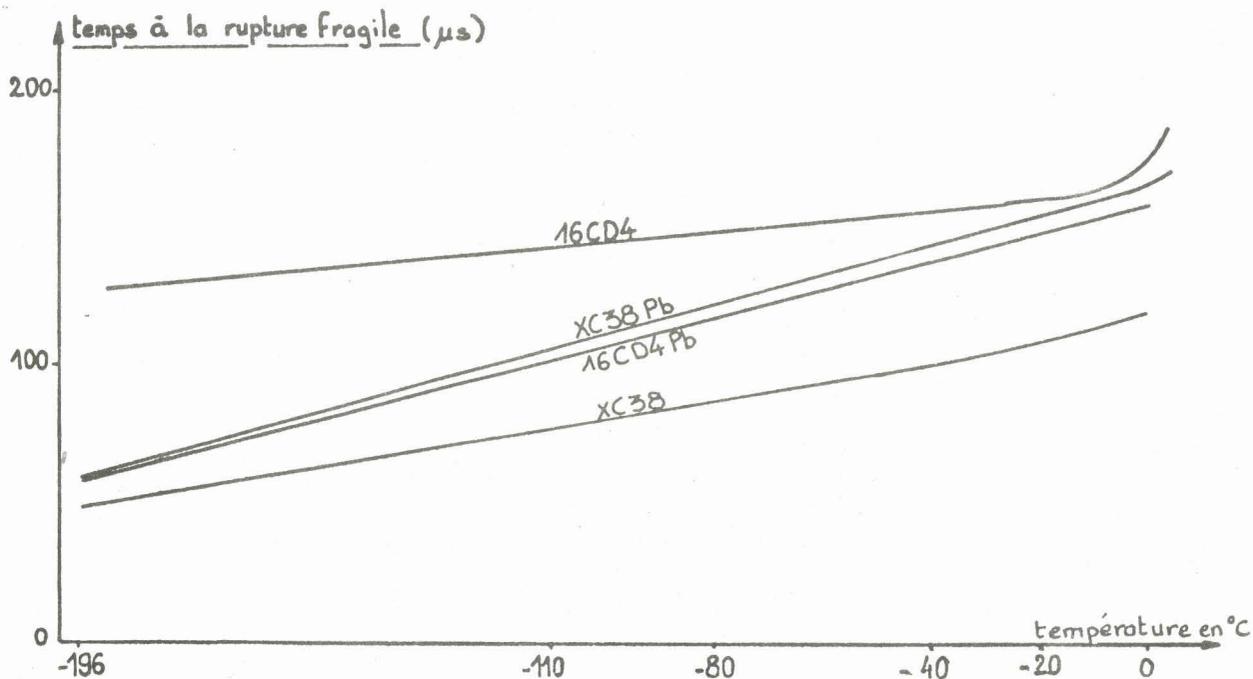


Figure: II.13 Temps à la rupture fragile en fonction de la température d'essai pour les nuances XC38 et 16CD4 avec et sans plomb Sens travers - Etat trempé-revenu.



CHAPITRE II - BIBLIOGRAPHIE

- II.1. G. MESMACQUE, Thèse Lille, 1978, n° 419
- II.2. J. BELLOT, Thèse Nancy, 1972, n° AO372
- II.3. L. BÄCKER, Aciers spéciaux au plomb pour la construction mécanique. VIIe colloque hispano-français. Madrid 1972.
- II.4. W. NICODEMI et Al., *la metallurgica italiana*, n° 1, p. 5-9
- II.5. N.J. PETCH : *Fracture*, John Wiley, N.Y. 1959, p. 54-67
- II.6. L. BÄCKER, L'usinabilité des aciers spéciaux. Journées d'étude des 13 et 14 décembre 1973, p. 51-539
- II.7. J.A. RINEBOLT et W.J. HARRIS, *Trans. A.S.M.*, 43, 1951, p. 1175-1214
- II.8. J.W. HALLEY, *Welding journal*, 30, 1951, p. 89s - 90s

CHAPITRE III

ESSAIS DE FATIGUE - RESULTATS

PLAN DU CHAPITRE III

III.1. INTRODUCTION

III.2. CONDITIONS EXPERIMENTALES

III.3. RESULTATS DE LA VITESSE DE FISSURATION

III.4. ANALYSE DES RESULTATS

III.5. CONCLUSION

CHAPITRE III - SYMBOLES UTILISES

- σ_e : Contrainte effective minimale d'amorçage
- K_t : Facteur de concentration de contrainte
- a_0/b_0 : Facteur de forme de l'inclusion
- a : longueur de la fissure
- N : Nombre de cycles de sollicitation
- $\frac{da}{dN}$: Vitesse de fissuration en fatigue
- K : Facteur d'intensité de contrainte
- ΔK : $K_{max} - K_{min}$ = variation du facteur d'intensité de contrainte
- R : Rapport de contrainte = $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$
- K_{Ic} : Facteur d'intensité de contrainte critique
- ν : Coefficient de Poisson
- W : hauteur de l'éprouvette de fatigue
- B : largeur de l'éprouvette de fatigue
- p : Charge nominale appliquée à l'éprouvette
- Re : Limite élastique conventionnelle

III.1. INTRODUCTION

Les inclusions jouent un rôle essentiel sur le comportement en fatigue des aciers, mais les divers paramètres qui gouvernent cette action sont encore mal connus.

Dans la plupart des cas, il n'existe pas de relation simple entre la quantité d'inclusions, leur nature, leur morphologie, et les propriétés de fatigue. On sait cependant que la tenue en fatigue des aciers est peu modifiée en présence d'inclusions plastiques comme les sulfures, tant que la sollicitation principale est orientée dans le sens des fibres. Ainsi, BELLOT (Réf. III.1.) a constaté que la quantité de soufre ajoutée n'avait pratiquement pas d'effet sur la résistance à la fatigue en sens long, jusqu'à des teneurs très élevées en soufre (0,3 %), et que si les propriétés transversales de fatigue en flexion alternée sont nettement plus basses que dans le sens longitudinal, là encore la proportion en inclusions du type sulfure ne joue pas. Ce qui est contraire à l'observation de FRITH (Réf. III.2.) selon laquelle l'endurance en travers semble décroître quand la teneur en soufre augmente.

Si la notion de "propreté inclusionnaire" dans le cas des sulfures ne joue donc pas toujours un grand rôle sur la tenue en fatigue, les paramètres géométriques des inclusions (forme, dimension, répartition...) ont beaucoup plus d'importance. VINCENT et al. (Réf. III.3.) ont étudié le problème de l'amorçage de la rupture et ils ont mis en évidence une position critique des défauts internes (inclusions non métalliques ou carbures) correspondant aux durées de vie les plus faibles. Le calcul de la contrainte effective minimale d'amorçage σ_e (contrainte réelle appliquée en tête de l'inclusion) leur a permis de classer la nocivité des différents types de défauts en fonction de sa nature chimique, de sa dimension et de sa forme géométrique, en particulier, les grosses hétérogénéités correspondent aux valeurs des contraintes T_e les plus faibles. Au contraire, dans une même matrice, les défauts très fins conduisent à une contrainte d'amorçage σ_e plus élevée. BELLOT (Réf. III.1.) a étudié plus particulièrement l'influence du facteur de forme a_0/b_0 des in-

clusions sulfureuses. Il a constaté que la limite d'endurance décroît quand le facteur de concentration de contrainte K_t augmente, c'est-à-dire lorsque les sulfures deviennent plus globulaires en long ou plus allongés en travers, masi que la décroissance n'est pas régulière. Elle est proportionnelle à K_t pour les faibles valeurs de ce coefficient puis tend vers une limite pour les plus fortes valeurs. Cela ayant été vérifié par plusieurs auteurs sur des matériaux divers.

Si les essais classiques de fatigue à rupture (essais pour le tracé des courbes de WÖHLER) renseignent qualitativement sur la résistance à la fatigue ou endurance d'un matériau, ils ne permettent pas de prévoir avec précision la durée de vie d'un élément de structure soumis à la fatigue. Une telle prévision nécessite la connaissance des vitesses de propagation d'une fissure dans des conditions de sollicitation données.

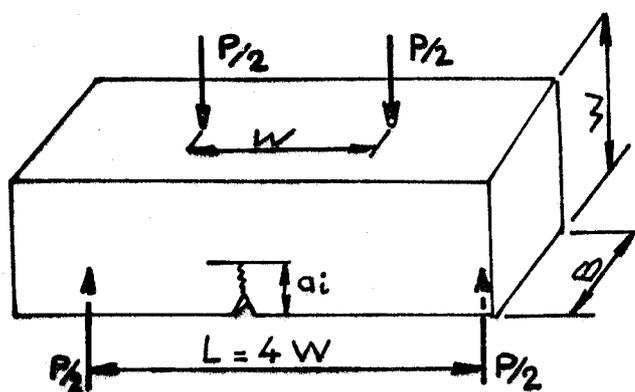
Nous nous sommes donc proposé d'étudier la vitesse de fissuration dans les nuances XC 38 et l'influence de la teneur et de la morphologie des inclusions de sulfure sur cette vitesse.

Les paramètres de la fissuration par fatigue sont décrits dans l'annexe 2.

III.2. CONDITIONS EXPERIMENTALES

II.2.1. Le type d'éprouvette

Les éprouvettes de fatigue sont conformes à la norme ASTM n° A03180 relative à l'essai de détermination du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} . La norme de cet essai porte en particulier sur l'épaisseur B de l'éprouvette et la longueur a de la fissure qui doivent être l'une et l'autre supérieures à $2,5 (K_{IC}/R_e)^2$ où R_e est la limite conventionnelle d'élasticité. Les dimensions des éprouvettes que nous avons utilisées sont données sur la figure III.1.



- a_i : Longueur initiale de la fissure
- W : hauteur de l'éprouvette
- B : Epaisseur de l'éprouvette = W
- L : Longueur de l'éprouvette
- P : Charge nominale appliquée

Figure III.1. Dimensions des éprouvettes de fatigue

Les éprouvettes ont été prélevées dans les cinq nuances d'acier XC 38, dans le sens long à l'état normalisé et dans le sens travers à l'état normalisé et à l'état trempé-revenu.

III.2.2. Les essais

Les essais ont été réalisés sur une presse pour essais de fatigue par flexion à quatre points, construite en collaboration avec l'Institut de Soudure, et ont été effectués à amplitude de force constante, le rapport de la force minimale p_{min} à la force maximale p_{max} est maintenu constant et égal à :

$$R = \frac{p_{min}}{p_{max}} = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} = 0,8$$

III.2.3. Détermination de la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$

La longueur de la fissure de fatigue pour différents nombres de cycle de charge a été mesurée sur la face latérale de l'éprouvette à l'aide d'une loupe binoculaire et d'un stroboscope pour stabiliser l'ouverture de la fissure et faciliter la mesure.

On obtient ainsi un certain nombre de couples (a, N) avec la longueur de la fissure et N, nombre de cycles pour cette longueur. On reporte alors sur un diagramme bilogarithmique les valeurs instantanées de la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ en fonction des niveaux successifs de ΔK correspondants, calculés pour chaque valeur de a et σ_n (contrainte nominale appliquée à l'éprouvette). Le facteur d'intensité de contrainte K s'exprime en fonction de la longueur de la fissure suivant l'expression (Réf. III.4.).

$$\Delta K = \frac{6 mf}{BW^{3/2}} \left[1,93 \left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} - 3,07 \left(\frac{a}{W}\right)^{3/2} + 14,53 \left(\frac{a}{W}\right)^{5/2} - 25,11 \left(\frac{a}{W}\right)^{7/2} + 25,8 \left(\frac{a}{W}\right)^{9/2} \right]$$

mf = moment fléchissant 4 points

$$= \frac{pL}{2} \quad p : \text{charge appliquée}$$

L : demi-distance entre appui inférieur et supérieur

Lorsque les valeurs de $\frac{da}{dN}$ sont comprises entre 10^{-5} et 10^{-3} mm/cycle, les points se placent sensiblement autour d'une droite d'équation $\log \frac{da}{dN} = m \log \Delta K + \log C$, expression de la loi générale de PARIS (Réf. III.5.) : $\frac{da}{dN} = c(\Delta K)^m$. La pente m de la droite ainsi que son ordonnée à l'origine $\log C$ permettent de donner dans ce cas une expression numérique à la vitesse de fissuration.

On peut également exprimer la vitesse de fissuration en fonction de la longueur de fissure pour une contrainte d'utilisation $\Delta\sigma$ choisie on obtient alors des diagrammes semblables à ceux décrits précédemment. Les longueurs de fissures a_0 correspondant à une vitesse de 10^{-4} mm/cycle sont proportionnelles au carré de ΔK_0 , amplitude du facteur d'intensité de contrainte correspondant à 10^{-4} mm/cycle dans l'équation $\frac{da}{dN} = 10^{-4} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0}\right)^m$ qui est une autre forme de la loi de PARIS (Réf. II.5.), et dans laquelle $\frac{da}{dN}$ est exprimé en mm/cycle et m , nombre sans dimensions, est la pente de la droite en coordonnées logarithmiques (Réf. III.6.).

III.3. RESULTATS DE LA VITESSE DE FISSURATION

Pour chacune des nuances XC 38 étudiées, nous avons porté sur un diagramme bilogarithmique l'accroissement de la fissure par cycle de sollicitation $\frac{da}{dN}$ en fonction de la longueur de la fissure a .

Nous avons ainsi obtenu un ensemble de droites d'équation générale $\log \frac{da}{dN} = \alpha \log a + \log A$ pour les valeurs de $\frac{da}{dN}$ comprises entre 10^{-3} et 10^{-5} mm/cycle. (Figures III.2., III.3. et III.4.).

Les valeurs des coefficients α_1 et A ainsi que la longueur a_0 de la fissure correspondant à 10^{-4} mm/cycle, sont reportées dans le tableau suivant (Tableau III.1.).

Nuance	Sens long Etat normalisé			Sens travers Etat normalisé			Sens travers Etat trempé revenu		
	α	$A \cdot 10^{-5}$	a_0 mm	α	$A \cdot 10^{-5}$	a_0 mm	α	$A \cdot 10^{-5}$	a_0 mm
XC 38 bas soufre	1,8	1,41	1,62	2,75	0,69	1,52	1,45	1,35	1,83
XC 38 moyen soufre	1,5	1,99	1,62	2,25	1,55	1,38	-	-	-
XC 38 haut soufre	1,95	0,74	1,81	-	-	-	-	-	-
XC 38 Pb	1,5	1,99	1,62	2,25	1,35	1,40	2,4	2,88	1,25
XC 38 Pb Se	1,6	1,26	1,77	1,9	1,9	1,47	2,2	1,58	1,44

Tableau III.1. Paramètres de la vitesse de fissuration

Remarques : 1. Dans cette étude, nous nous sommes plus attachés à suivre l'évolution générale de la vitesse de fissuration en fonction de la teneur en soufre et de la morphologie des inclusions, qu'à vérifier la loi de PARIS.

2. Les valeurs non enregistrées au tableau III.1. sont dues à une rupture prématurée de l'éprouvette au cours de l'essai de fatigue.

III.4. ANALYSE DES RESULTATS

La vitesse de propagation de fissure dans un acier est sensible à la présence d'inclusions dans la matrice, mais l'action des sulfures est différente suivant la direction de sollicitation.

- En sens long (Figure III.2.), nos résultats nous permettent de souligner l'importance du facteur "fraction volumique" sur la durée de vie des aciers. On constate en effet que les fissures se propagent moins rapidement dans les nuances à haute teneur en soufre (XC 38 Pb Se et XC 38 à 0,070 % S), phénomène qui ne semble sensible qu'à partir d'une certaine valeur du taux d'inclusions, que l'on pourrait appeler "taux critique".

La durée de vie plus grande des aciers riches en inclusions peut s'expliquer par le fait que les inclusions constituent des obstacles sur le chemin de la fissure, déviant la fissure ou entraînant la relaxation de contraintes et ralentissant ainsi sa propagation. On peut rapprocher ce phénomène de celui observé par THOMSON (Réf. III.7.) : les fissures se propagent moins rapidement dans les matrices à petits grains à cause du ralentissement de la fissuration par les joints de grains.

Pour les taux inclusionnaires inférieurs au "taux critique", les propriétés matricielles prédominent sur la vitesse de fissuration et l'influence des divers paramètres inclusionnaires semble négligeable. Signalons que PELLOUX et ELSOUDANI (Réf. III.8.), en étudiant la vitesse de fissuration dans un alliage léger du type AZ5G, constatent que l'influence des inclusions atteint un seuil critique lorsque

l'espacement des inclusions est de l'ordre de grandeur du rayon de la zone plastifiée.

EHRARD (Réf. III.9.) indique que la durée de vie de l'alliage AU4G est multipliée par un facteur 3 lorsque la taille des inclusions est réduite à 2 μm . Bien que nos résultats soient moins spectaculaires, on constate effectivement une légère diminution de la vitesse de fissuration avec la taille des inclusions de sulfure (Tableau I.3.). Dans le cas où l'influence des inclusions est sensible, les inclusions globulaires de la nuance XC 38 Pb Se, plus grosses que les sulfures filiformes de la nuance XC 38 à haut soufre, se rompent plus facilement, accélérant la propagation de la fissure.

- En sens travers, à l'état normalisé (Figure III.3.), les inclusions de sulfure ont une influence néfaste sur la durée de vie des aciers. Dans la nuance à bas soufre les inclusions sont dispersées ce qui rend la propagation de la fissure plus difficile. Dans les autres nuances à sulfures filiformes, la fissure se propage d'autant plus rapidement que les sulfures sont plus nombreux : les inclusions allongées ne constituent plus un obstacle dans la propagation de la fissure mais rendent le cheminement de la fissure plus aisé en lui servant de guide de trajectoire (affaiblissement de la résistance de la matrice entre les lits d'inclusions) : la rupture prématurée de l'éprouvette à haute teneur en soufre confirme ces résultats. La globularisation des sulfures atténue ce phénomène.

- En sens travers, à l'état trempé-revenu (Figure III.4.) on peut faire les mêmes observations que précédemment, l'effet de la globularisation des sulfures étant accentué.

III.5. CONCLUSION

Les inclusions de sulfure allongées jouent des rôles opposés sur la durée de vie de l'acier, suivant que la direction de sollicitation est parallèle ou perpendiculaire à la direction de laminage. En sens long, deux facteurs augmentent la durée de vie de l'acier inclusionnaire : une densité élevée de défauts et une taille réduite des inclusions. En sens travers, ces mêmes facteurs augmentent la vitesse de propagation de la fissure : la fissure se propage très difficilement à travers la matrice et le temps de parcours est considérablement accru lorsque les sulfures sont bien dispersés et ont un facteur de forme qui tend vers 1.

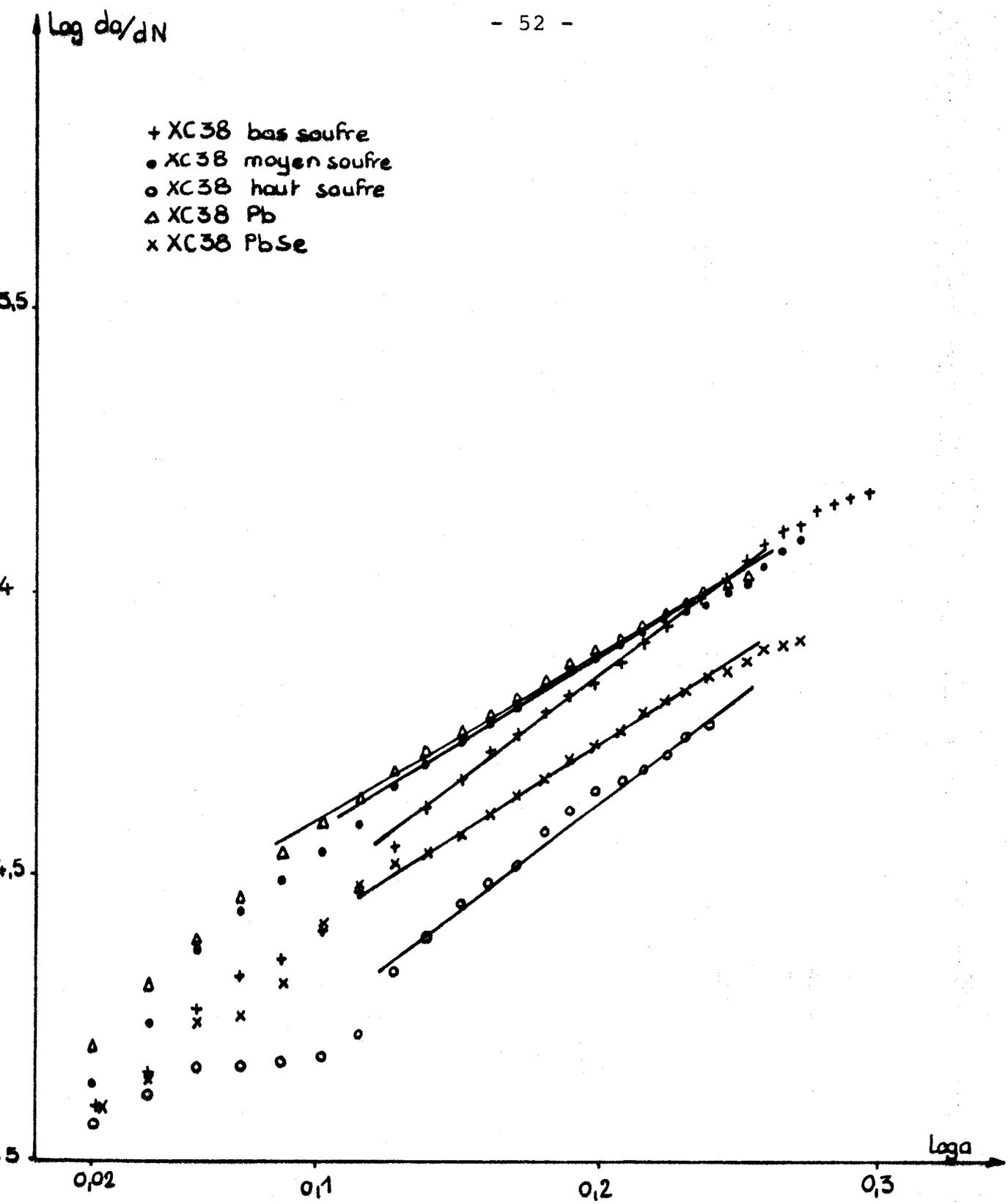


Figure III.2

Log. de da/dN en fonction de log. de a
pour les nuances XC38.
sens long. Etat normalisé.

