50376 1978 113

THESE

50376

1978

223

présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR INGENIEUR

par

Mario LAZO LA TORRE

Ingénieur U.N.I. (Pérou)

INFLUENCE DES INCLUSIONS SUR LA DUCTILITE DES ACIERS A USINABILITE AMELIOREE



Soutenue le 23 Juin 1978, devant la Commission d'Examen

MM.	M. LUCQUIN	Président
	G. PLUVINAGE	Rapporteur
	J. FOCT	Examinateur
	P. PERROT	Examinateur
	J. MEDIEUX	Invité

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

-=0000000=-

DOYENS HONORAIRES DE l'Ancienne Faculté des Sciences

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

PROFESSEURS HONORAIRES de l'Ancienne Faculté des Sciences et de l'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES

MM. ARNOULT, BEGHIN, BROCHARD, CAU, CHAPPELON, CHAUDRON, CORDONNIER, CORSIN, DECUYPER, DEHEUVELS, DEHORNE, DEHORS, DION, DOLLE, FAUVEL, FLEURY, P. GERMAIN, GLACET, HOCQUETTE, HEIM DE BALZAC, KAMPE DE FERIET, KOURGANOFF, LAMOTTE, LASSERRE, LELONG, Mme LELONG, MM. LHOMME, LIEBAERT, MARTINOT-LAGARDE, MAZET, MICHEL, NORMANT, PARISELLE, PASCAL, PEREZ, PAUTHENIER, ROIG, ROSEAU, ROUELLE, ROUBINE, SAVART, WATERLOT, WIEMAN, ZAMANSKI.

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

MM. R. DEFRETIN, M. PARREAU.

PRESIDENT DE L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

M. M. MIGEON.

PROFESSEURS TITULAIRES

М.	BACCHUS Pierre	Astronomie
Μ.	BEAUFILS Jean-Pierre	Chimie Physique
Μ.	BECART Maurice	Physique Atomique et Moléculaire
М.	BILLARD Jean	Physique du Solide
Μ.	BIAYS Pierre	Géographie
Μ.	BONNEMAN Pierre	Chimie Appliquée
Μ.	BONNOT Ernest	Biologie Végétale
М.	BONTE Antoine	Géologie Appliqué
Μ.	BOUGHON Pierre	Algèbre
Μ.	BOURIQUET Robert	Biologie Végétale
ñ.	CELET Paul	Géologie Générale
М.	COEURE Gérard	Analyse
Μ.	CONSTANT Eugène	Electronique
Μ.	DEBOURSE Jean-Pierre	Gestion des Entreprises
Μ.	DELATTRE Charles	Géologie Générale
Μ.	DELHAYE Michel	Chimie Physique
Μ.	DERCOURT Jean	Géologie Générale
Μ.	DURCHON Maurice	Etologie Expérimentale
Μ.	FAURE Robert	Mécanique
Μ.	FOURET René	Physique du Solide
Μ.	GABILLARD Robert	Electronique
Μ.	GONTIER Gérard	Hécanique
Μ.	GRANELLE Jean-Jacques	Sciences Economiques
Μ.	GRUSON Laurent	Algèbre
Μ.	GUILLAUME Jean	Microbiologie
Μ.	HEUBEL Joseph	Chimie Minérale
Μ.	LABLACHE-COMBIER Alain	Chimie Organique
Μ.	LACOSTE Louis	Biologie Végétale
Μ.	LANSRAUX Guy	Physique Atomique et Moleculaire
М.	LAVEINE Jean-Pierre	Paleontologie
Μ.	LEBRUN André –	Electronique
M.	LEHMANN Daniel	Geometrie

.../...