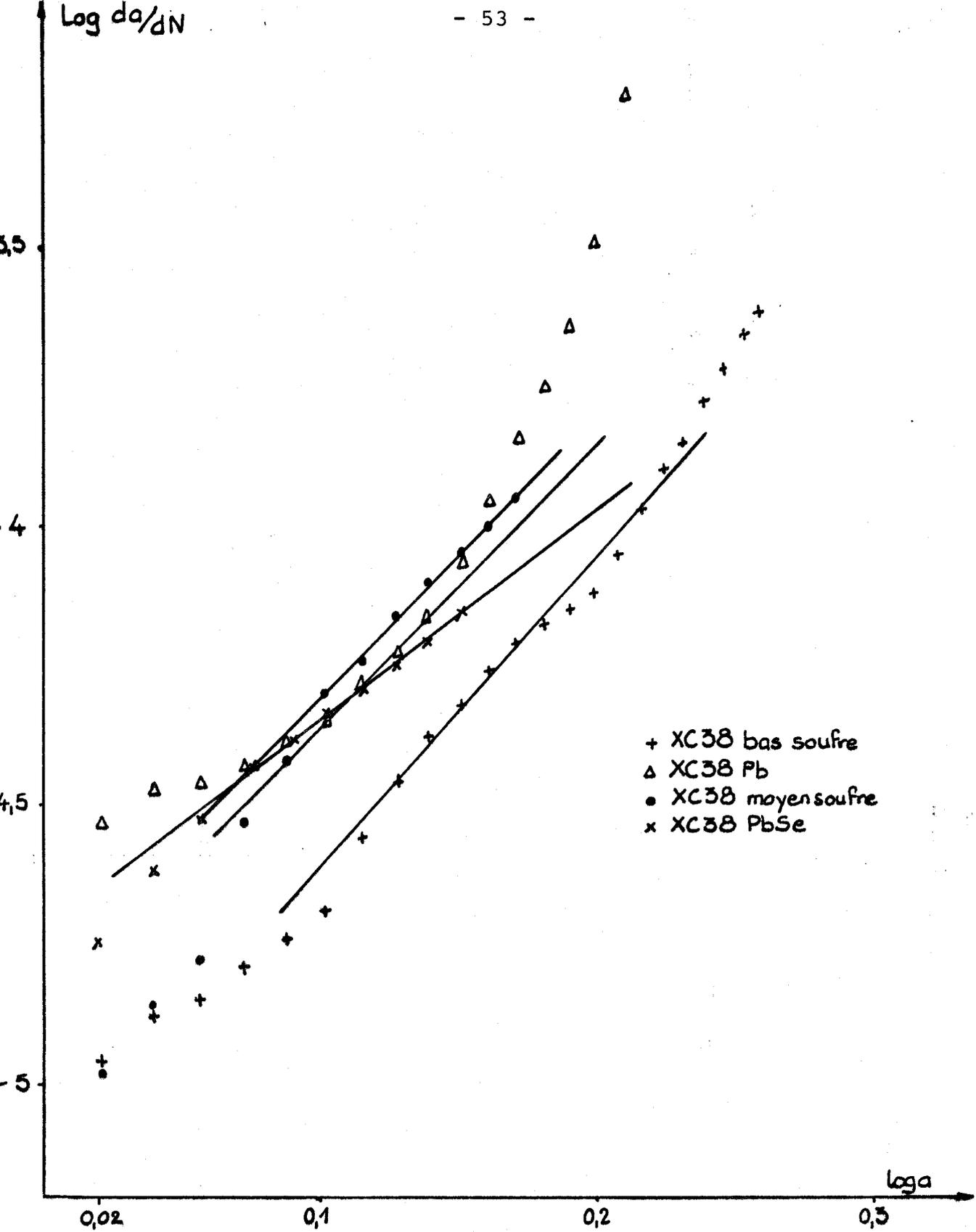


Figure III.3

Log. de da/dN en fonction de log. de a
pour les nuances XC38.
sens travers - Etat normalisé.



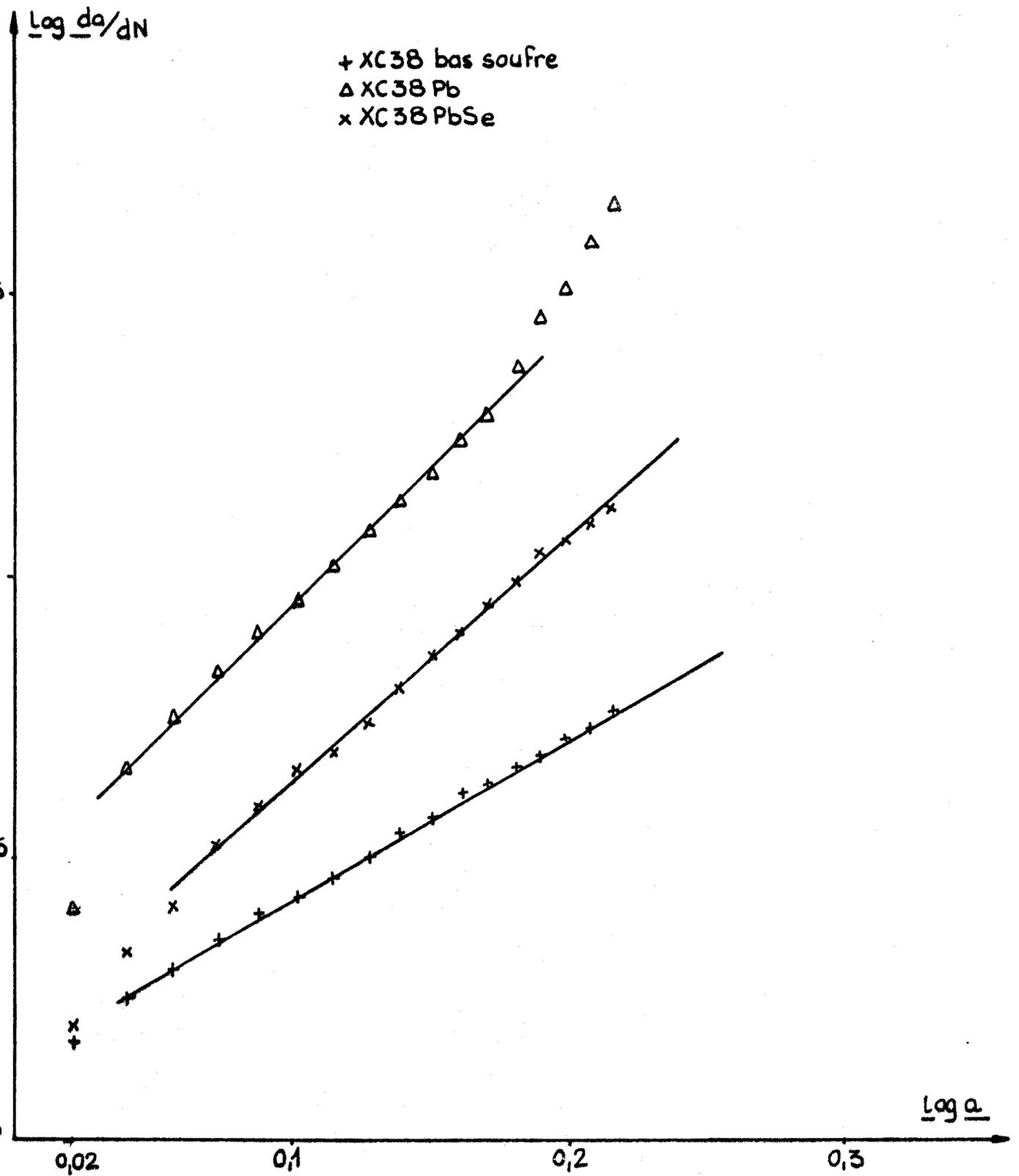


Figure III.4

Log de da/dN en fonction de log de a pour les nuances XC38 à bas soufre, au plomb et au plomb-selenium. sens travers - Etat trempé-revenu.



CHAPITRE III - BIBLIOGRAPHIE

- III.1. J. BELLOT, Thèse Nancy, 1972, n° AO372
- III.2. P.H. FRITH, Revue Métall., 1967, 64, 6, p. 531-549
- III.3. L. VINCENT, P. RABBE, B. COQUILLET et P. GUIRALDENC
C.R. Acad. Sci. Paris, t. 283, Déc. 1976, Série B, p. 413-416
- III.4. KNOTT, Fundamentals of fracture mechanics, London Butterworths,
1973
- III.5. P.C. Paris, Fatigue. An interdisciplinary approach. Syracuse
University Press, 1964
- III.6. A. BAUS, H.P. LIEURADE, Revue Metall. Mai 1975, 373-386
- III.7. A.W. THOMSON, W.A. BACKOFEN, Acta Met. Vol. 19, Juillet 1971
P. 597-606
- III.8. R.M. PELLOUX, M. EL SOUDANI, Trans of the ASM, Vol. 62, 1969
- III.9. K. EHRARD, A. WILSON, R. PELLOUX, N.J. GRANT, Tech. Report
A.F.M.L., T. 71-109, Mai 1971

CHAPITRE IV

ESSAIS DE TRACTION - RESULTATS

PLAN DU CHAPITRE IV

IV.1. ESSAI DE TRACTION SIMPLE

IV.1.1. Dimensions des éprouvettes

IV.1.2. Résultats

IV.1.3. Analyse des résultats

IV.1.4. Bilan

IV.2. ESSAI DE TRACTION SUR EPROUVETTES A DOUBLE ENTAILLE LATERALE

IV.2.1. Etude préliminaire

IV.2.2. Dimensions des éprouvettes

IV.2.3. Résultats

IV.2.4. Analyse des résultats

IV.2.5. Bilan

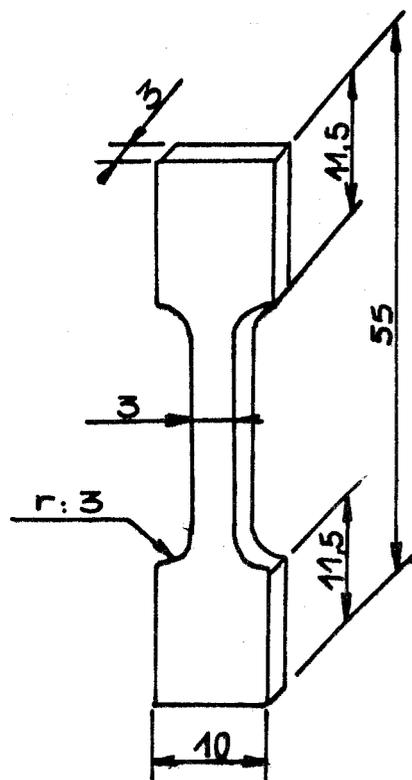
CHAPITRE IV - SYMBOLES UTILISES

- F : charge
- So : section initiale de l'éprouvette
- F/So : contrainte maximale
- Z % : striction en %
- A % : allongement à la rupture en %
- er : déformation rationnelle à la striction
- eu : déformation rationnelle à la rupture
- W : énergie de déformation : critère de COCKROFT
- $\sigma_{z \max}$: contrainte maximale principale
- E : module d'élasticité
- a : diamètre d'un trou ou de l'entaille
- W : largeur de l'éprouvette
- r : rayon de l'entaille
- e : épaisseur de l'éprouvette
- l : ligament
- σ_r : contrainte de rupture
- σ_m : résistance à la traction
- σ_e : limite élastique
- C_e : contraction sur l'épaisseur
- C_l : contraction sur le ligament
- K_{tn} : facteur de concentration de contrainte de l'entaille d'après ISIDA et LING
- f : fraction volumique des inclusions
- K_t : facteur de concentration de contrainte en tête de l'inclusion défini à partir du facteur de forme $\frac{a_0}{b_0}$ de l'inclusion d'après INGLIS
- K_{tL}
K_{tT} : facteurs de concentration de contrainte en tête de l'inclusion en sens long et sens travers.

IV.1. ESSAI DE TRACTION SIMPLE

Les caractéristiques de l'essai de traction sont données en annexe 3.

IV.1.1. Dimensions des éprouvettes



La nécessité de prélever des éprouvettes dans le sens long et le sens travers dans des billettes de 60 x 60 mm, nous a conduit à utiliser des éprouvettes de petites dimensions (Figure IV.1.), de section carrée. MISIOLEK (Réf. IV.1.) a mis en évidence l'équivalence d'éprouvettes de section carrée par rapport à des éprouvettes de section circulaire. L'utilisation d'éprouvettes de section carrée, pour des raisons d'appareillage et de commodité, est possible car le carroyage est isotrope autour de la direction de laminage.

Figure IV.1. Epreuve de traction

IV.1.2. Résultats

Les caractéristiques mécaniques des différentes nuances XC 38 et 16 CD4 déterminées par l'essai de traction sont rassemblées dans les tableaux suivants : (Tableaux IV.1. et IV.2.) où :

- F/So : contrainte maximale nominale
- A % : allongement à la rupture en %
- Z % : striction en %
- ϵ_r : déformation rationnelle à la striction
- ϵ_u : déformation rationnelle à la rupture
- W : énergie de déformation (critère de COCKROFT)
- σ_{max} : contrainte maximale principale

Nuance	XC38 bas soufre	XC38 moyen soufre	XC38 haut soufre	XC38Pb	XC38PbSe	16CD4	16CD4Pb
F/So (daN/mm ²)	67,8	67,8	66,6	62,8	67,15	88	79
A %	24,5	17,5	18,5	22,5	21,5	16,5	16,5
Z %	66,5	62,0	59,5	61,0	58,5	39,5	36,0
ϵ_r	0,14	0,135	0,125	0,13	0,12	0,095	0,13
ϵ_u	0,185	0,182	0,180	0,165	0,165	0,165	0,180
W en daJ/cm ³	98,2	97	77,5	93	92,5	171	137
σ_z max en daN/mm ²	147	141	127	144	166	196	137

a) sens long - Etat normalisé

Nuance	XC38 bas soufre	XC38 moyen soufre	XC38 haut soufre	XC38Pb	XC38PbSe	16CD4	16CD4Pb
F/So (daN/mm ²)	67,6	70,3	65,7	62,4	66,7	84	75
A %	17,5	15	9,5	17,5	10,5	13	14
Z %	53,5	44	34,5	30	22,5	31	32
ϵ_r	0,14	0,12	0,10	0,15	0,105	0,10	0,105
ϵ_u	0,18	0,13	0,11	0,16	0,13	0,145	0,14
W (daJ/cm ³)	92	63	52,5	80,5	55,5	129	107
σ_{zmax} (daN/mm ²)	123	78	80	81	91	163	153

b) sens travers - Etat normalisé

Tableau IV.1. Caractéristiques mécaniques obtenues en traction simple.
Etat normalisé.



Nuance	XC38 bas soufre	XC38 moyen soufre	XC38 haut soufre	XC38Pb	XC38PbSe	16CD4	16CD4Pb
F/So (daN/mm ²)	85,1	90,7	89,5	83,4	94,6	89	90
A %	14	11,5	5	14,2	10,3	9,5	10
Z %	62	62	47,5	63,5	41,8	51,5	43
ε _r	0,08	0,06	0,04	0,05	0,05	0,035	0,045
ε _u	0,10	0,10	0,075	0,10	0,07	0,08	0,09
W (daJ/cm ³)	88,5	86,4	70,5	85,3	59,5	98	97,9
σ _{zmax} (daN/mm ²)	212	205	193	182	181	213	164

a) Sens long - Etat trempé revenu

Nuance	XC38 bas soufre	XC38 moyen soufre	XC38 haut soufre	XC38Pb	XC38PbSe	16CD4	16CD4Pb
F/So (daN/mm ²)	81,6	87,9	89,9	81,8	91,15	94	88
A %	5	4,5	4,5	8,7	4,5	9	7
Z %	38	30,5	29,5	31,9	16,4	33	30
ε _r	0,07	0,05	0,04	0,05	0,05	0,045	0,05
ε _u	0,10	0,06	0,055	0,065	0,055	0,080	0,085
W (daJ/cm ³)	77,5	42	39,5	58,5	42	90	87
σ _{zmax} (daN/mm ²)	158	100	109	128	121	188	162

b) Sens travers - Etat trempé-revenu



Les figures IV.2. à IV.5. représentent l'allure des courbes obtenues à partir de l'essai de traction :

- courbe conventionnelle $\sigma = f\left(\frac{\Delta L}{L_0}\right)$
- courbe rationnelle $\sigma = f(\epsilon)$ où ϵ est la déformation intégrée (ou rationnelle) et σ la contrainte vraie
- critère de COCKROFT : $\sigma_{zmax} = f(\epsilon)$ où σ_{zmax} est la contrainte maximale principale déterminée par la correction de BRIDGMAN (Réf. IV.2.).

IV.1.3. Analyse des résultats (Tableaux IV.1 et IV.2)

IV.1.3.1. Influence de la teneur en inclusions de sulfure-cas des sulfures filiformes

Nous pouvons faire les remarques suivantes :

. On n'observe pas de variation significative de la charge de rupture F/S_0 suivant le sens de prélèvement, les valeurs sont voisines en sens long et en sens travers pour un traitement thermique donné.

. L'allongement à la rupture $A \%$ diminue quand la teneur en soufre augmente. Cet effet est particulièrement sensible à l'état normalisé en sens travers et à l'état trempé-revenu en sens long.

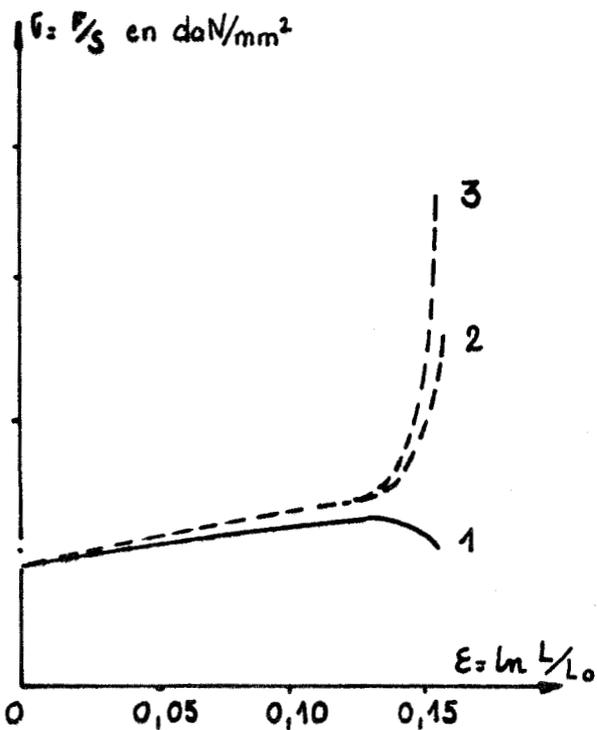
. La striction diminue également quand la teneur en inclusions de sulfure augmente, quels que soient le traitement thermique et le sens de prélèvement.

. Les autres valeurs : déformation à la striction (ϵ_r), déformation à la rupture (ϵ_u), critère de COCKROFT (w) et contrainte maximale principale (σ_{zmax}) diminuent quand la teneur en soufre augmente, dans tous les cas.

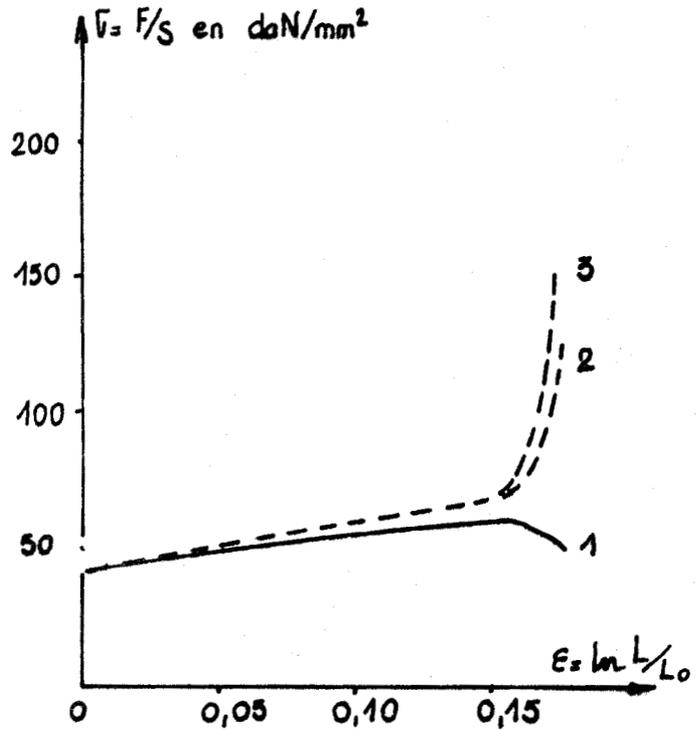
. A l'exception des contraintes, les autres paramètres ont des valeurs plus faibles à l'état trempé-revenu qu'à l'état normalisé.