Mme	LENOBLE Jacqueline
Μ.	LINDER Robert
Μ.	LOMBARD Jacques
Μ.	LOUCHEUX Claude
Μ.	LUCQUIN Michel
Μ.	MAILLET Pierre
Μ.	MONTARIOL Frédéric
Μ.	MONTREUIL Jean
Μ.	PARREAU Michel
Μ.	POUZET Pierre
Μ.	PROUVOST Jean
Μ.	SALMER Georges
Μ.	SCHILTZ René
Mme	SCHWARTZ Marie-Hélène
Μ.	SEGUIER Guy
Μ.	TILLIEU Jacques
Μ.	TRIDOT Gabriel
Μ.	VIDAL Pierre
Μ.	VIVIER Emile
Μ.	WERTHEIMER Raymond
6.4	TEVENINITAN Deducadous

M. ZEYTOUNIAN Radyadour

Physique Atomique et Moléculaire Biologie et Physiologie Végétales Sociologie Chimie Physique Chimie Physique Sciences Economiques Chimie Appliquée Biochimie Analyse Analyse numérique Minéralogie Electronique Physique Atomique et Moléculaire Géométrie Electrotechnique Physique Théorique Chimie Appliquée Automatique Biologie Cellulaire Physique Atomique et Moléculaire

PROFESSEURS SANS CHAIRE

Mécanique

M. BELLET Jean M. BKOUCHE Rudolphe M. BODARD Marcel M. BOILLET Pierre M. BOILLY Bénoni M. BRIDOUX Michel M. CAPURON Alfred M. CORTOIS Jean Mme DACHARRY Monique M. DEPREZ Gilbert M. DEVRAINNE Pierre Mme EVRARD Micheline M. GOSSELIN Gabriel M. GOUDMAND Pierre M. GUILBAULT Pierre M. HERMAN Maurice Mme LEHMANN Josiane M. LENTACKER Firmin M. LEROY Jean-Marie M. LOUAGE Francis M. MAIZIERES Christian M1e MARQUET Simone M. MIGEON Michel M. MONTEL Marc M. MONTUELLE Bernard M. NICOLE Jacques M. PAQUET Jacques M. RACZY Ladislas M. ROUSSEAU Jean-Paul M. SLIWA Henri

M. WATERLOT Michel

Physique Atomique et Moléculaire Algèbre Biologie Végétale Physique Atomique et Moléculaire Biologie Animale Chimie Physique Biologie Animale Physique Nucléaire et Corpusculaire Géographie Physique Théorique Chimie Minérale Chimie Appliquée Sociologie Chimie Physique Physiologie Animale Physique Spatiale Analyse Géographie Chimie Appliquée Electronique Automatique Probabilités Chimie Physique Physique du Solide Biologie Appliquée Chimie Appliquée Géologie Générale Electronique Physiologie Animale Chimie Organique Géologie Générale

MAITRES DE CONFERENCES (Et Chargés d'Enseignement)

M. ADAM MichelM. ANTOINE PhilippeM. BART AndréMme BATTIAU Yvonne

Sciences Economiques Analyse Biologie Animale Géographie

Μ.	BEGUIN Paul
Μ.	BONNELLE Jean-Pierre
Μ.	BOSCQ Denis
Μ.	BREZINSKI Claude
M.	GARGE Chaictian
М. М	COOLERY Joan-Maria
M	CORDONNIER Vincent
M	CONTURIER Daniel
М.	CRAMPON Norbert
Μ.	CROSNIER Yves
Μ.	DEBRABANT Pierre
Μ.	DEGAUQUE Pierre
Μ.	DELORME Pierre
Μ.	DE PARIS Jean-Claude
Μ.	DHAINAUT Andre
М. М	DELAUNAT Jean-Claude
M	DOHKHAN Jean-Claude
Μ.	DUBOIS Henri
Μ.	DUEE Gérard
Μ.	DYMENT Arthur
Μ.	ESCAIG Bertrand
Μ.	FAKIR Sabah
Μ.	FLAMME Jean-Marie
М. м	FULL JACQUES
M.	FONTAINE Jacques
M.	FOURNET Bernard
Μ.	GAMBLIN André
Μ.	GERVAIS Michel
Μ.	GOBLOT Rémi
Μ.	HECTOR Joseph
Μ.	JACOB Gérard
Μ.	JOURNEL Gerard
М. М	KREMBEL Jean LAHDENT Examonic
Mlo	LAURENT FLANÇOIS I FORAND Danisa
Mle	I EGRAND Solange
Μ.	LEROY Yves
М.	LHEMAFF René
Μ.	LOCQUENEUX Robert
Μ.	MACKE Bruno
Μ.	MAHIEU Jean-Marie
М. м	MESSELYN Jean MICNOT Fulbout
. M.	MIGNUL FULDEFL NICHVEN VAN CHI Paning
M.	NOTELET Francis
Μ.	NUSSEMBAUM Maurice
Μ.	PARSY Fernand
Μ.	PAUPARDIN Colette
М.	PECQUE Marcel
Μ.	PERROT Pierre
Μ.	PERIUZUN Emile
Μ.	PEILI Francis
М. М	PONY Lucion
н. М	RICHARD Alain
M.	ROGALSKI Marc
Μ.	ROY Jean-Claude
Μ.	SIMON Michel
М.	SOMME Jean