IV.1.3. Cas des sulfures globulaires

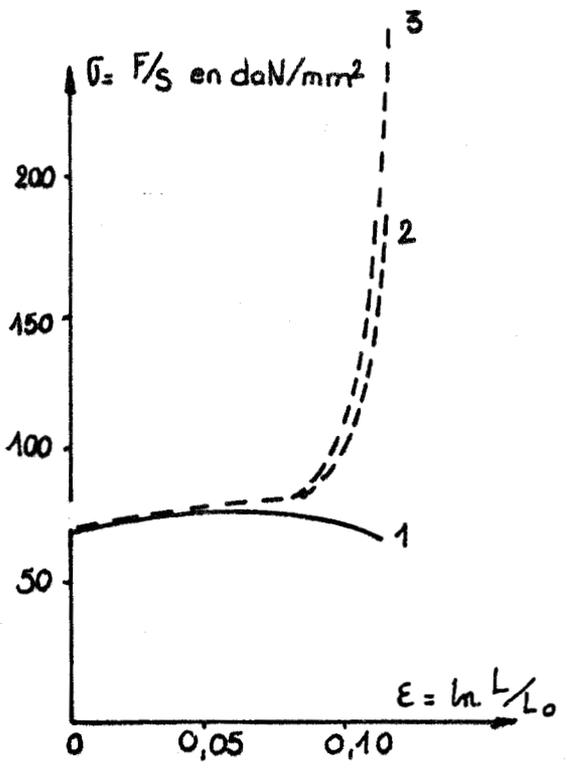
. La globularisation des sulfures par addition de plomb ou



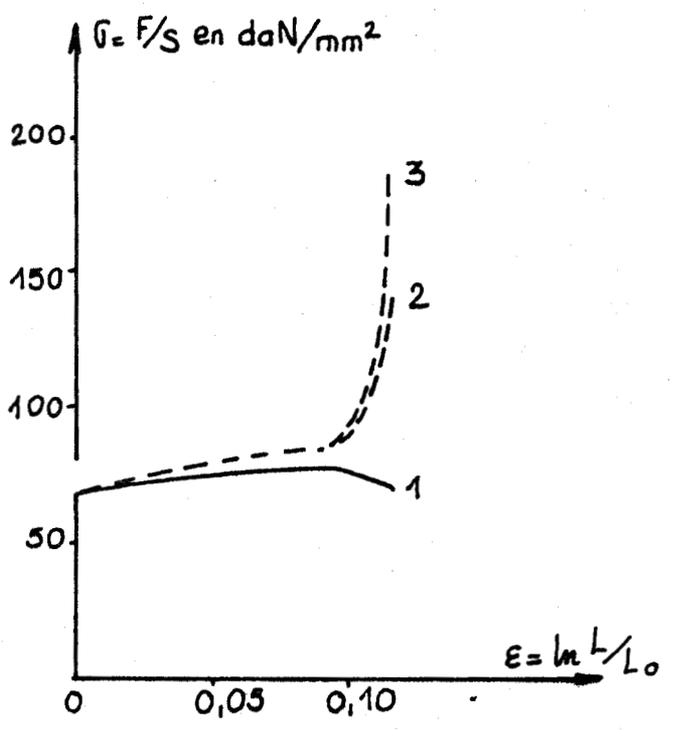
a) sens long (normalisé)



b) sens travers (normalisé)



c) sens long (trempé revenu)

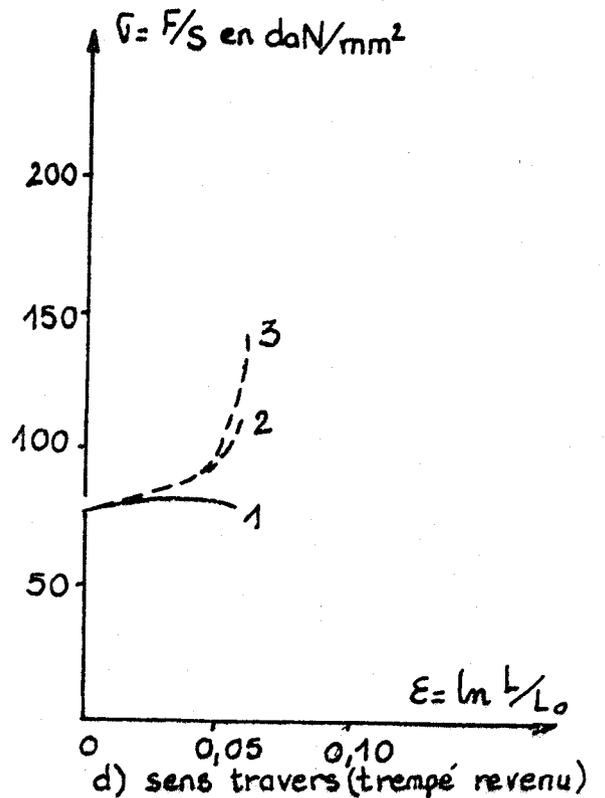
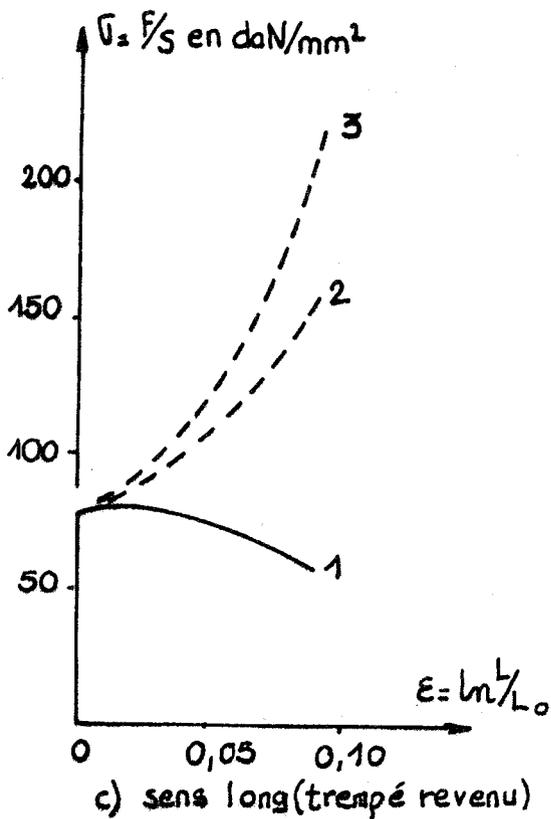
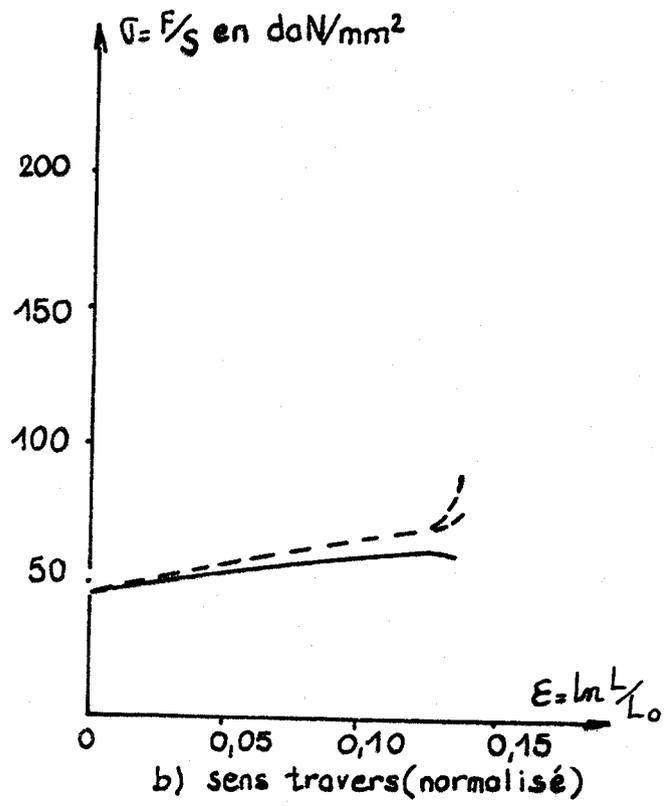
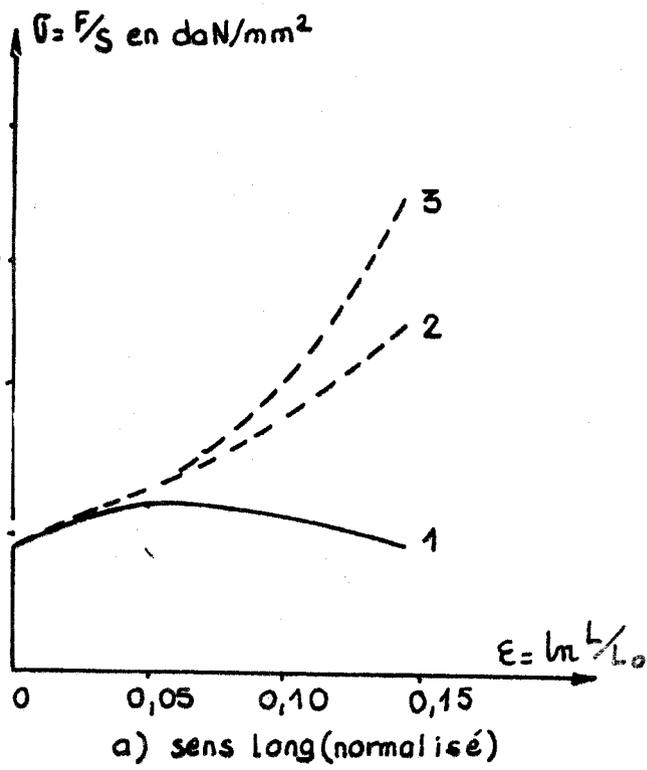


d) sens travers (trempé revenu)

XC 38



Figure IV.2
 1. Courbe de traction conventionnelle
 2. Courbe de traction rationnelle
 3. Correction de Bridgman.

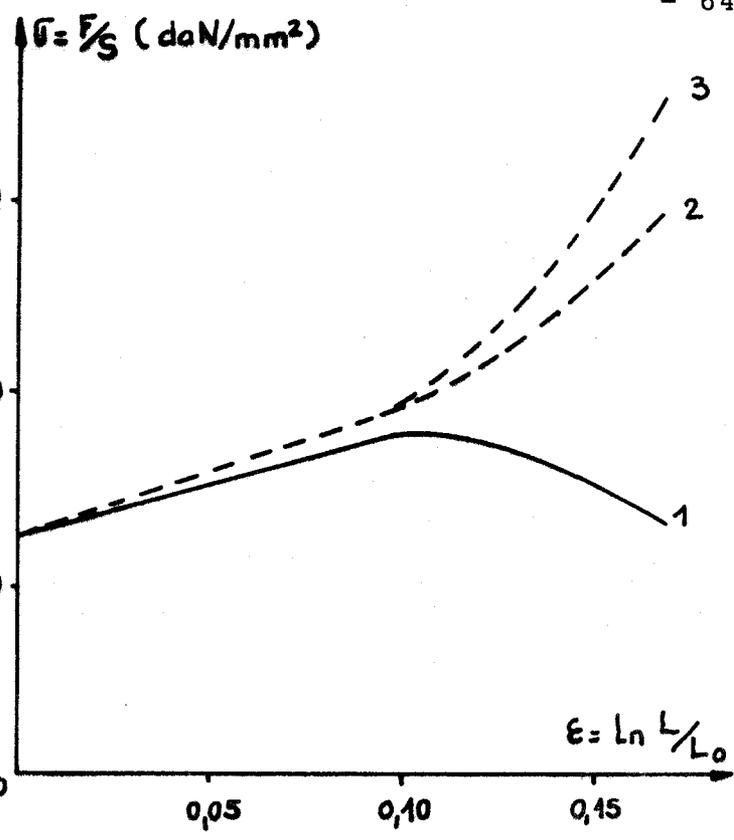


XC 38 Pb

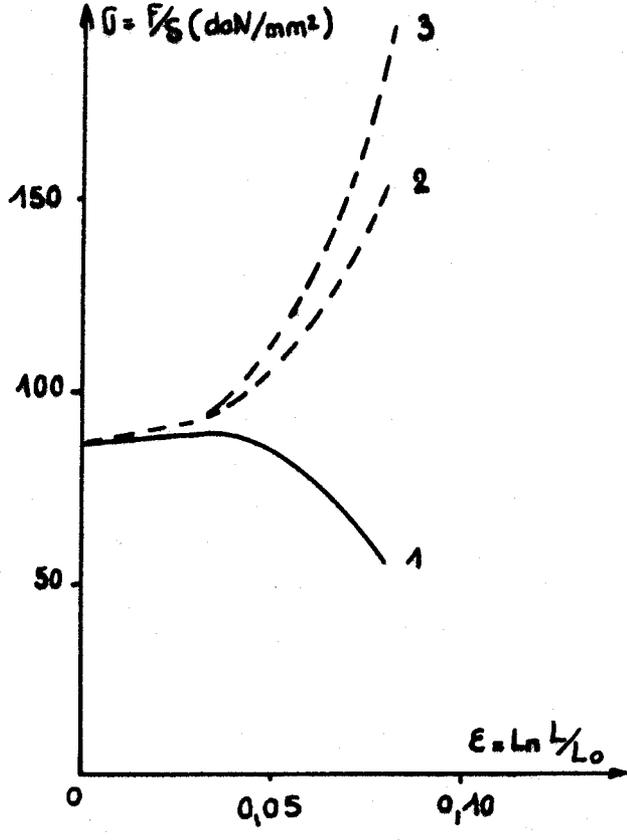


Figure IV.3

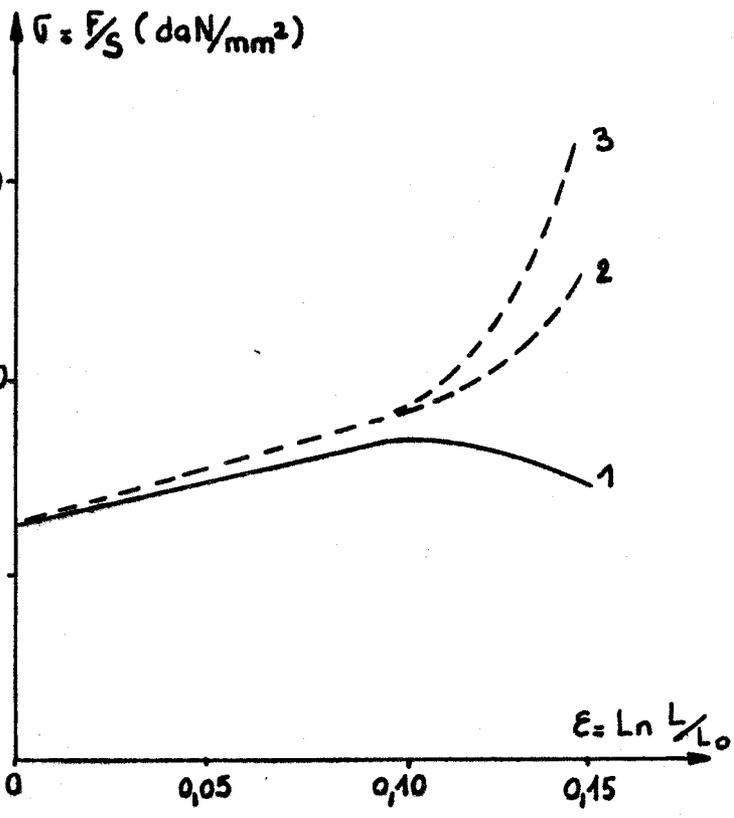
1. Courbe de traction conventionnelle
2. Courbe de traction rationnelle
3. Correction de Bridgman



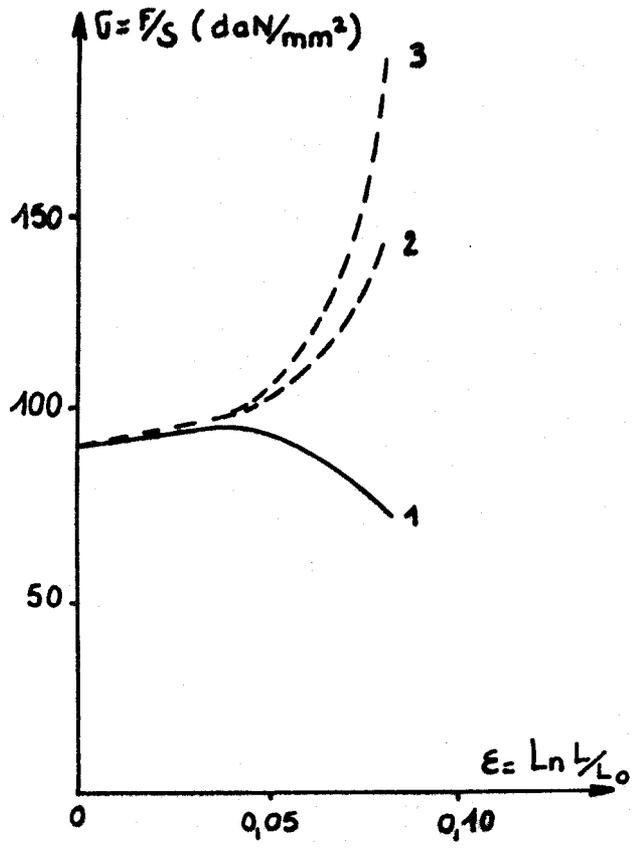
a. sens long (normalisé)



b. sens long (trempé - revenu)



c. sens travers (normalisé)



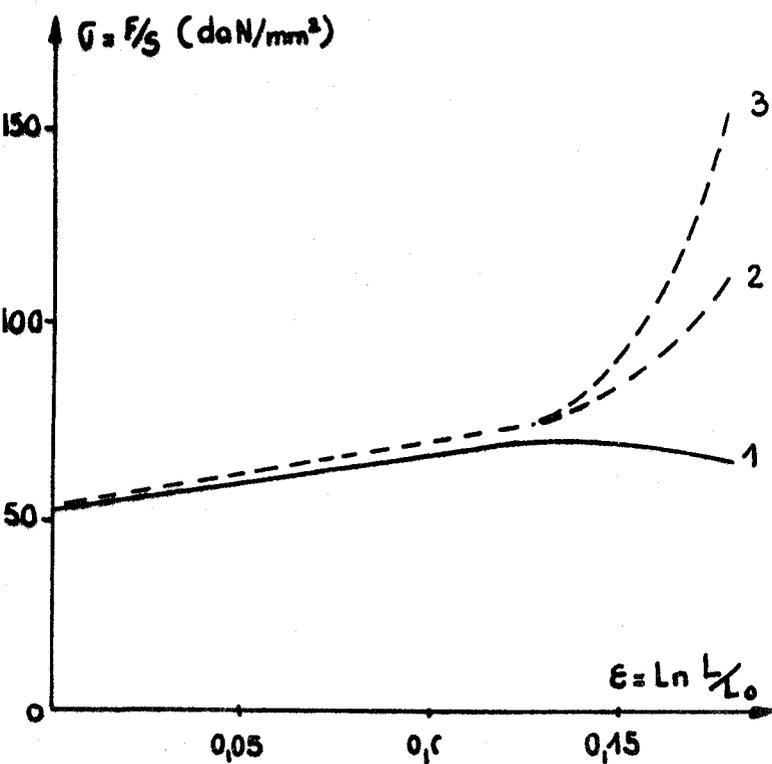
d. sens travers (trempé revenu)

46 CD4

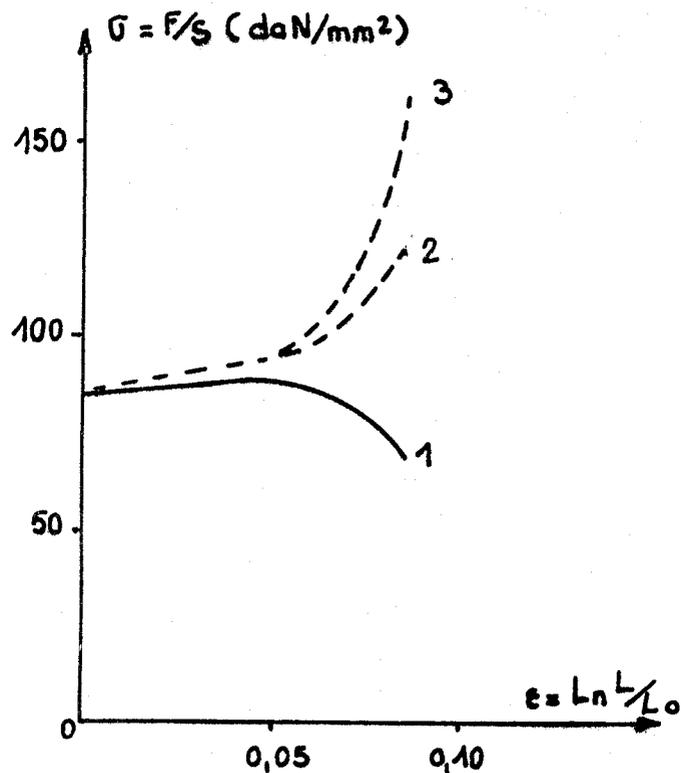
- 1 Courbe de traction conventionnelle
- 2 Courbe de traction rationnelle
- 3 Correction de BRIDGMAN

Figure: IV. 4

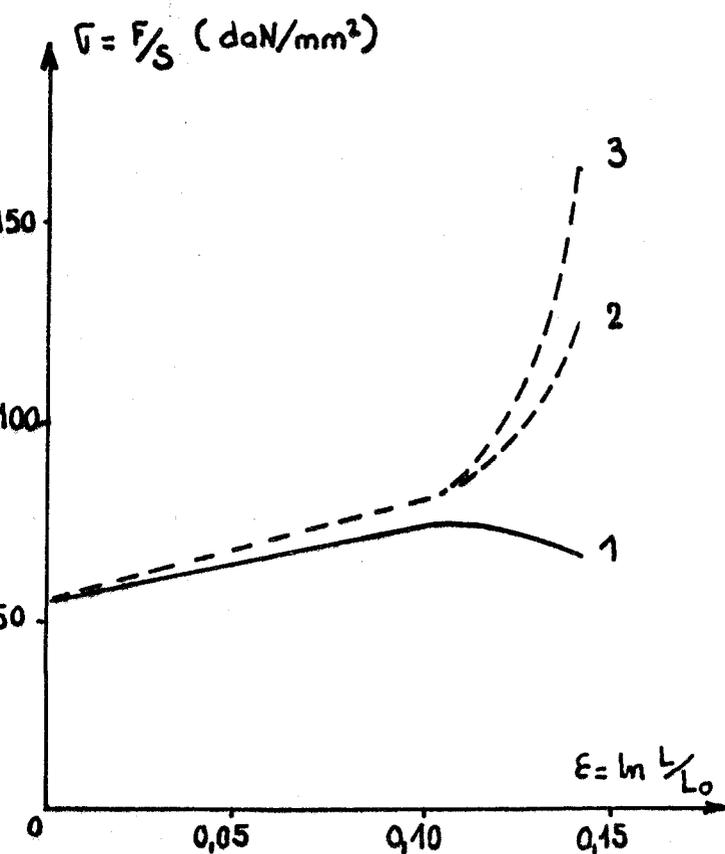




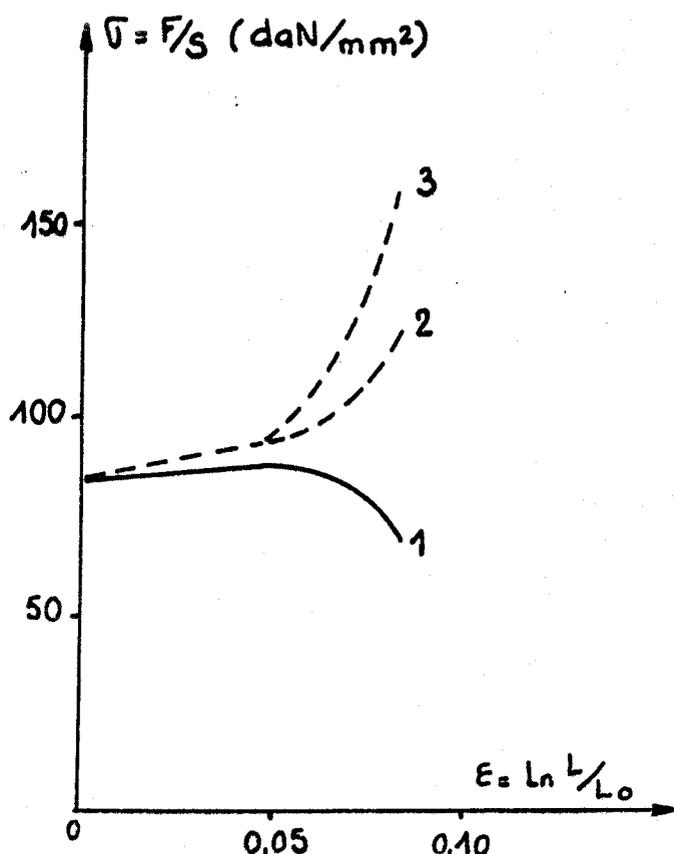
a. sens long normalisé



b. sens long trempé . revenu



c. sens travers normalisé



d. sens travers trempé . revenu

16 CD4 Pb

- 1 Courbe de traction conventionnelle
- 2 Courbe de traction rationnelle
- 3 Correction de Bridgman

Figure: IV.5



de terres rares conduit à un relèvement important des valeurs de l'allongement à la rupture (A), indépendamment du traitement thermique et du sens de prélèvement des éprouvettes.

. La striction (Z) dépend essentiellement de la teneur en inclusions. La globularisation semble même néfaste dans le sens travers normalisé.

. A teneur en inclusions égale, les valeurs de l'énergie de rupture W (critère de COCKROFT), de la contrainte maximale σ_{zmax} , de la déformation à la rupture ϵ_u , et de la déformation à la striction ϵ_r des nuances à sulfures filiformes sont améliorées par la globularisation dans le sens travers. En revanche dans le sens long, la globularisation n'apporte pas d'amélioration sensible ; les valeurs obtenues dépendent essentiellement de la teneur en inclusions, à l'exception cependant de l'énergie de rupture W qui, à l'état normalisé, est augmentée par la globularisation.

IV.1.3.3. Comportement de la nuance 16CD4

On peut en général faire les mêmes constatations à propos du comportement de la nuance 16CD4 et de la nuance XC 38 en ce qui concerne les effets de la globularisation sur les caractéristiques mécaniques. Cependant, deux types d'aciers différents sont insuffisants pour évaluer précisément l'influence intrinsèque des inclusions sur la matrice.

IV.1.4. Bilan

Par les essais de traction simple nous avons pu confirmer l'influence primordiale de la teneur en soufre.

L'essai de traction lente sur éprouvette non entaillée montre l'influence néfaste de l'augmentation de la teneur en inclusions. La globularisation de ces mêmes inclusions améliore les caractéristiques mécaniques en sens travers et conduit à une meilleure isotropie des propriétés, les caractéristiques mécaniques en sens long étant diminuées.

Le rôle des inclusions sur les paramètres de traction est semblable quelle que soit la nature de la matrice ; il est plus ou moins important suivant la teneur en carbone de la matrice.

IV.2. ESSAI DE TRACTION SUR EPROUVETTES A DOUBLE ENTAILLE LATÉRALE

IV.2.1. Etude préliminaire

Avant d'entreprendre l'étude des aciers à usinabilité améliorée nous avons analysé le comportement en traction d'éprouvettes planes présentant différents types de défauts et des distributions de défauts variables (Réf. IV.3.). Nous avons utilisé des éprouvettes en polymétacrylate de méthyle dans lesquelles les défauts ou inclusions étaient concrétisées par des trous cylindriques à section circulaire remplis d'un matériau de type ciment dentaire de module d'élasticité E' supérieur au module d'élasticité E de la matrice. Les éprouvettes ont été soumises à une traction monoaxiale jusqu'à rupture. Nous avons montré que la rupture est fonction d'un grand nombre de paramètres parmi lesquels : facteur de concentration de contrainte, distribution et taille de défauts..., et en particulier que la contrainte de rupture dépend :

- de la position des inclusions par rapport au bord de l'éprouvette car le facteur de concentration de contrainte est lié à cette position (Réf. IV.4.).

- de l'effet de ligament : une diminution de la largeur du ligament entraîne une augmentation de la contrainte sur celui-ci.

- de l'acuité d'entaille : il existe un diamètre critique au dessous duquel une diminution du diamètre entraîne une chute brutale de la contrainte de rupture. La figure IV.6. montre l'évolution de la contrainte de rupture en fonction du rapport a/w du diamètre du trou à la largeur de l'éprouvette dans le cas d'une inclusion unique centrale infiniment molle (trou).

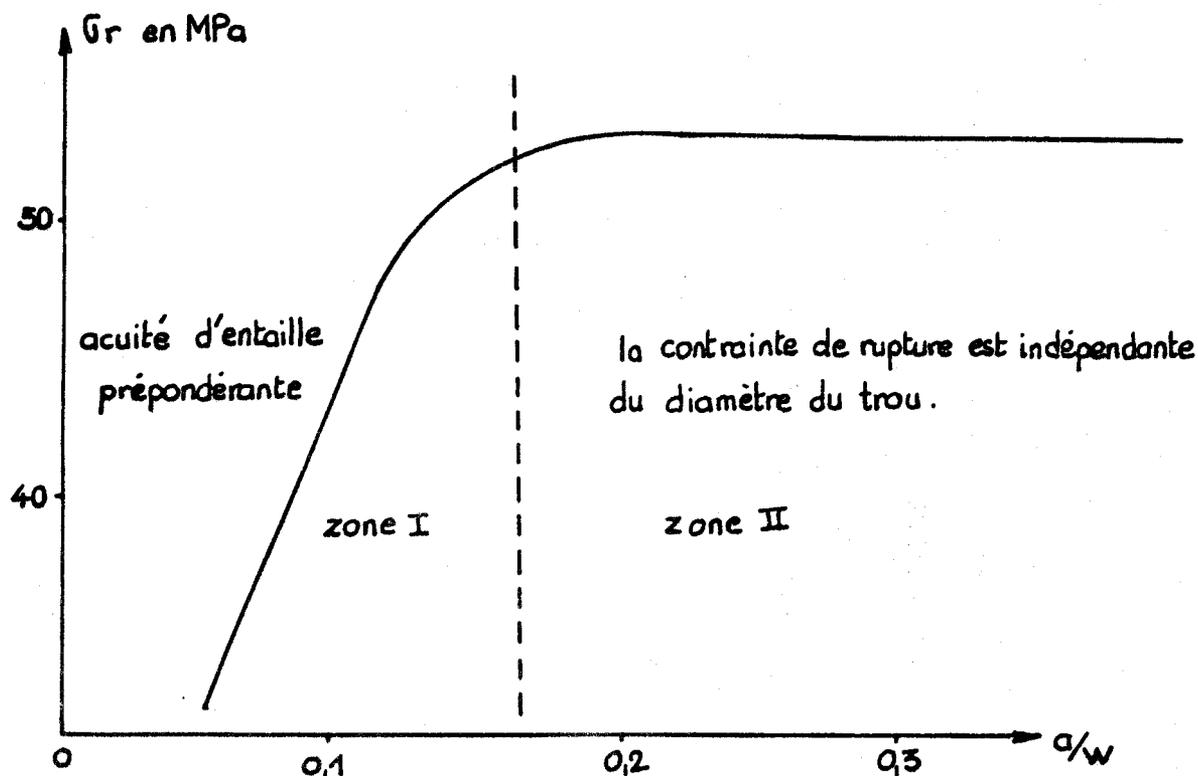


Figure IV.6. Contrainte de rupture en fonction du rapport a/w

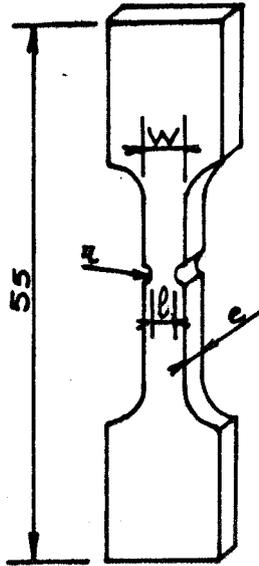
- zone I : l'acuité d'entaille est prépondérante
- zone II : la contrainte de rupture reste sensiblement constante quand le rapport a/w augmente. Seul le facteur de concentration de contrainte intervient dans ce domaine.

Les résultats importants des essais préliminaires nous conduisent après l'étude du comportement en traction simple des différentes nuances à usinabilité améliorée, à analyser l'influence d'une double entaille latérale, de diamètre variable sur les propriétés mécaniques de traction des aciers XC 38.

Remarque :

La variation de σ_r est exprimée en fonction du rapport sans dimension $\frac{a}{w}$ qui ici représente uniquement le paramètre expérimental a , w ayant été maintenu constant.

IV.2.2. Géométrie des éprouvettes



r : rayon de l'entaille : 0,35-0,6-1 et 2 mm

l : ligament. Sa valeur initiale l_0 vaut 4 mm pour les différents essais (Figure IV.7.)

Les éprouvettes ont été prélevées dans les sens long et travers des cinq nuances XC38 et ont subi un traitement de normalisation.

Figure IV.7. Epreuve de traction à double entaille

IV.2.3. Résultats expérimentaux

Les résultats des essais sont consignés dans les tableaux IV.3. et IV.4. où :

A % est l'allongement à rupture en % dans la zone entaillée estimé à partir de l'écartement de deux repères situés dans la zone entaillée.

Z % la striction en %

σ_r la charge de rupture en daN/mm²

σ_{max} la charge maximale en daN/mm²

C_e la contraction sur l'épaisseur $\frac{e_0 - e}{e_0} \times 100$

C_l la contraction sur le ligament $\frac{l_0 - l}{l_0} \times 100$

Z % n'est donné ici qu'à titre indicatif puisqu'elle se déduit aisément des valeurs de C_e et C_l :

$$Z = C_e + C_l - \frac{C_e C_l}{100}$$

D'autre part, l'allongement et la striction sont liés et nous avons tenté de déterminer la relation d'interdépendance $Z = f(A)$.

Nuance	Diamètre de l'entaille	A %	Z %	τ_r	τ_{max}	C_e	C_l
XC 38 bas soufre	0,7	126,0	28,3	103	75,6	18,1	12,5
	1,2	85,6	30,8	103,6	74,5	20	13,4
	2	70	37,8	118,6	76,6	25,4	16,5
	4	37,4	41,8	120,3	78,9	29,7	17,2
	∞	24,5	66,5				
XC 38 moyen soufre	0,7	105,3	27,3	100	75,5	18,6	11,2
	1,2	78,5	32,4	106,4	74	20	15,5
	2	70,5	37,2	123	76,9	32,7	17,1
	4	37,3	44,2	121,8	77	31	20,5
	∞	17,5	62				
XC 38 haut soufre	0,7	100,5	28,6	98,8	72,8	17,7	13,1
	1,2	74,5	30,8	108,2	75,1	19,3	14,3
	2	55,8	34,1	34,1	74,4	23,6	13,8
	4	33	38,4	115	76,1	25,9	16,4
	∞	18,5	59,5				
XC38Pb	0,7	97,7	21,5	90,1	72,3	14,1	11,7
	1,2	73,2	25,8	97,8	74,8	20,7	11,7
	2	52,9	30	107,9	76,8	27,2	12,3
	4	38	39	116	76	38	19
	∞	22,5	61				
XC38PbSe	0,7	87,9	23	93,4	74	14,7	11,6
	1,2	68,5	25	99,8	76,6	19,9	10,1
	2	47,8	30,7	111,1	78	28,1	12,2
	4	32,9	39,5	117,6	77,2	39	19,2
	∞	21,5	58,5				

Tableau IV.3. Résultats des essais pour le sens long - Etat normalisé

Nuance	Diamètre de l'entaille	A %	Z %	τ_r	τ_{max}	C_e	C_l
XC38 bas soufre	0,7	97,5	25	99,6	75,3	15	10,8
	1,2	69,9	27	104	76,8	17,2	11,8
	2	50,8	31,8	113,8	80,5	22,1	12,4
	4	30,5	32,3	113,3	79,5	23,3	11,9
	∞	17,5	53,5				
XC38 moyen soufre	0,7	70,2	18,1	84,9	70,8	12,6	5,9
	1,2	53,9	26,8	88,9	65,7	17,8	11
	2	32,9	27,2	100,7	69,7	17,9	11,3
	4	22,2	28,5	102,1	73,1	16	15,4
	∞	15	44				
XC38 haut soufre	0,7	60	11,8	75,5	66,6	5,7	6,4
	1,2	31,8	12,7	84,3	75,2	7,6	4,2
	2	29	15,7	85,8	72	8,8	8,4
	4	16	18,2	96,8	76	14,8	7,7
	∞	9,5	34,5				
XC38Pb	0,7	93	15,1	82,8	70,3	9,9	7,3
	1,2	62	18,7	88	71,6	11	8,8
	2	47,1	20,3	91,8	73,1	16,1	8,2
	4	25,9	24,6	97,7	74,5	20,9	9,6
	∞	17,5	30				
XC38PbSe	0,7	82,7	17,4	88,1	72,8	9,1	10
	1,2	46,7	18,2	90,5	75,2	12,3	7,3
	2	40,4	20,1	96,1	76,8	16,3	7,7
	4	24,3	26,6	101,4	74,8	22,8	14,8
	∞	10,5	32,5				

Tableau IV.4. Résultats des essais pour le sens travers - Etat normalisé



IV.2.4. Analyse des résultats

a) Allongement A et striction Z

Compte tenu de la relation qui lie l'allongement A à la striction Z, nous avons étudié les variations du logarithme de Z en fonction du logarithme de A. Nous avons obtenu deux réseaux de droites pour le sens long (Figure IV.8.) et pour le sens travers (Figure IV.9.), d'équations de la forme :

$$\ln Z = \alpha \ln A + b$$

En posant $b = \ln C$ soit $C = e^b$

on obtient $Z = cA^\alpha = e^b A^\alpha$

Les valeurs des paramètres b et α pour les différentes nuances XC38 à l'état normalisé et les deux sens de sollicitation, sont consignées dans le tableau IV.5.

Nuances	Sens long		Sens travers	
	α	b	α	b
XC38 bas soufre	- 0,486	5,64	- 0,4	5,04
XC38 moyen soufre	- 0,43	5,37	- 0,52	5,11
XC38 haut soufre	- 0,42	5,23	- 0,56	4,64
XC38 Pb	- 0,69	6,20	- 0,39	4,5
XC38 Pb Se	- 0,66	6,03	- 0,36	4,36

Tableau IV.5. Paramètres de l'évolution de la striction en fonction de l'allongement

Empiriquement nous avons montré que les relations qui lient l'allongement A à la striction Z et donc aux contractions sur épaisseur C_e et sur ligament C_l , sont de type parabolique. Nous n'exploiterons par suite que les variations de A en fonction des différents rayons d'entaille.

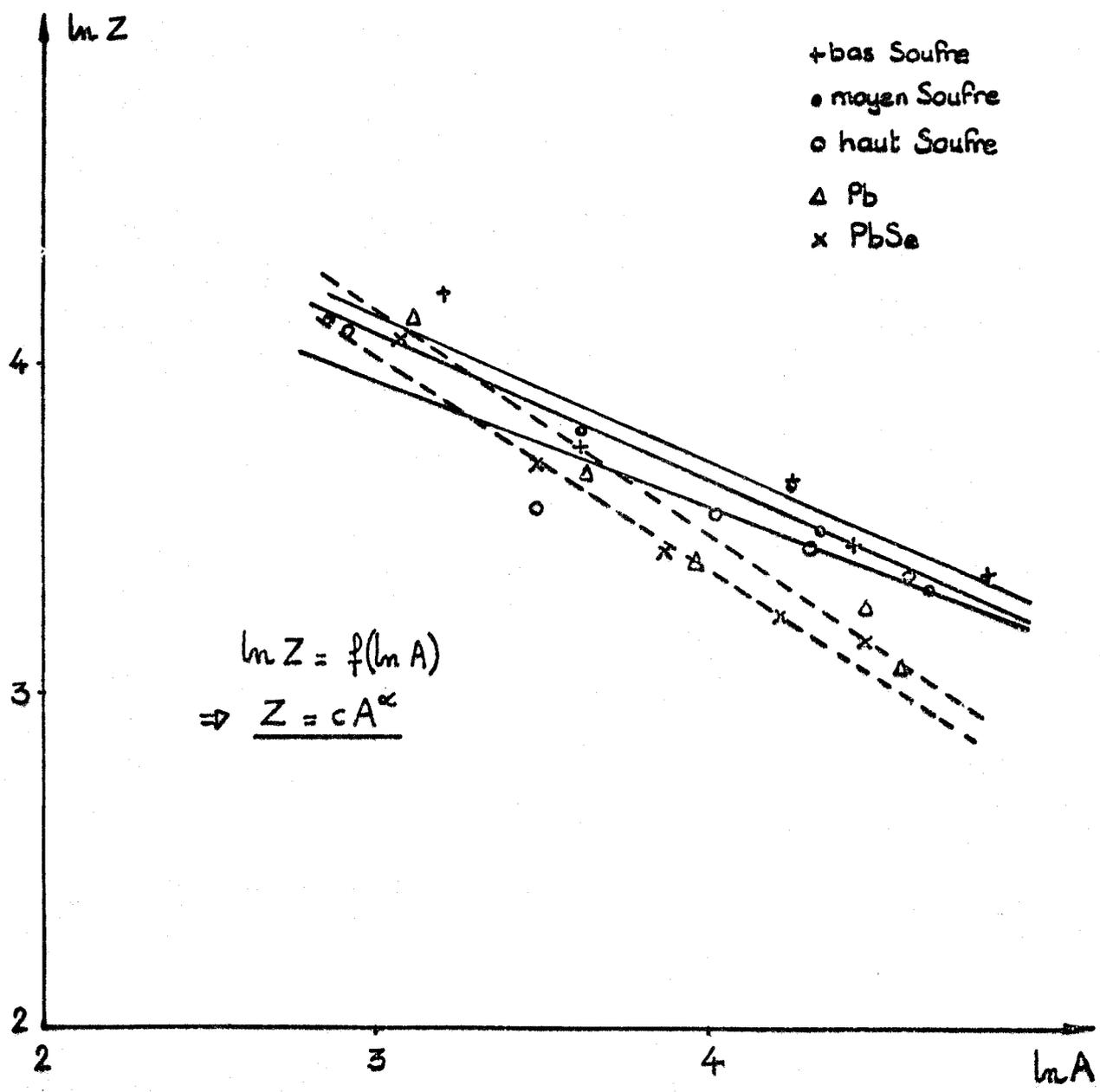


Fig. IV.8. Allongement et striction
Sens long. Etat normalisé.



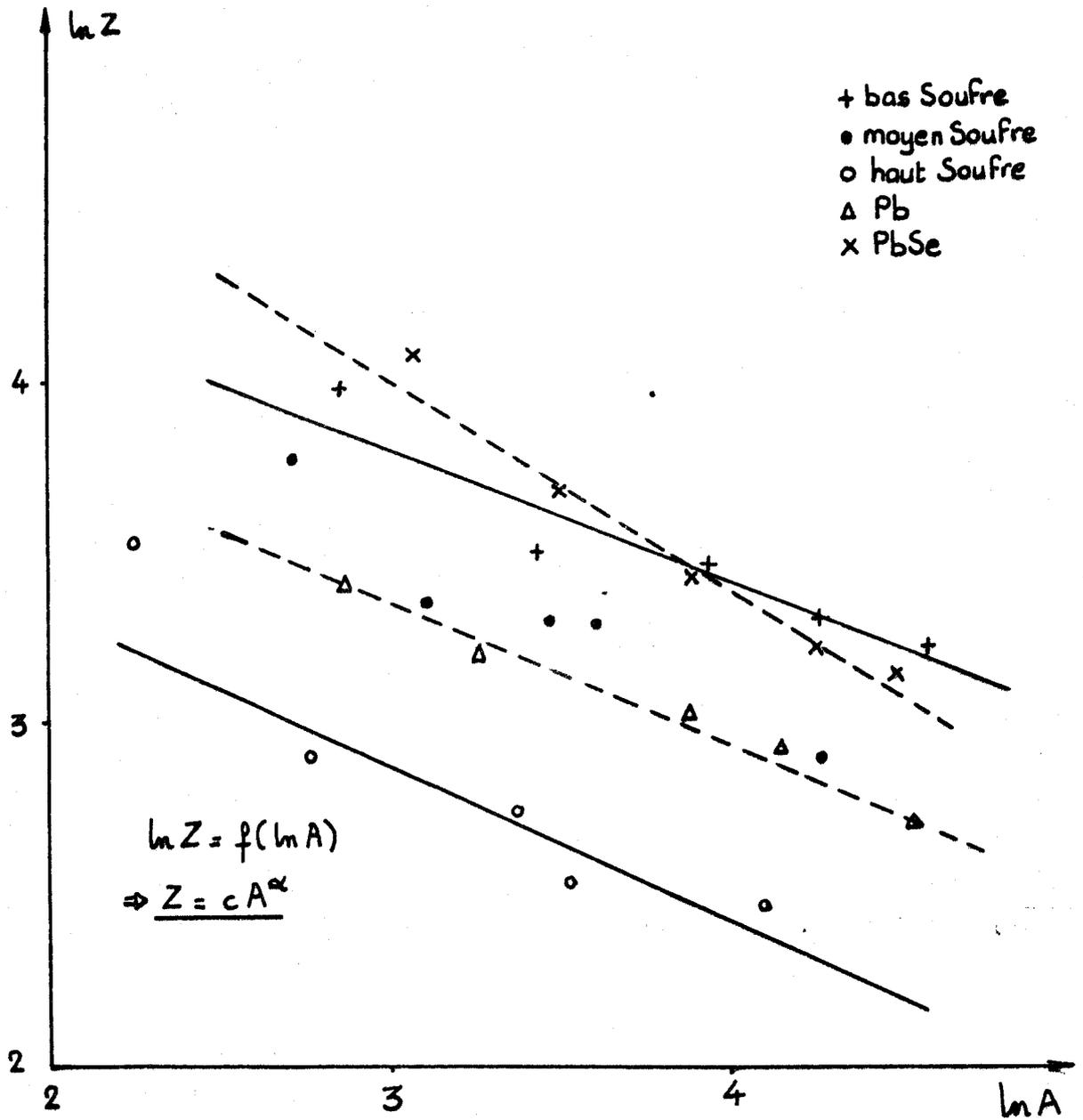


Fig. IV.9. Allongement et striction.
Sens travers. Etat normalisé.



b) Facteur de concentration de contrainte

Par les essais antérieurs (traction simple, fatigue, résilience) nous avons mis en évidence l'importance du rôle que joue le facteur de concentration de contrainte dû aux défauts.

ISIDA et LING (Réf. IV.5. et IV.6.) ont calculé l'évolution de ce facteur pour différentes valeurs du rayon d'entaille (Figure IV.10.). Le tableau IV.6. donne les valeurs de K_{Tn} pour nos éprouvettes.

rmm	0,35	0,6	1	2	∞
K_{Tn}	2,6	2,34	2,04	1,5	1

Tableau IV.6. Evolution du facteur de concentration de contrainte K_{Tn} en fonction du rayon d'entaille d'après ISIDA (Réf. IV.5.) et LING (Réf. IV.6.).

c) Etude de la charge de rupture r

Nous retrouvons sur les figures IV.11 et IV.12 une évolution semblable à celle que nous avons obtenu dans le cas d'éprouvettes de traction en matière plastique avec inclusion centrale : deux domaines où :

- $\frac{a}{w} < 0,33$ ($r < 2\text{mm}$), l'acuité d'entaille est prépondérante la contrainte de rupture σ_r diminue rapidement quand le rapport a/w diminue
- $\frac{a}{w} > 0,33$: la contrainte de rupture σ_r croît très lentement quand le rapport a/w augmente. L'acuité d'entaille n'intervient plus. Seul le facteur de concentration de contrainte K_{Tn} influe sur la charge de rupture : quand le diamètre de l'entaille augmente, K_{Tn} diminue et σ_r augmente.

Les différences de niveaux observées entre les courbes sont liées à l'état inclusionnaire des différentes nuances d'acier.

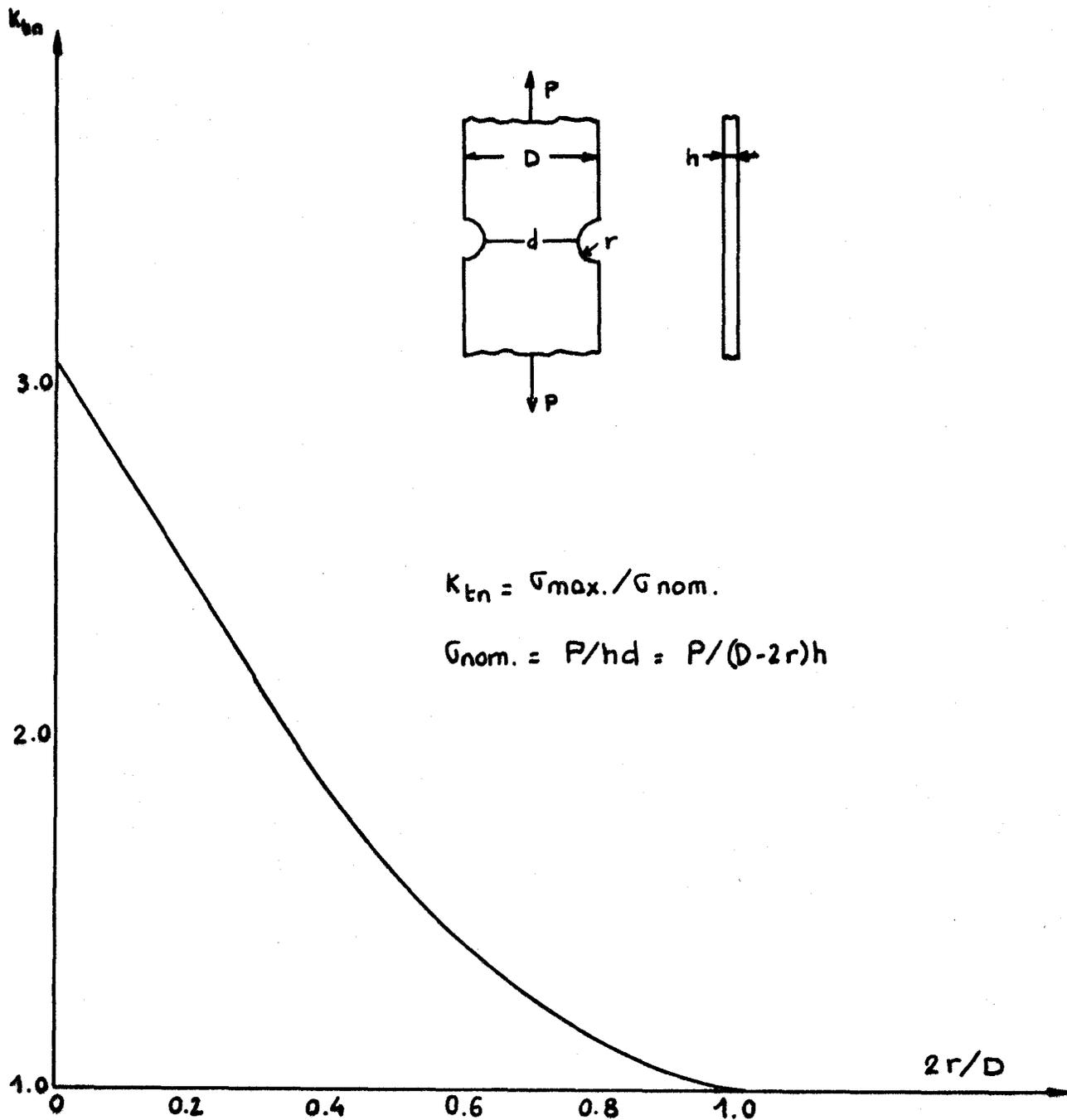


Figure: IV.40. facteur de concentration de contrainte d'après Isida et Ling

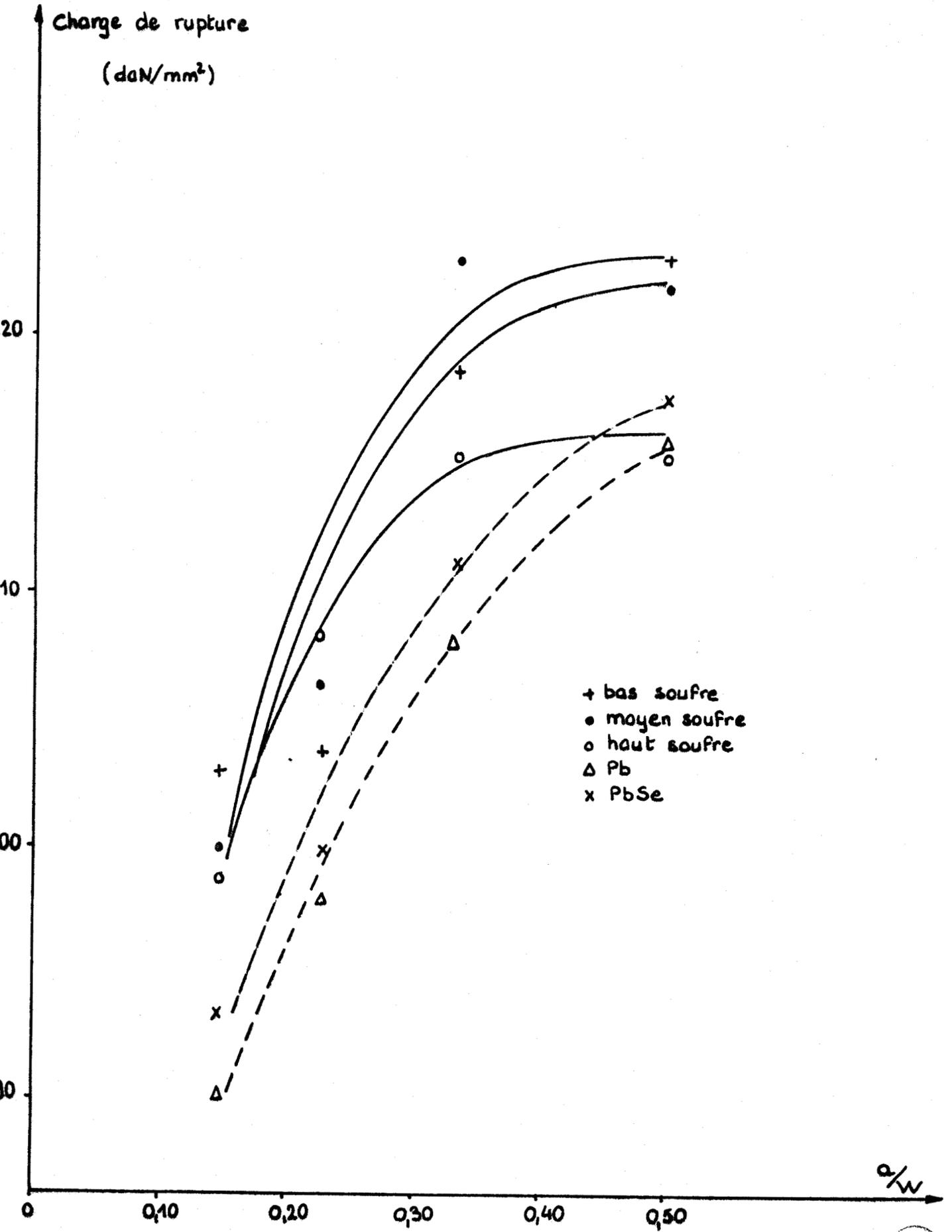


Figure: IV.11 charge de rupture = $f(a/w)$ sens Long
état normalisé



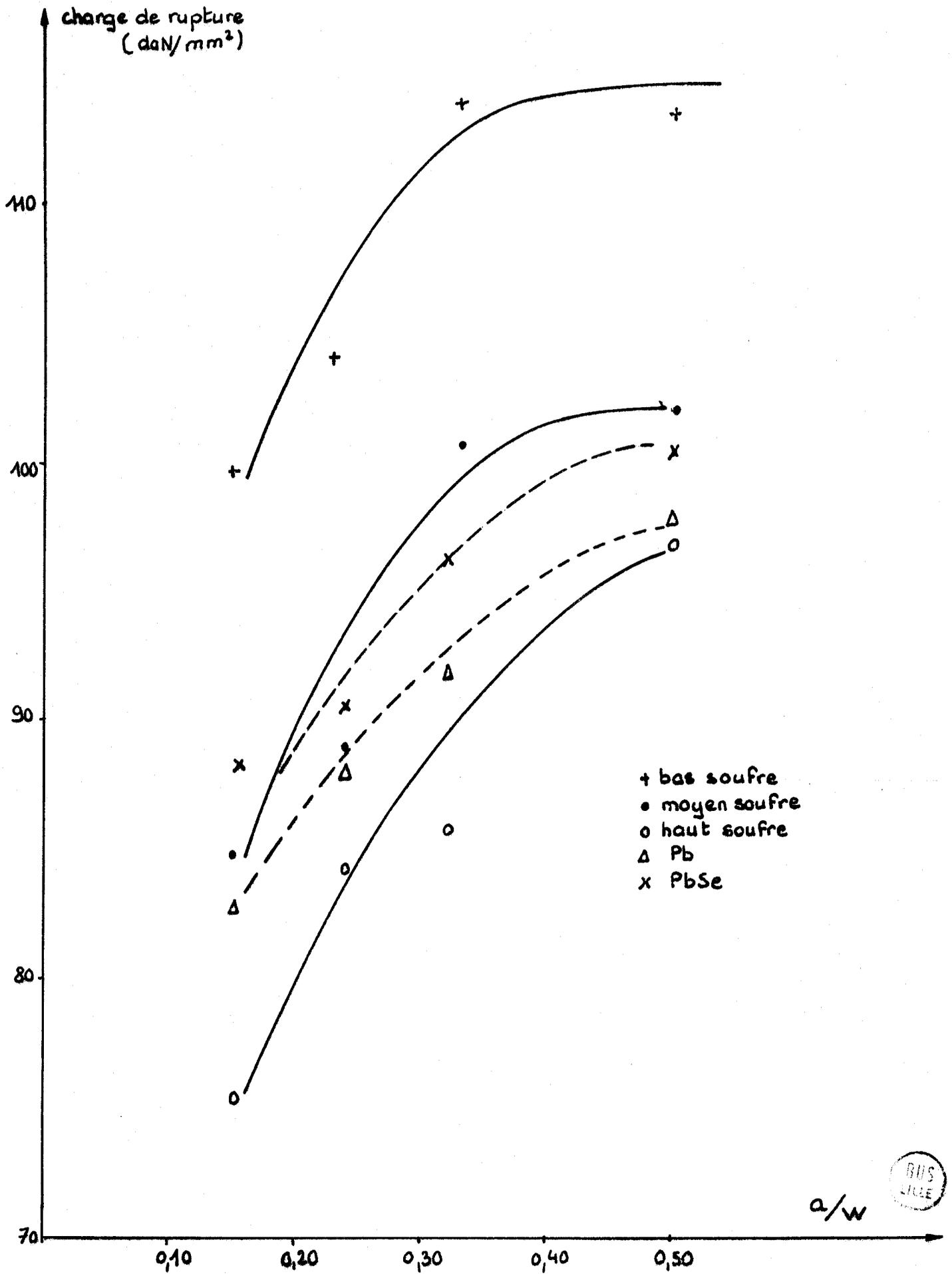


Figure: IV.12 charge de rupture = $f(a/w)$ sens travers état normalisé



d) Etude de l'allongement local à la rupture A %

L'allongement A % diminue quand le rayon d'entaille augmente. Nous avons représenté sur les figures IV.13. et IV.14. les variations de A % en fonction de e^{KTn} et nous obtenons des réseaux de droites d'équation $A \% = me^{KTn} + b$ où b a une valeur faible car les droites obtenues passent toutes par des points très proches de l'origine. Le tableau IV.6. donne les valeurs des différents coefficients m des droites obtenues ainsi que les coefficients de corrélation de la régression linéaire R correspondants aux cinq nuances d'acier et aux deux sens de sollicitation.

Nuances	Sens long			Sens travers		
	m	b	R	m	b	R
XC38 bas soufre	9,22	- 2,7	0,993	7,3	- 3,25	0,995
XC38 moyen soufre	7,87	0,82	0,973	5,2	- 0,067	0,999
XC38 haut soufre	7,5	- 1,65	0,998	4,3	- 4,07	0,96
XC38 Pb	6,76	4,45	0,991	6,88	- 4,2	0,99
XC38 Pb Se	6,15	4,075	0,994	6,1	- 6,38	0,972

Tableau IV.7. Valeurs des coefficients des droites $A \% = me^{KTn} + b$

On peut juger de l'influence de la globularisation en comparant les pentes m des droites obtenues : . pour les nuances au soufre dépourvues de plomb ou de selenium on observe une diminution importante de la pente m en sens travers et ceci d'autant plus que le pourcentage de soufre est plus grand.

. pour les nuances au plomb et au plomb-selenium les pentes m restent identiques en sens long et en sens travers, ceci montre que la globularisation augmente nettement les caractéristiques en sens travers et améliore ainsi l'isotropie des propriétés.

Nous savons par les essais précédents que les caractéristiques mécaniques sont fortement influencées par la fraction volumique f des inclusions et la concentration de contrainte k_t due à ces inclu-

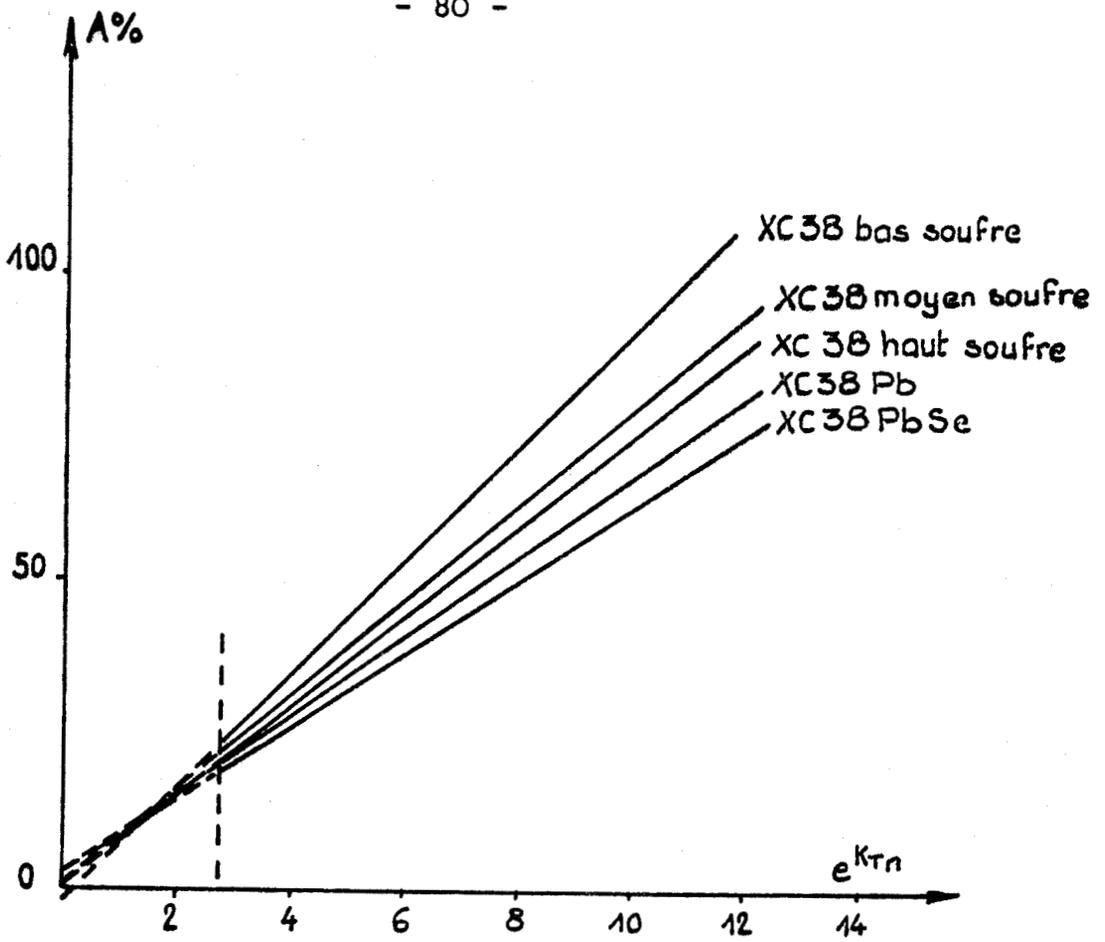


Figure IV.13 $A\% = f(e^{K\tau n})$ sens long

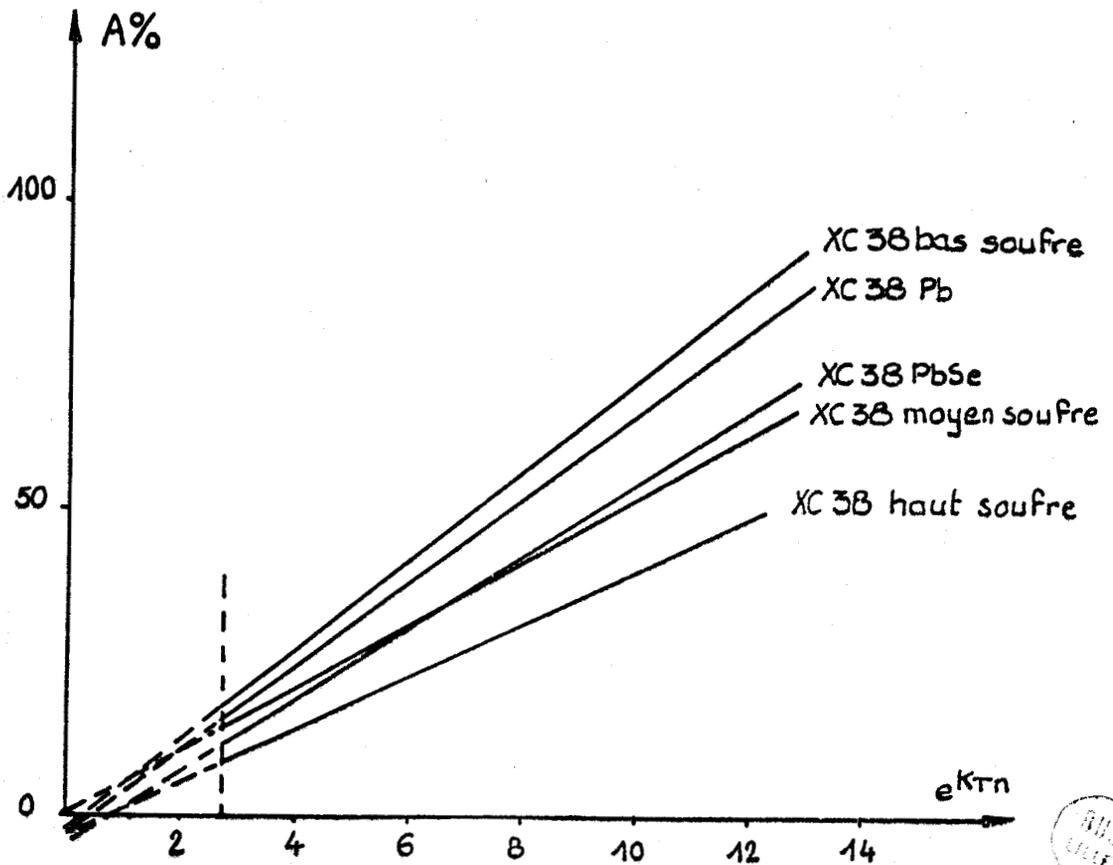


Figure IV.14 $A\% = f(e^{K\tau n})$ sens travers



sions. Nous avons donc cherché à relier le paramètre m aux deux paramètres ci-dessus (K_t et f) pour finalement aboutir aux expressions empiriques de l'allongement $A \%$ suivantes :

- en sens long :
$$A \% = \frac{16,5 e^{ktn}}{K_{tL}(1 + \sqrt[3]{f})}$$

- en sens travers :
$$A \% = \frac{16,5 e^{ktn}}{K_{tL}(1 + \sqrt[3]{f})^2}$$
 Pour les nuances

en soufre seul, puisque les valeurs obtenues pour m en sens travers et en sens long sont identiques pour les nuances à sulfures globulaires (Tableau IV.7.).

IV.2.5. Bilan

Les essais de traction sur éprouvettes à double entaille nous ont permis d'établir des relations entre l'allongement local à la rupture $A \%$ et la striction $Z \%$, ainsi que des relations entre $A \%$ et le facteur de concentration de contrainte K_{tn} dû à l'entaille, relations qui établissent le caractère linéaire de la variation de A avec e^{ktn} . Ce résultat remarquable par sa simplicité nous entraîne à des essais supplémentaires destinés à étayer une réflexion théorique plus approfondie.

Nous avons pu constater qu'une addition de plomb ou de plomb-selenium abaisse les valeurs de l'allongement en sens long, contrairement aux observations de BACKER (Réf. II.3). Cette différence de comportement est en fait probablement simplement apparente puisque BACKER a adopté un point de vue résolument global et que notre étude porte sur des valeurs locales. Nous remarquons en outre que la globularisation des sulfures améliore considérablement les caractéristiques de ductilité.

CHAPITRE IV - BIBLIOGRAPHIE

- IV.1. Z. MISIOLEK, Mem. Sci. Rev. Met., LXVIII, N° 3, 1971
- IV.2. P.W. BRIDGMAN, Trans, ASM, 32, 1944, 553
- IV.3. N. UYSTPRUYST, D.E.A., Lille, 1976
- IV.4. S. JOSTROM, Aero, Research. Inst., Sweden, Stockholm, 1950, Report 36
- IV.5. M. ISIDA "On the tension of the strip with semi-circular notches", Trans. Japan Soc. Mech. Eng., Vol. 19, 1953, p. 5
- IV.6. CHI BING LING, "On stress concentration factor in a notched strip", Trans. ASME, Vol. 90, Appl. Mech., 1968, P. 833

CHAPITRE V

RECHERCHE D'UN CRITERE DE DUCTILITE A PARTIR DE L'ESSAI DE TRACTION

PLAN DU CHAPITRE V

V.1. CARACTERISTIQUES GENERALES DE LA RUPTURE DUCTILE (REF.V.1 et V.2)

V.2. CAS DE L'ESSAI DE TRACTION

V.3. RECHERCHE D'UN CRITERE

V.3.1. Influence des inclusions

V.3.2. Influence de la matrice

V.4. COMMENTAIRES

SYMBOLES UTILISES AU CHAPITRE V

- ϵ_s : Déformation relative de striction : $\epsilon_s = \frac{\epsilon_u - \epsilon_r}{\epsilon_u}$
- ϵ_{sL} : Sens long
- ϵ_{sT} : Sens travers
- ν : Indice de plasticité relative inclusion-matrice
- a_0 : Grand axe de l'inclusion
- b_0 : Petit axe de l'inclusion
- K_{tL} : Facteur de concentration de contrainte en sens long
- K_{tT} : Facteur de concentration de contrainte en sens travers
- σ_e : Limite élastique de la matrice
- E : Module d'élasticité de la matrice

V.1. CARACTERISTIQUES DE LA RUPTURE DUCTILE (Réf. V.1. et V.2.)

On peut décrire le processus de rupture ductile par coalescence des cavités en distinguant trois stades qui interviennent successivement au cours de la déformation :

- 1 - formation des fissures au niveau des inclusions
- 2 - à partir des fissures, croissance des trous qui s'allongent dans le sens de la déformation
- 3 - Coalescence des trous conduisant à la rupture

Au cours des deux premiers stades les fissures se forment soit par décohérence des carbures à l'interface matrice-inclusion, soit par ruptures internes des sulfures et des silicates.

V.2. CAS DE L'ESSAI DE TRACTION

D'après plusieurs auteurs parmi lesquels DAHL (Réf. V.3.) GLADMAN (Réf.V.4.), BELLOT (Réf. V.1.) et VODOPIVEC (Réf. V.5.), le soufre a peu ou pas d'effet sur la courbe de consolidation dans la partie des déformations homogènes (Fig. V.1.) c'est à dire entre le point A correspondant à la limite élastique et le point B correspondant au point d'instabilité mécanique (ou maximum de la charge sur le diagramme de traction conventionnelle). Ainsi les inclusions de sulfures n'ont pas d'action sensible sur la limite élastique E , la résistance à la traction σ_{max} , le coefficient d'écrouissage n et l'allongement uniforme ϵ_r . Comme le montre schématiquement la figure V.1., les effets du soufre sur la courbe de consolidation ne deviennent visibles qu'au delà du point B, c'est à dire dans la zone de striction qui précède la rupture. On note une diminution sensible du niveau de contrainte et de l'aptitude à la consolidation $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$, l'écart avec la courbe de référence étant d'autant plus accentué que la déformation progresse. L'effet principal du soufre est donc de modifier les caractéristiques du métal au plus haut niveau des déformations, et plus particulièrement les caractéristiques de rupture : résistance ultime σ_u et déformation intégrée ϵ_u .

Les résultats obtenus sur les aciers à usinabilité améliorée du type XC 38 et 16 CD4 nous permettent de faire les mêmes constatations. Les caractéristiques E et σ_{max} obtenues par normalisation et par trempe et revenu ne sont pratiquement pas affectées par la teneur

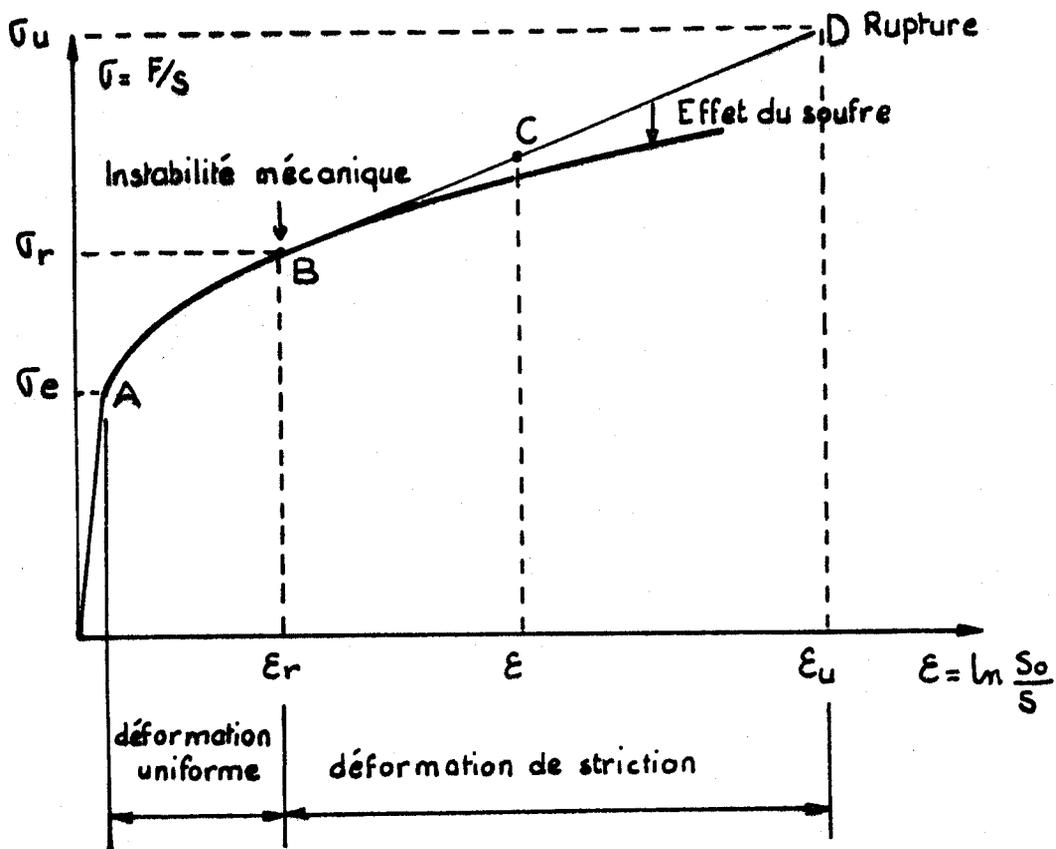


Figure V.1. Influence du soufre sur les propriétés mécaniques à la traction (courbe de traction rationnelle) d'après BELLOT (Réf. V.I.)

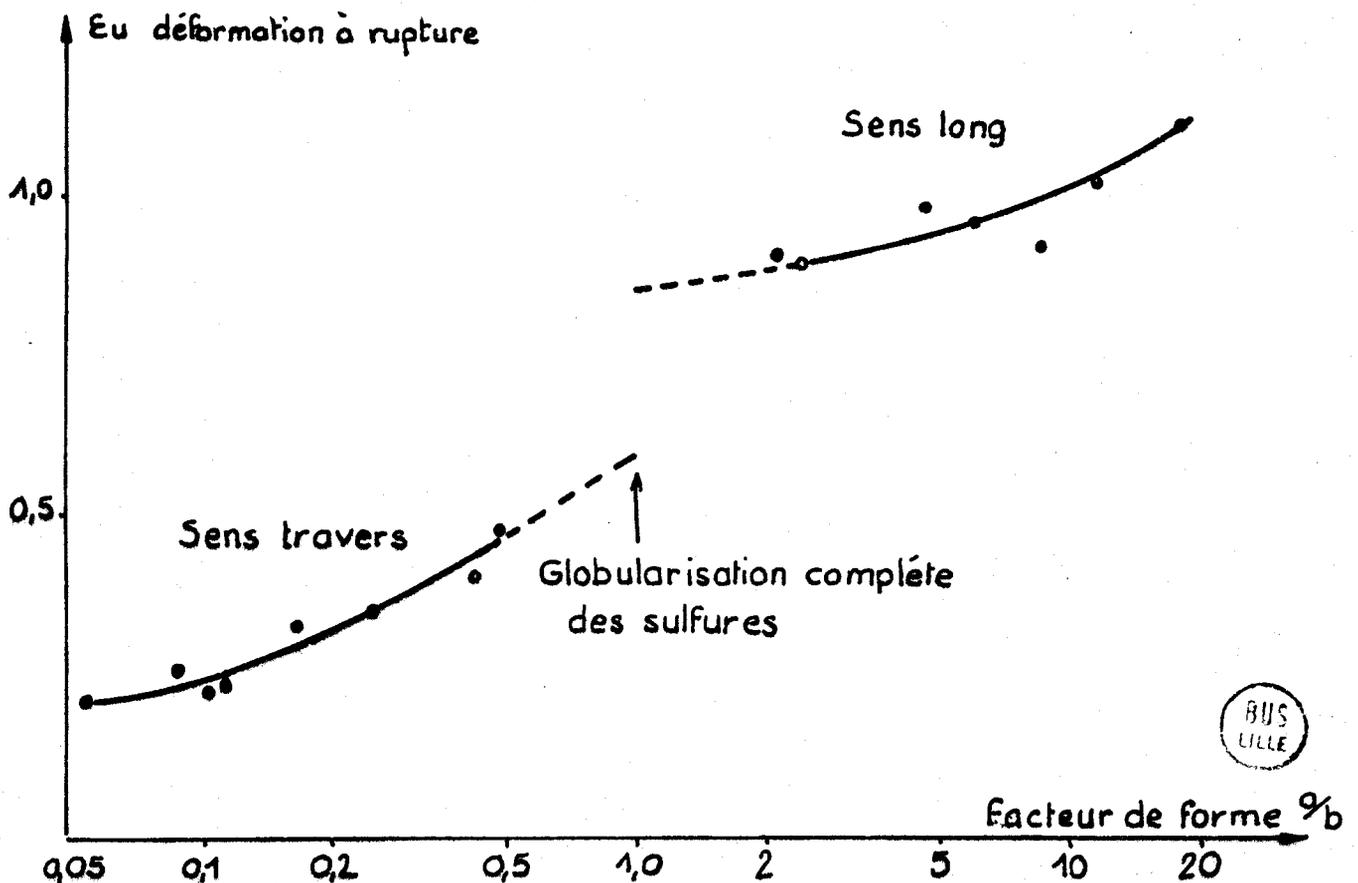


Figure V.2. Aciers de construction $R = 950 \text{ N/mm}^2$
Influence de la morphologie des sulfures sur la déformation intégrée à rupture pour $f = 0,2 \%$ en volume d'inclusions (sulfures + Oxydes) (D'après BELLOT)

en soufre ; la dispersion des valeurs est inhérente aux variations des paramètres contrôlant la trempabilité (C, Mn, éléments d'alliages, taille du gain...) et est indépendante du pourcentage du soufre.

V.3. RECHERCHE D'UN CRITERE DE DUCTILITE

Toutes ces considérations nous ont conduit à étudier la déformation à la rupture, et plus particulièrement la déformation relative de striction définie par le rapport

$$\epsilon_s = \frac{\epsilon_u - \epsilon_r}{\epsilon_u}$$

où ϵ_u = déformation intégrée à la rupture
 ϵ_r = déformation à la striction
(au point d'instabilité mécanique)

Les résultats des différents essais mécaniques (fatigue, résilience, traction) effectués sur les aciers XC 38 et 16 CD4 ont montré toute l'importance de la morphologie des inclusions. Le comportement à la rupture ductile dépend en effet, non seulement de la matrice et de la teneur en soufre, mais aussi des propriétés intrinsèques et des facteurs géométriques (distribution, taille forme...) de ces inclusions de sulfures.

Nous allons rappeler l'influence de ces principaux facteurs sur la déformation à la rupture ϵ_u et par suite sur la déformation relative de striction ϵ_s .

V.3.1. Influence des inclusions

V.3.1.1. Le facteur de forme $\frac{a_0}{b_0}$

(a_0 , grand axe, b_0 petit axe de l'inclusion considérée comme un ellipsoïde parfait).

Les résultats de l'essai de traction indiquent que la globularisation des sulfures (caractérisée par le rapport a_0/b_0) s'accompagne d'une remontée de la ductilité en sens travers et d'une diminution en sens long. La figure V.2. montre, d'autre part, comment varie la déformation à la rupture ϵ_u avec le facteur de forme pour une même fraction volumique. Lorsque le facteur de forme a_0/b_0 tend vers 1, les propriétés tendent à devenir plus isotropes par atténuation du fibrage ; en extrapolant les courbes à a_0/b_0 (globularisation complète des sulfures), l'écart de ductilité entre le sens long et le sens travers donne une idée de l'influence de l'anisotropie résiduelle. La déformation relative de striction ϵ_s varie donc comme le facteur de forme.

Remarque : Lorsque l'axe de sollicitation est parallèle au grand axe des inclusions (sens long), la définition du facteur de forme précédente $\frac{a_0}{b_0}$ convient. En revanche, lorsque l'axe de sollicitation est perpendiculaire au grand axe de l'inclusion (sens travers) il faut considérer le rapport inverse $\frac{b_0}{a_0}$.

V.3.1.2. Le facteur de concentration de contrainte K_t

Comme nous l'avons vu précédemment, chaque inclusion est à l'origine de concentrations de contrainte ; celles-ci pouvant apparaître lors de la déformation ou résulter de la contraction relative matrice-inclusion. Le facteur de concentration de contrainte peut être estimé dans le cas des inclusions de sulfures à partir du facteur de forme de ces inclusions par la relation d'INGLIS (Réf. I.9.).

$$\text{- en sens long : } K_{tL} = 1 + \frac{2b_0}{a_0}$$

$$\text{- en sens travers : } K_{tT} = 1 + \frac{2a_0}{b_0}$$

Les valeurs de K_t sont consignées dans le tableau I.3. du chapitre I. La déformation relative de striction ϵ_s en sens long augmente quand le facteur de forme $\frac{a_0}{b_0}$ augmente donc quand le facteur de concentration de contrainte K_{tL} diminue.

V.3.1.3. Indice de plasticité relative v

D'après FRITH (Réf.V.6.), KIESSLING (Réf. V.7.), TRICOT (Réf. V.8.) la nocivité d'une inclusion dépend entre-autre de sa cohésion avec la matrice et de l'indice de déformabilité à chaud de l'inclusion. MALKIEWICS (Réf.I.10.), dans son étude a ramené la déformation des inclusions à celle de la matrice par l'indice :

$$v = \frac{\epsilon_i}{\epsilon_m} = - \frac{2}{3} \frac{\text{Log } \alpha}{\text{Log } \delta} = \frac{2 \text{ Log } a_0/b_0}{3 \text{ Log } S_0/S}$$

où : ϵ_i = déformation intégrée de l'inclusion

ϵ_m = déformation intégrée de la matrice

$$\alpha = \frac{b_0}{a_0}$$

$\delta = \frac{S_0}{S}$ = taux de corroyage, S_0 = section initiale de l'éprouvette
 S = section finale après laminage

La déformation à la rupture ϵ_u en sens long augmente lorsque le facteur de forme $\frac{a_0}{b_0}$ augmente (Figure V.2.), donc lorsque ν augmente puisque le taux de corroyage est égal à 16 pour toutes les nuances d'aciers étudiées.

Remarque : Lorsque pour une inclusion $\frac{a_0}{b_0}$ augmente, $\frac{b_0}{a_0}$ diminue et ϵ_u en sens travers diminue, et les variations de ϵ_s en sens travers en fonction des différents paramètres inclusionnaires sont symétriques de celles décrites pour ϵ_s en sens long, quand le facteur de forme $\frac{a_0}{b_0}$ augmente.

Le facteur de forme des inclusions est donc un paramètre très important de la déformation relative de striction ϵ_s puisqu'on le retrouve dans différentes expressions, en particulier dans celle du facteur de concentration de contrainte qui gouverne les variations des propriétés mécaniques en sens long et en sens travers pour une même nuance d'acier.

V.3.2. Influence de la matrice

Les caractéristiques mécaniques du matériau sont évidemment fonction de la matrice. La limite élastique σ_e , en particulier, qui caractérise le niveau de résistance de la matrice est indépendante des inclusions. C'est un facteur intrinsèque de la matrice, et l'on peut définir d'une façon générale un matériau par le rapport de sa limite élastique σ_e à son module d'élasticité E :

$$\frac{\sigma_e}{E} \text{ (Réf.V.9.)} = \text{déformation élastique de la matrice}$$

En tenant compte de l'influence des différents paramètres ci-dessus nous obtenons finalement les expressions empiriques suivantes pour la déformation relative de striction ϵ_s :

$$\text{- en sens long : } \epsilon_{sL} = 0,32 \frac{\sigma_e \times k_{tL} \times a_0/b_0}{E \times \nu}$$

$$\text{- en sens travers : } \epsilon_{sT} = 0,76 \frac{\sigma_e \times k_{tT} \times b_0/a_0}{E \times \nu}$$

Ces deux relations permettent de calculer la déformation relative de striction simplement à partir des dimensions a_0 et b_0 de l'inclusion, et de la limite élastique de la matrice. On remarque que la fraction volumique n'apparaît pas dans ces expressions : la fraction volumique f ne pouvant servir qu'à comparer des inclusions de même morphologie (la fraction volumique doit-êtré elle-même associée à une expression de la morphologie). MESMACQUE (Réf. II.1.) a constaté également qu'il n'y avait pas de corrélation évidente entre la fraction volumique et la déformation à la rupture ϵ_u pour les nuances d'aciers étudiées.

Les valeurs de ϵ_s mesurées et de ϵ_s calculées sont reportées dans le tableau suivant (Tableau V.1.). La figure V.3. montre la bonne corrélation entre les valeurs mesurées et les valeurs calculées de la déformation relative de striction ϵ_s (coefficient de corrélation $n = 0,953$).

	Sens long Etat normalisé		Sens travers Etat normalisé		Sens long Etat trempé revenu		Sens travers Etat trempé revenu	
	ϵ_{SL} mesuré	ϵ_{SL} calculé	ϵ_{ST} mesuré	ϵ_{ST} calculé	ϵ_{SL} mesuré	ϵ_{SL} calculé	ϵ_{ST} mesuré	ϵ_{ST} calculé
1	0,243	0,253	0,20	0,198	0,40	0,396	0,318	0,31
2	0,258	0,259	0,143	0,128	0,40	0,389	0,17	0,192
3	0,305	0,285	0,167	0,188	0,467	0,478	0,273	0,315
4	0,212	0,235	0,167	0,197	0,40	0,395	0,286	0,33
5	0,226	0,248	0,192	0,229	0,333	0,417	0,333	0,38
6	0,424	0,407	0,24	0,209	0,563	0,578	0,375	0,30
7	0,278	0,299	0,25	0,208	0,500	0,504	0,412	0,35

Tableau V.1. : ϵ_s mesuré et ϵ_s calculé

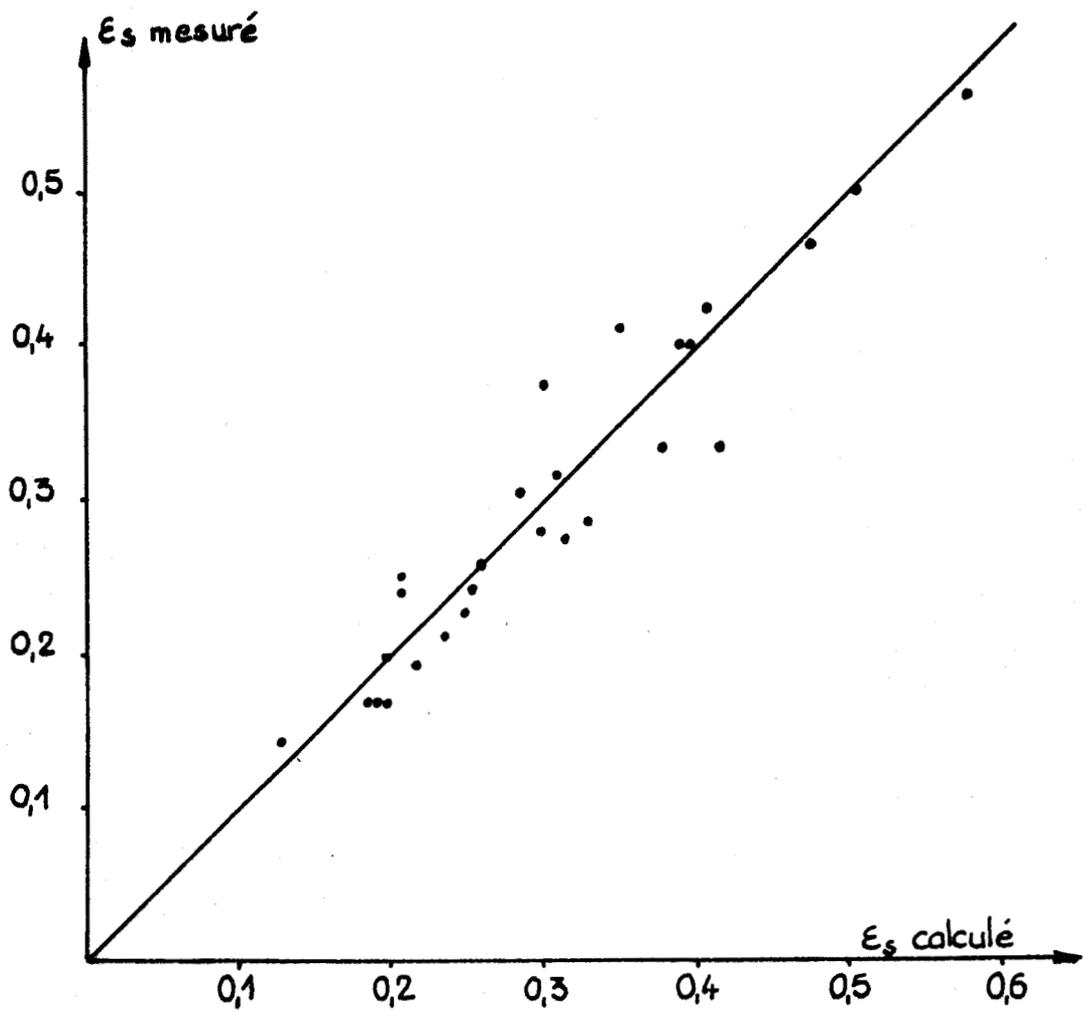


Figure : V.3 Corrélation entre ϵ_s mesuré et ϵ_s calculé ($r=0,96$)

V.4. COMMENTAIRES

La ductilité peut être définie d'une façon générale comme la possibilité pour un matériau donné de se déformer plastiquement sans rupture apparente. Cette propriété dépend :

- du matériau lui même : structure, niveau de résistance
- de la géométrie de l'éprouvette : influence de l'entaille
- de l'état inclusionnaire, nature, taille... des inclusions

Une des conséquences pratiques très importante de cette propriété est l'aptitude au formage à froid des aciers. Ce sujet dont l'intérêt industriel est considérable a fait l'objet de nombreuses publications dont nous résumerons les principales conclusions :

. l'influence de la matrice est prépondérante dans les diverses opérations de formage (Réf. V.10.). Certaines structures des aciers sont plus aptes au formage à froid que d'autres et la morphologie et la répartition de la cémentite jouent en particulier un très grand rôle (Réf. V.11.)

. Les inclusions participent à l'amorçage et à la propagation des fissures, et peuvent modifier l'allure des courbes limites de formage suivant leur nature ; en particulier les sulfures globulaires ont une action sur l'aptitude au formage à froid (Réf. V.12.)

Il est donc important de connaître l'évolution de la ductilité en fonction des paramètres structuraux et inclusionnaires, afin d'offrir aux industriels des matériaux pouvant répondre simultanément aux exigences de mise en forme par formage, de l'usinage et des caractéristiques mécaniques parfois élevées, sans pénaliser l'une ou l'autre des propriétés par une augmentation éventuelle des prix de revient.

L'essai de traction offre des possibilités très intéressantes dans l'étude des caractéristiques de ductilité et des propriétés mécaniques. Récemment OUDIN (Réf. V.13) a obtenu des résultats très intéressants à partir du critère de COCKROFT (Réf. V.14.) et de la contrainte maximale σ_z mesurés à partir de l'essai de traction pour la détermination des courbes limites d'emboutissage.

Le critère de déformation relative ϵ_s que nous avons défini à partir des résultats de l'essai de traction caractérise l'influence de la morphologie des inclusions dans la zone de striction pour une matrice donnée, et peut apporter un élément supplémentaire dans les critères de choix des matériaux.

CHAPITRE V - BIBLIOGRAPHIE

- V.1. J. BELLOT, "Usinabilité des aciers spéciaux", Déc.73, p. 610-620
- V.2. J. PLATEAU, G. HENRY, "La rupture des Métaux" Ecole d'Eté de la Colle sur Loup, Septembre 1970, Edition Masson
- V.3. W. DAHL, H. HENGSTENBERG, C. DUREN, Stahl und Eisen, 1966, p. 86 782-795 et 796-817
- V.4. T. GLADMAN, B. HOLMES, F.B. PICKERING, JISI, 1970, 208, 2, 172 - 183
- V.5. F. VODOPIVEC, J.ARH, T. LAVRIC, Rev. Met., Decembre 1978
- V.6. P.H. FRITH, ISI, Spec. Rep., 1954, 50
- V.7. R. KIESSLING, J. of Metals, 1969, 21, 48-51
- V.8. R. TRICOT, J. MONNOT, GUEUSSIARA, Rev. Metal. 1970, 67, 7/8, 619-638 et R. TRICOT, Rev. Metal., 1971, 68, 10, 655-662
- V.9. A.S. TETELMAN, Rupture des métaux, Masson 1972
- V.10. Y. DELEON, M. JULLIEN, R. EL HAIK, Contrat D.G.R.S.T. n° 75 - 7 - 1219
- V.11. Y. KURITA, L. ROESCH, C. SAUZAY, Mem. Scie. Rev. Metal., dec. 77, p. 731 - 755
- V.12. J.C. BRUNET, P. TORTERAT, M. HUGO, J. BELLOT, Rev. Metal. Janvier 1977, p. 1 - 9
- V.13. J. OUDIN, Y. RAVALARD, B. STEVENIN, Mech. Res. Comm. Vol. 6 (1) 51 - 60, 1979, Pergamon Press
- V.14. M.G. COCKROFT, D.J. LATHAM, J. Inst. of Metals, Février 1968, p. 33 - 39, Vol. 96

CHAPITRE VI

CONCLUSIONS

D'une façon générale, la ductilité d'un matériau est définie à partir de son aptitude à se déformer plastiquement sans rupture apparente. Cette propriété dépend :

- de la matrice : structure, résistance...
- de l'état inclusionnaire
- de la géométrie de l'échantillon étudié

Dans cette étude, nous avons cherché à analyser l'influence de ces différents facteurs :

- pour caractériser la matrice, nous avons choisi deux aciers XC 38 et 16 CD4 et deux états structuraux distincts : état normalisé et état trempé-revenu.

- l'état inclusionnaire a été décrit par :

- . la fraction volumique des inclusions de sulfure f
- . les dimensions moyennes d'inclusion (a_0 , b_0)
- . le facteur de concentration de contrainte k_t calculé à partir du facteur de forme a_0/b_0 des inclusions
- . l'orientation des inclusions par rapport à la direction de sollicitation
- . la plasticité relative des inclusions v

- l'influence de la géométrie a été analysée sur des éprouvettes de traction à double entaille latérale semi-circulaire.

L'analyse qualitative des résultats de l'essai de résilience au mouton Charpy instrumenté et l'observation des faciès de rupture au microscope électronique a mis en évidence l'influence des différents paramètres sur les mécanismes de la rupture ductile :

- les inclusions jouent un rôle important sur l'amorçage et la propagation de la fissure, le paramètre essentiel de cette action est le facteur de forme de l'inclusion de sulfure qui induit des concentrations de contraintes responsables de la chute importante des caractéristiques en sens travers. La globularisation des sulfures

améliore l'isotropie.

- les matrices XC 38 ou 16 CD4 dont la limite élastique est élevée sont très sensibles à la présence et à la morphologie des inclusions.

- des teneurs croissantes de carbone abaissent la résilience au niveau ductile et étalent les zones de transition fragile ductile.

Si la teneur en soufre ne joue pas sur l'endurance des aciers (Réf. III.1.), en revanche la proportion et la morphologie des inclusions de sulfure entraînent des variations des coefficients de la loi de PARIS sur la vitesse de fissuration : en sens travers, la propagation de la fissure est très lente lorsque les sulfures sont bien dispersés et globulaires, alors qu'en sens long la propagation de la fissure est ralentie lorsque la fraction volumique d'inclusions dépasse un certain seuil assez élevé et que la taille des inclusions est petite.

L'essai de traction sur les éprouvettes à double entaille latérale nous a permis de mettre en évidence une relation linéaire entre l'allongement local à la rupture et l'exponentielle du facteur de concentration de contrainte dû à l'entaille et d'établir une relation empirique entre ces deux facteurs, faisant intervenir la fraction volumique des inclusions.

Enfin le soufre a peu d'influence dans la zone des déformations homogènes et l'action des sulfures n'est visible que dans la zone de striction précédant la rupture, et plus particulièrement sur la résistance ultime et la déformation intégrée à la rupture où le paramètre prédominant est le facteur de forme des inclusions. Ces considérations nous ont permis de proposer un nouveau critère de ductilité de déformation relative de striction ϵ_s dont l'expression empirique tient compte du facteur de concentration de contrainte, de la plasticité relative inclusion-matrice, du facteur de forme de l'inclusion et de la limite élastique de la matrice. Ce critère de ductilité peut constituer un outil supplémentaire dans la connaissance des lois de comportement des matériaux utilisés dans l'industrie lorsque l'on cherche simultanément une bonne aptitude au formage à froid et que les exigences d'usinabilité sont sévères.

ANNEXE 1

CONCEPTS FONDAMENTAUX DE L'ESSAI DE RESILIENCE :

- Courbe de transition :

L'énergie de rupture (KV) rapportée à la section sous entaille de l'éprouvette est appelée "résilience" (KcV). La courbe de variation de la résilience en fonction de la température, est la courbe de transition. Elle comprend :

- . un plateau supérieur appelé niveau ductile, pour lequel on a une rupture entièrement ductile.
- . un plateau inférieur appelé niveau fragile, pour lequel on a une rupture entièrement fragile.
- . une zone de transition qui est l'intervalle de température sur lequel s'étend le passage du niveau fragile au niveau ductile, et auquel correspond une rupture mixte.

A chaque point de cette courbe de transition, correspond un diagramme effort-temps qui est visualisé sur l'écran d'un oscilloscope lorsqu'on instrumente le pendule (Figure A.1.1.).

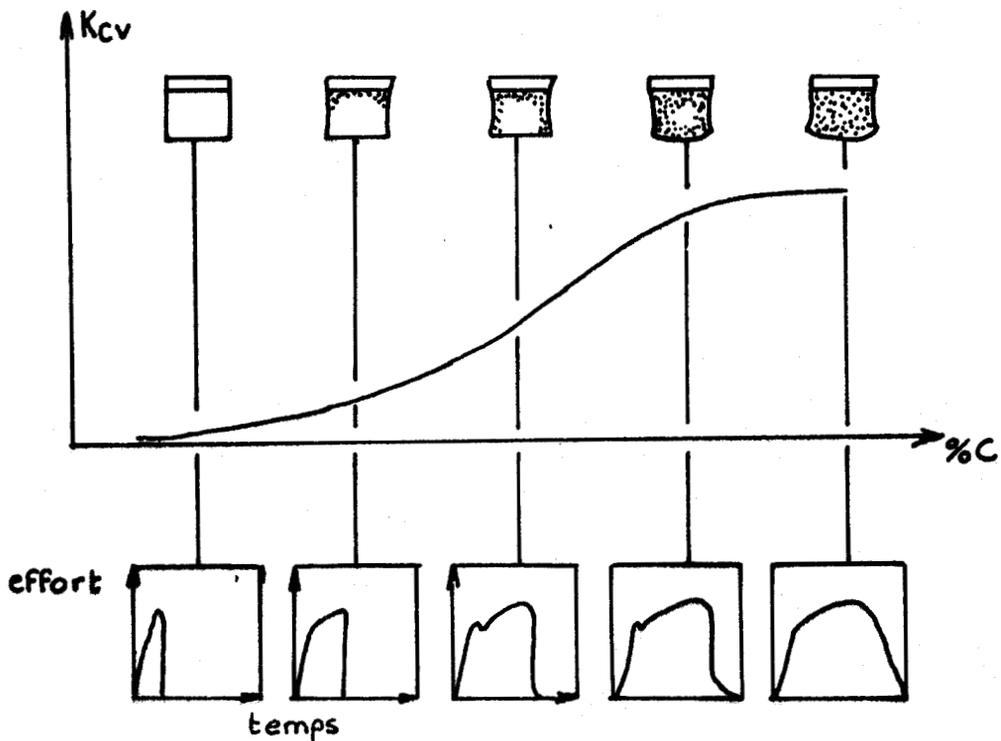
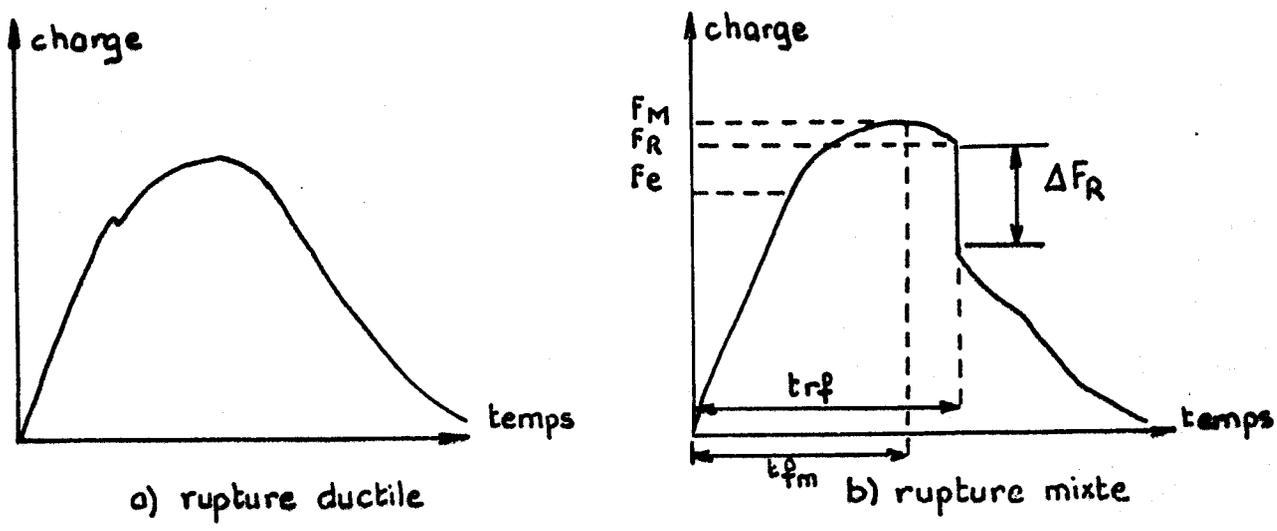


Fig. A1.1 Variation de la résilience, de l'aspect des faciés de rupture et des diagrammes effort-temps avec la température.

Lorsque la rupture est ductile, la courbe enregistrée a la forme d'une courbe de pliage comprenant une montée élastique, un domaine plastique à charge croissante, une charge maximale et un domaine à charge décroissante relativement important (Figure A.1.2.a)

Dans la zone de transition, on observe sur les diagrammes effort-temps correspondants, une chute très rapide de la charge. Cette chute correspond à une propagation fragile de la rupture après un amorçage ductile (Figure A.1.2. b)



- F_e : Charge à la limite élastique
- F_{max} : Charge maximale
- F_R : Charge à la rupture fragile
- t_{fm} : Temps à la charge maximale
- t_{rf} : Temps à la rupture fragile

Figure A.1.2. : Allure des courbes effort-temps

- Cristallinité :

- . la cristallinité est le pourcentage en surface occupée par la rupture fragile d'aspect brillant sur les faciès de rupture des éprouvettes de résilience. La cristallinité peut-être évaluée soit par planimétrie, soit par analyse des diagrammes effort-temps de la zone de transition : GRUMBACH et SANZ (Réf. A.1.) donnent une excellente corrélation linéaire entre la chute de charge et la cristallinité :

$$\text{cristallinité en \%} = \frac{\text{chute de charge}}{\text{charge maximale}} \times 100$$

$$K \% = \frac{\Delta FR}{F_R} \times 100$$

- Temps à la rupture fragile :

C'est le temps qui s'écoule jusqu'à l'apparition de la rupture fragile trf (Figure A.1.2.b). Relié à l'angle de flexion et à la déformation en fond d'entaille, il peut être considéré comme un critère d'amorçage.

Description de l'appareil :

On utilise un mouton-pendule de 15 daJ dont le couteau a été muni de jauges de contrainte d'une résistance de 120 ohms qui permettent d'enregistrer sur un oscilloscope Tektronic à écran rémanent les courbes effort-temps. L'alimentation des jauges est stabilisée par des diodes Zeener et le déclenchement du balayage est assuré par des cellules photoélectriques.

REF. A.1. GRUMBACH et SANZ : Circulaire Inform. Tech. CDS 25, Sept.1968.



ANNEXE 2

FISSURATION PAR FATIGUE

A.2.I. APPLICATION DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE A L'ETUDE DE LA FISSURATION EN FATIGUE

Les études de la mécanique de la rupture ont conduit à l'introduction de paramètres caractéristiques de la distribution locale des contraintes et des déformations au voisinage d'une fissure. Ces études ont permis entre autres de calculer les longueurs critiques de fissures conduisant à une rupture brutale sous une charge donnée. De nombreux auteurs ont donc cherché à relier la vitesse de fissuration à ces différents paramètres et en particulier au facteur d'intensité de contrainte K défini par IRWIN (Réf. A.2.1.).

* Remarque : il ne faut pas confondre le facteur d'intensité de contrainte K et le facteur de concentration de contrainte K_t .

$K = \sigma \sqrt{\pi a}$ où a = longueur du défaut dans la pièce
 σ = contrainte appliquée à cette pièce

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\min}}$$

A.2.I.1. Signification du facteur K en fatigue

Le facteur d'intensité de contrainte K peut être considéré comme étant une mesure des effets de la charge appliquée à une pièce et de la géométrie de cette pièce sur l'intensité des contraintes au voisinage d'une fissure. Lorsque la charge varie ainsi que la géométrie du fait de l'extension de la fissure, la valeur du facteur K à chaque instant permet de décrire les effets de ces variations au voisinage de la fissure.

Les contraintes au voisinage d'une fissure, au cours d'un cycle de fatigue sont connues dès lors que l'on connaît les valeurs minimale et maximale du facteur K au cours de ce cycle ; on peut en conclure que tout phénomène se produisant dans cette région est con-

trôlé par ces 2 paramètres, en particulier la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ et on doit avoir : (Réf.A.2.2.).

$$\frac{da}{dN} = f(K_{\min}, K_{\max})$$

a : longueur de la fissure

N : nombre de cycles

$$\text{ou : } \frac{da}{dN} = f(\Delta K, R)$$

avec $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$, variation de K au cours d'un cycle

$$\text{et } R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}$$

C'est le facteur K qui gouverne la vitesse de fissuration. De nombreux expérimentateurs ont obtenu des corrélations linéaires entre $\log \frac{da}{dN}$ et $\log \Delta K$. On a alors une relation de la forme (loi de Paris) :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (\text{Réf. A.2.2.})$$

da = variation de la longueur de la fissure pendant N cycles

C et m : constantes expérimentales

- Dimension de la zone plastifiée à fond de fissure

La mécanique linéaire de la rupture ne s'applique que si la zone plastifiée créée voisinage de l'extrémité d'une fissure est petite par rapport aux dimensions de la pièce. D'autre part, le dommage qui est causé à fond de fissure sous l'effet des cycles de fatigue et qui conduit à la croissance de la fissure doit être relié à un phénomène irréversible, en particulier à la déformation plastique. RICE (Réf. A.2.3.) suppose que la fermeture de la fissure à chaque cycle ne se fait pas élastiquement et qu'il y a formation d'une zone plastifiée cyclique à l'intérieur de la zone plastifiée monotone due à l'ouverture de la fissure (Fig. A.2.1.). Selon PARIS, (Réf. A.2.4.) le rayon de cette zone plastifiée cyclique peut être estimée par la formule :

$$r_C = \frac{1}{2\pi} \frac{(K)^2}{(2 R_e)^2} \quad R_e : \text{limite élastique}$$

Cette zone plastifiée est 4 fois plus petite que celle estimée par IRWIN (Réf. A.2.5.) pour une mise en charge monotone.

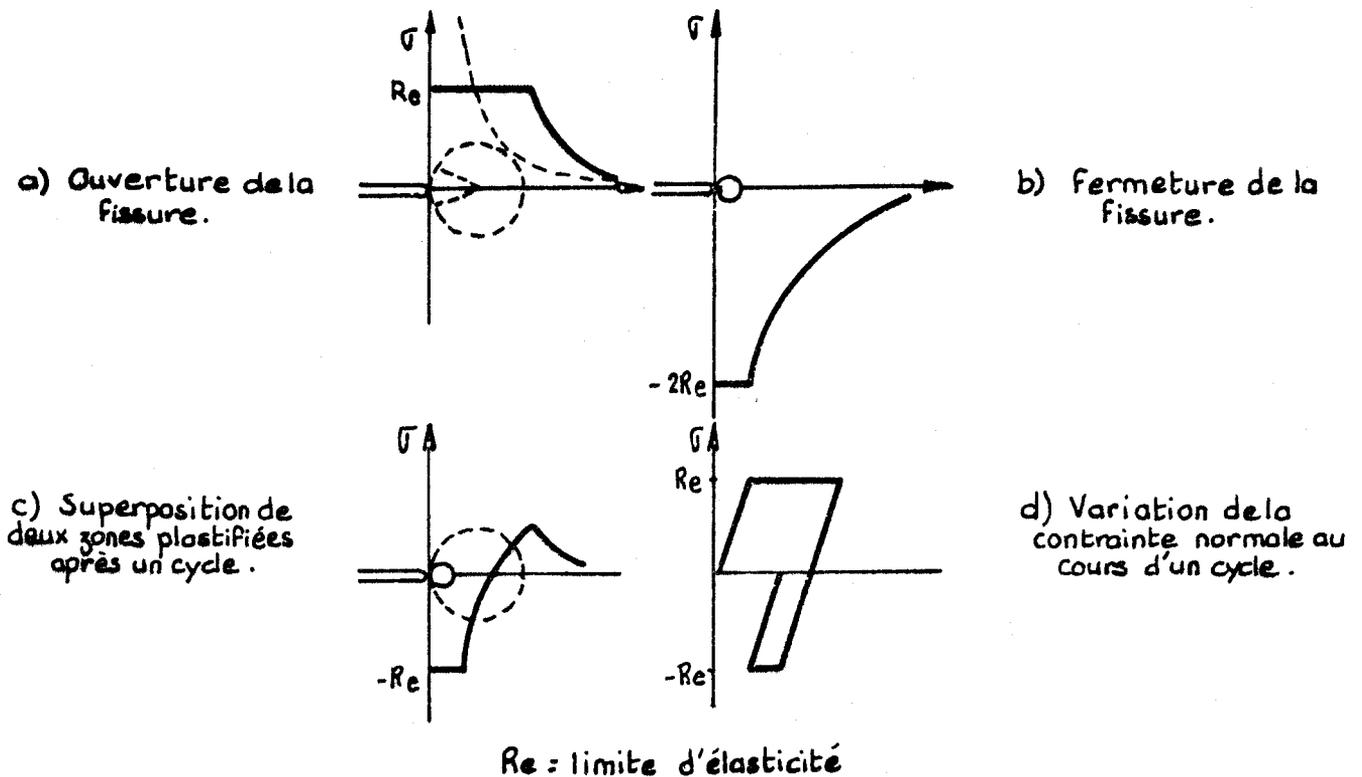


Figure A.2.1. : Formation de la zone plastifiée à fond de fissure de fatigue suivant le modèle de Rice.

A.2.II. PHENOMENE DE FISSURATION PAR FATIGUE

Le phénomène de fatigue se compose schématiquement de 3 stades (Réf. A.2.6.)

- un stade de propagation très lente de la fissure ($da/dN < 10^{-5}$ mm/cycle)
- un stade de propagation lente
- un stade de propagation rapide conduisant à la rupture brutale ($da/dN > 10^{-3}$ mm/cycle).

Le premier stade correspond au début de la fissuration. Au cours de ce stade, la relation $da/dN = f(\Delta K)$ semble dépendre de la charge maximale. Le stade est limité inférieurement par le seuil de non-fissuration ΔK_s , seuil en dessous duquel on n'observe plus la progression de la fissure, quelle que soit la longueur de celle-ci. Le seuil ΔK_s est en quelque sorte une détermination "absolue" de la limite d'endurance du matériau.

Pour une même valeur de $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$, le niveau ΔK_s reste le même quand la charge maximale augmente, alors que le point de transition du premier au deuxième stade se déplace vers les ΔK croissants.

Le stade de propagation lente de la fissure correspond à une relation linéaire $\log \frac{da}{dN} = f(\log \Delta K)$; c'est le domaine d'application de l'expression :

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

A partir d'un certain niveau du facteur d'intensité de contrainte, on observe un nouvel infléchissement de la courbe (Fig.A.2.2.) Cette croissance de la vitesse de fissuration correspond au dernier stade de propagation rapide de la fissure conduisant à la rupture brutale. Celle-ci se produisant pour une valeur du facteur d'intensité de contrainte maximal K_{max} , voisine de la valeur critique du facteur d'intensité K_{IC} .

Dans certains cas, on observe une zone intermédiaire entre le stade 2 et le stade 3 qui correspond à la transition de l'état de déformation plane à l'état de contrainte plane. Ceci est marqué, dans la plupart des cas, par un point d'inflexion de la courbe. Dans cette zone la propagation de la fissure se fait donc en tension plane. IRWIN (Réf. A.2.7.) a montré que cette transition est en rapport avec l'épaisseur de l'éprouvette. Plus tard, LIU (Réf. A.2.8. et A.2.9.) a suggéré qu'un changement dans le mode de déformation aurait lieu lorsque la valeur du rayon de la zone plastifiée en tension plane est égal à la mi-épaisseur de l'éprouvette. Cette hypothèse a été vérifiée par HOLT (Réf. A.2.10.) pour 2 aciers à haute limite d'élasticité. Cependant, si les dimensions de l'éprouvette et les conditions de sollicitation sont telles que l'essai se poursuit jusqu'à la rupture

finale dans un état de déformation plane, cette 3ème partie de la courbe n'existe pas.

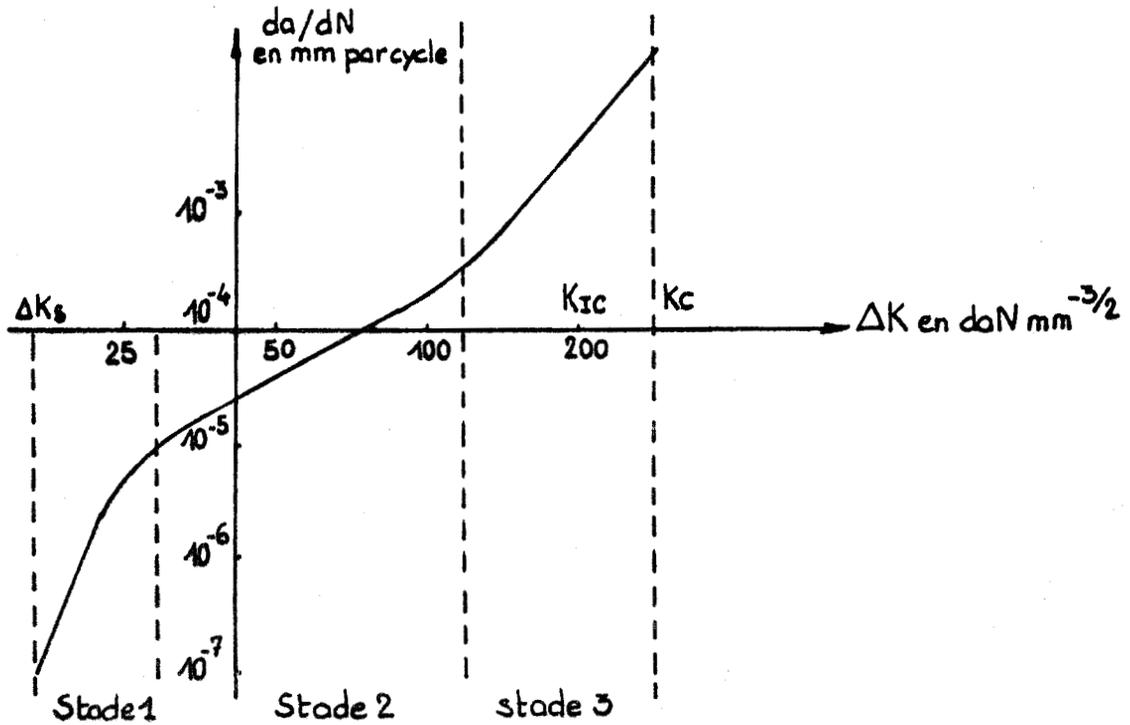


Figure A.2.2. Différents stades de fissuration par fatigue pour une charge minimale nulle
Acier du type 35NCD16 ($R_m = 150\ daN/mm^2$)

A.2.III. TECHNIQUES EXPERIMENTALES

A.2.III.1. Mesure de la longueur de la fissure

Pour mesurer la longueur de la fissure pour différents nombres de cycles de charge, la méthode la plus simple et que nous avons utilisée, est celle qui consiste à mesurer la progression de la fissure à l'aide d'une loupe binoculaire et d'un stroboscope pour stabiliser l'ouverture de la fissure et faciliter la mesure.

A.2.III.2. Vitesse de fissuration

On obtient ainsi un certain nombre de couple (a, N) avec a longueur de la fissure et N , nombre de cycles pour cette longueur. On

reporte alors sur un diagramme bilogarithmique les valeurs instantanées de la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ en fonction des niveaux successifs de ΔK correspondants, calculés pour chaque valeur de a et σ_n (contrainte nominale appliquée à l'éprouvette). Lorsque les valeurs de $\frac{da}{dN}$ sont comprises entre 10^{-5} et 10^{-3} mm/cycle, les points se placent sensiblement autour d'une droite d'équation $\log \frac{da}{dN} = m \cdot \log \Delta K + \log C$, expression de la loi générale $\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$. La pente m de la droite ainsi que son ordonnée à l'origine $\log C$ permettent de donner dans ce cas une expression numérique à la vitesse de fissuration.

ANNEXE 2 - BIBLIOGRAPHIE

- A.2.1. IRWIN G.R. : Journal of applied Mechanics, Septembre 1957, 24, N° 3, p. 361-364
- A.2.2. PARIS P.C., GOMEZ M.P., ANDERSON W.E., The trends in engineering, Janvier 1961, p. 9-14
- A.2.3. RICE J.R. : Philadelphie, A.S.T.M. 1967, S.T.P. N° 415, p. 247-311
- A.2.4. PARIS P.C. : Fatigue - An interdisciplinary approach. Syracuse, University Press, 1964
- A.2.5. IRWIN G.R. : Engineering Fracture Mechanics, 1968, 1, p. 241-257
- A.2.6. LIEURADE H.P., RABBE P. : Mem. Sci. Rev. Metallurg. 69, N° 9 Septembre 1972, p. 605-621
- A.2.7. IRWIN G.R. : Trans. ASME, Séries D, 82, N° 2, 1960, p. 417-425
- A.2.8. LIU H.W. : Discussion to "Proceedings of the Crack Propagation Symposium" Vol. II, 1961, p. 514-517
- A.2.9. LIU H.W. : Applied Mat. reseach, Octobre 1964, p. 229-237
- A.2.10. HOLT D.L., KHOR P.S., LAI M.O. : Eng. Fracture Mech., 6, N° 2, 1974, p. 307-313

ANNEXE 3

CARACTERISTIQUES DE L'ESSAI DE TRACTION

A.3.1. COURBE DE TRACTION CONVENTIONNELLE

Dans un essai de traction, on enregistre simultanément la déformation de l'éprouvette (allongement) et la charge correspondante. On obtient alors une courbe dite conventionnelle de traction (Figure A.3.1.)

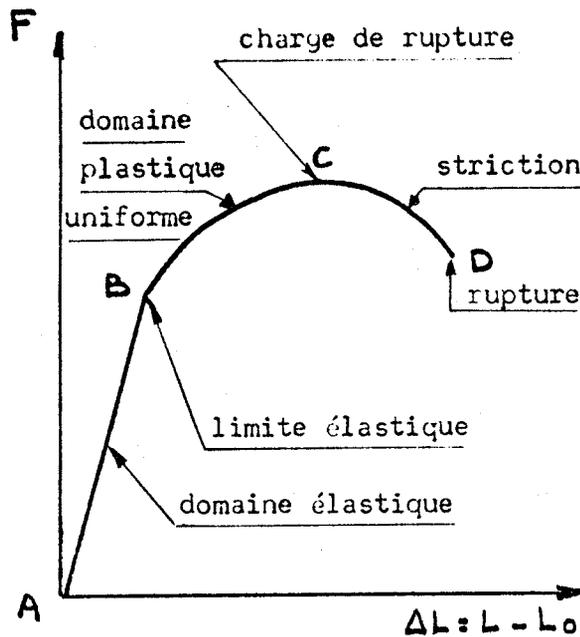


Figure A.3.1. : Diagramme conventionnel de traction

La courbe conventionnelle permet de déterminer :

- l'allongement permanent après rupture :

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \quad \text{où } L_u = \text{distance entre repères après rupture}$$
$$L_0 = \text{distance initiale entre repères}$$

- le coefficient de striction

$$z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \quad \text{où } S_u : \text{ section minimum de l'éprouvette après rupture}$$

- la résistance à la traction

$$\sigma_m = R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad \text{où } S_0 : \text{ section initiale de l'éprouvette}$$

$$F_m : \text{ charge maximale correspondant à l'instabilité plastique (point C)}$$

- la limite d'élasticité

La limite conventionnelle d'élasticité est définie comme étant la contrainte F/S_0 provoquant un allongement de 0,2 %.

A.3.II. COURBE DE TRACTION RATIONNELLE (Figure A.3.2.)

La courbe de traction rationnelle relie la contrainte réelle appliquée σ à la déformation intégrée ϵ (ou déformation vraie) :

$$\sigma = \frac{F_t}{S_t} \quad \text{avec } F_t = \text{force de traction à l'instant } t$$

$$S_t = \text{section minimale de l'éprouvette à l'instant } t$$

$$\epsilon = \int_{L_0}^{L_t} \frac{dl}{l} = \ln \frac{L_t}{L_0} = \ln \frac{S_0}{S_t}$$

avec L_0, S_0 : longueur et section initiales de l'éprouvette

L_t, S_t : longueur et section initiales de l'éprouvette à l'instant t

A partir de cette courbe, il est possible de déterminer :

- le coefficient d'écrouissage n dans la zone des déformations uniformes qui vérifie l'équation $\sigma = K\epsilon^n$
- la consolidation $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ caractérisée par la pente de la courbe en un point donné
- la résistance ultime σ_r et la déformation intégrée ϵ_r au point de rupture

Au point d'instabilité plastique, en utilisant le critère de CONSIDERE ($dF = 0$) et en admettant une loi d'érouissage de la forme $\sigma = K\epsilon^n$, on a :

$$dF = d(\sigma S) = 0$$

$$\text{Soit } \sigma dS + S d\sigma = 0$$

$$\text{ou } \frac{dS}{S} + \frac{d\sigma}{\sigma} = 0 \quad \text{avec } \frac{d\sigma}{\sigma} = \frac{nK\epsilon^{n-1}}{a\epsilon^n} d\epsilon = \frac{n}{\epsilon} d\epsilon$$

$$\frac{dS}{S} = d\epsilon$$

d'où $n = \epsilon$ à l'instabilité plastique

A.3.III. ETUDE DE LA STRICTION

A.3.III.1. Hypothèse de BRIDGMAN (Réf. A.3.1.)

Le premier, BRIDGMAN a remarqué que la contrainte ne pouvait plus être uniforme dans la section droite minimale de l'éprouvette et que la rupture prenait naissance au centre de celle-ci. Il émet l'hypothèse que la déformation est uniforme dans la section minimale de l'éprouvette et qu'elle se compose d'un allongement et de deux contractions transversales égales (les tensions correspondantes sont donc égales). Il émet une seconde hypothèse selon laquelle les trajectoires des tensions principales, au voisinage de la section minimale, sont des cercles orthogonaux à la surface (Figure A.3.3.).

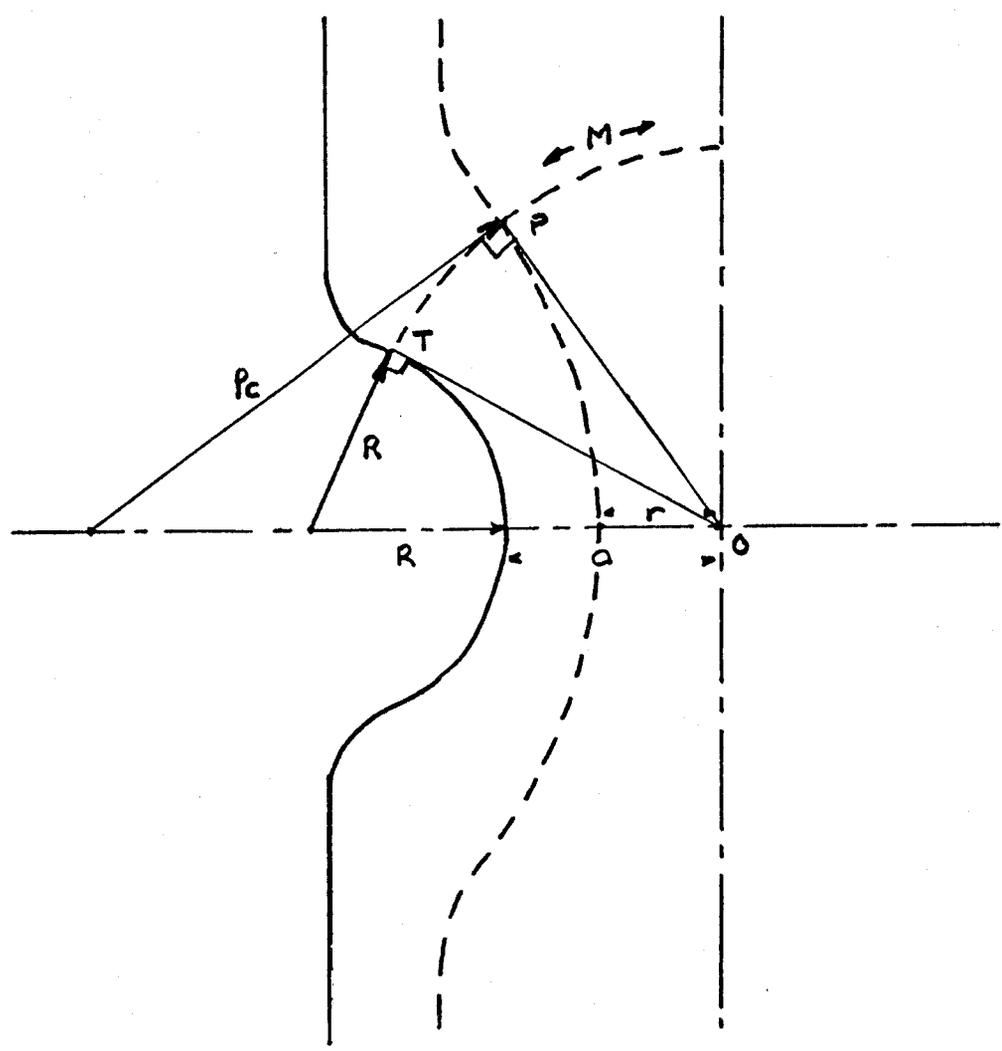


Figure A.3.3. : Hypothèses de BRIDGMAN

A.3.III.2. Résultats : Figure A.3.4.

Pour un point P quelconque d'une ligne isostatique, on a :

$$OP^2 = \text{constante} = r(r + 2\rho_c) = OT^2 = a(a + 2R)$$

$$\text{soit : } \rho_c = \frac{a^2 + 2ar - r^2}{2r}$$

En écrivant les équations d'équilibre d'un petit volume situé entre deux plans méridiens voisins et deux paires de surfaces voisines normales aux systèmes de trajectoires, on trouve la valeur de la contrainte longitudinale σ_z

$$\sigma_z = \bar{\sigma} \left(1 + \frac{a}{r} \frac{dr}{\rho c} \right)$$

$$\sigma_z = \bar{\sigma} \left(1 + \text{Ln} \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \right)$$

où $\bar{\sigma}$ = contrainte

$$\bar{\sigma} = [1/2 [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]]^{1/2}$$

Au centre de l'éprouvette ($r = 0$), σ_z est maximale :

$$\sigma_{z \max} = \bar{\sigma} \left(1 + \text{Ln} \left(1 + \frac{a}{2R} \right) \right)$$

D'autre part $\sigma_r = \sigma_\theta = \sigma_z - \bar{\sigma} = \bar{\sigma} \text{Ln} \left(\frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \right)$

σ_r = contrainte radiale

σ_θ = contrainte circonférentielle

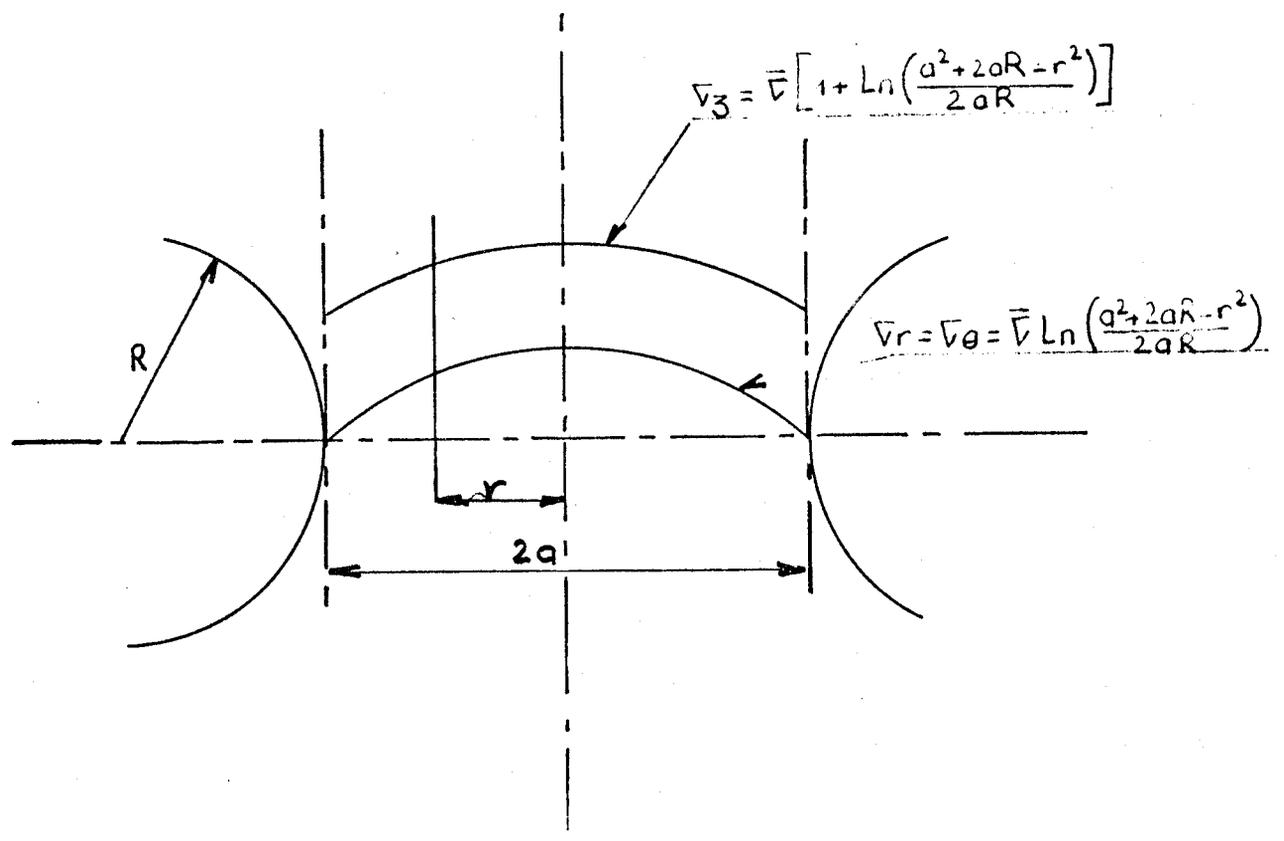


Figure A.3.4. Résultats de BRIDGMAN : distribution des contraintes

A.3.III.3. Correction de BRIDGMAN

La contrainte mesurée $\bar{\sigma}_z$, valeur moyenne de σ_z est :

$$\bar{\sigma}_z = \bar{\sigma} \left(1 + \frac{2R}{a}\right) \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)$$

$$\bar{\sigma} \left(1 + \frac{a}{2R}\right) \quad \text{si } \frac{a}{2R} \text{ petit}$$

ce qui donne pour la correction de BRIDGMAN de σ_z maximum

$$\sigma_z = \frac{\bar{\sigma}_z \left(1 + \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right)}{\left(1 + \frac{2R}{a} \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right)}$$

Dans le cas des aciers, BRIDGMAN a observé que le rapport $\frac{a}{R}$ est simplement fonction de la réduction de section et a proposé la formule :

$$\frac{a}{R} = \sqrt{\ln \frac{S_0}{S} - 0,1} \quad \text{où } S_0 \text{ est la section initiale de l'échantillon}$$

Le coefficient numérique 0,1 rend compte du fait que la striction ne se développe pas avant des allongements de l'ordre de 10 %.

Nous utiliserons cette formule dans nos calculs de $\sigma_{z\max}$, la mesure expérimentale de R étant très délicate et imprécise.

A.3.IV. CRITERE DE COCKROFT

COCKROFT et LATHAM (Réf. A.3.2.) sont partis du travail de déformation entraînant la rupture $\int_0^{\epsilon_u} \bar{\sigma} d\epsilon$. Leurs résultats expérimentaux les ont amenés à introduire un facteur correctif, en remplaçant la contrainte équivalente $\bar{\sigma}$ par la contrainte moyenne $\bar{\sigma}_z$, ce qui conduit au critère :

$$A = \int_0^{\epsilon_u} \bar{\sigma}_z d\epsilon$$

où ϵ_u est la valeur de la déformation intégrée à la rupture.

- La mesure de l'aire sous la courbe $\sigma_{z\max} = f(\epsilon)$ obtenue après correction de BRIDGMAN, représente le travail effectué pour rompre l'éprouvette. L'énergie nécessaire peut être exprimée par la

relation :

$$dW = Fdl = \sigma z S dl = \sigma z V \frac{dl}{l}$$

où dl est le déplacement de la force F

$$W = V \int_0^{\epsilon u} \sigma z d\epsilon$$

$$\text{Soit } \frac{W}{V} = \int_0^{\epsilon u} \sigma z d\epsilon = A \text{ critère de COCKROFT}$$

A représente donc le travail par unité de volume

ANNEXE 3 - BIBLIOGRAPHIE

A.3.1. BRIDGMAN P.W., Trans ASM, 32, 1944, p. 553

A.3.2. COCKROFT M.G., LATHAM D.J., J. Inst. of Metals, Février 1968,
p. 33-39, vol. 96

ANNEXE 4

PARAMETRES DE DUCTILITE DE MESMACQUE

A.4.1. INTRODUCTION

L'énergie de rupture Charpy V inclut les énergies de déformation, d'initiation et de propagation des fissures.

Au niveau ductile, la rupture apparaît après une croissance critique des cavités inclusionnaires. L'énergie absolue est étroitement liée à l'état inclusionnaire.

Il convient de relier les résultats expérimentaux obtenus à un paramètre inclusionnaire. Si les paramètres usuels ; fraction volumique, distance inter inclusion..., sont seuls pris en compte, les facteurs mécaniques contrôlant la ductilité sont délaissés et il est difficile d'obtenir une corrélation entre l'énergie de rupture et l'état inclusionnaire. Il n'est possible de comparer que des particules de même nature. Le paramètre proposé par MESMACQUE (Réf. 4.1.) prend en compte les effets de la morphologie et de distribution des inclusions.

A.4.2. DEFINITION DU PARAMETRE

La déformation plastique d'un échantillon est une valeur macroscopique qui intègre les différents processus microscopiques de la rupture et qui nous permet d'analyser quelques uns de ces mécanismes élémentaires.

Tous ces mécanismes ne sont pas parfaitement connus. Il apparaît que les microcavités naissent et se développent de préférence sur les particules les plus importantes. La croissance de ces cavités entraîne une concentration locale des contraintes et des déformations. La rupture s'effectue soit par striction interne entre cavités, soit par un cisaillement favorisé par la haute triaxialité.

Parmi les différents modèles proposés, nombreux sont ceux qui font intervenir différentes expressions du produit de la déformation par la contrainte et donnent différentes expressions de l'énergie. Cette énergie dépendant de la microstructure du matériau, en particulier de la taille, de la géométrie et de la distribution des particules.

MESMACQUE a développé un paramètre prenant en compte, la distribution, la taille et la croissance des cavités inclusionnaires. Il définit la géométrie inter-inclusionnaire par le terme $\sqrt[3]{f_V N_V}$ qui est un nombre sans dimension, $\sqrt[3]{f}$ étant homogène à la taille de l'inclusion et $\sqrt[3]{N_V}$ à l'inverse de la distance moyenne entre inclusions.

Le taux de croissance des cavités peut se mettre sous la forme suivante :

$$\frac{d\epsilon_i}{d\epsilon} = Ck \quad i_r = i_0 \exp. (\epsilon_r c k) \quad (1)$$

où c est une constante

k est le facteur de concentration contrainte à l'extrémité de la particule

ϵ_i est la déformation de la cavité inclusionnaire

ϵ est la déformation de la matrice

i est la taille de l'inclusion

La déformation à la rupture dépend de l'état inclusionnaire aussi, pour une matrice donnée, ϵ_r peut se mettre sous la forme :

$$\epsilon_r = \epsilon_{or} f(f_V N_V)^{1/3} \quad (2)$$

où ϵ_{or} est la déformation à la rupture de la matrice sans inclusion.

En combinant les équations (1) et (2) on obtient :

$$i_r = i_0 \exp. [c k \epsilon_{or} f(N_V f_V)^{1/3}] \quad (3)$$

L'énergie absorbée est l'intégration d'une fonction $g(\sigma d\epsilon)$ soit :

$$W = \int_0^{\epsilon_r} g(\sigma d\epsilon) \quad (4)$$

Le niveau de contrainte est affecté par l'état inclusionnaire. L'énergie dépend étroitement des possibilités de déformation de la matrice et donc de la déformation inclusionnaire.

$$W = h(ir) \tag{5}$$

Et on obtient en tenant compte des différentes expressions

$$W = h \ i_{or} \exp. [k \ \epsilon_{or} f(f_V N_V)^{1/3}] \tag{6}$$

Les différentes fonctions f(-), g(-), h(-) dépendent du matériau et de sa structure et sont mal connues. Cependant l'utilisation des termes principaux ou de leur développement permet à MESMACQUE d'établir un paramètre qui, pour une matrice donnée, permet de relier l'énergie absorbée à l'état inclusionnaire.

Le paramètre a donc pour expression :

$$P = (f_V N_V)^{1/3} \ m \ i_o \ e^k \tag{7}$$

soit en faisant intervenir les dimensions a₀ et b₀ des grand et petit axes moyens des inclusions :

Pour le sens long :

$$P_L = (f_V N_V)^{1/3} \ Ln \ b_o \ \exp (1 + 2b_o/a_o)$$

Pour le sens travers long :

$$P_{LT} = (f_V N_V)^{1/3} \ Ln \ b_o \ \exp (1 + a_o/b_o)$$

Pour le sens travers court :

$$P_T = (f_V N_V)^{1/3} \ Ln \ a_o \ \exp (1 + 2 \ a_o/b_o)$$