Mécanique Chimie **Probabilités** Analyse Numérique Géographie Informatique Psycho-Physiologie Informatique Chimie Organique Géologie Electronique Géologie Appliquée Electronique Physiologie Animale Mathématiques Biologie Animale Sciences Economiques Microbiologie Physique du Solide Physique Géologie Mécanique Physique du Solide Algèbre Technologie de Construction Génie Mécanique Physique Electronique Biochimie Géographie Gestion des Entreprises Algèbre Géométrie Informatique Physique Atomique et Moléculaire Biochimie Automatique Algèbre Algèbre Electronique Géographie Physique théorique Paysique Physique Atomique et Moléculaire Physique Atomique et Moléculaire Acalyse Numérique Géographie Electrotechnique Sciences Economiques Mécanique Biologie Physiologie Végétales Chimie Physique Chimie Appliquée Physiologie Animale Chimie Organique Chimie Physique Automatique Biologie Analyse Psycho-Physiologie Sociologie Géographie

Mle	SPIK Geneviève
Μ.	STANKIEWICZ François
Μ.	STERBOUL François
Μ.	TAILLEZ Roger
Μ.	THERY Pierre
Μ.	TOP Gérard
Μ.	TOULOTTE Jean-Marc
Μ.	TREANTON Jean-René
Μ.	VANDORPE Bernard
Μ.	VILLETTE Michel
Μ.	WALLART Francis
Μ.	WERNER Georges
Mme	ZIN-JUSTIN Nicole

Biochimie Sciences Economiques Informatique Biologie Electronique Sciences Economiques Automatique Sociologie Chimie Minérale Mécanique Chimie Informatique Algèbre A la mémoire de Monsieur le Professeur Frédéric MONTARIOL, titulaire de la chaire de Métallurgie à l'Université des Sciences et Techniques de Lille.

Nous avons été particulièrement sensible à la compréhension qu'il nous a témoignée lors de notre arrivée en France, ainsi qu'à l'aide inappréciable et aux conseils éclairés qu'il n'a cessés de nous prodiguer au cours de notre étude.

Le scientifique éminent et profondément humain qui fut notre Maître, demeurera toujours dans notre souvenir. Nous sommes très reconnaissant à Monsieur le Professeur LUCQUIN qui nous a fait le grand honneur de présider le Jury de cette thèse.

Ce travail a pu être achevé sous la direction de Monsieur PLUVINAGE Maître de Conférences à l'Université de Mets. Ses conseils nous ont été précieux. Qu'il veuille bien trouver ici l'assurance de toute notre gratitude.

Nous sommes reconnaissant à Monsieur J. FOCT, Maître de Conférences à l'Université de Lille I pour l'intérêt qu'il a porté à notre travail.

Nous exprimons notre reconnaissance à Monsieur PERROT, Maître de Conférences à l'Université de Lille I, pour avoir bien voulu nous faire l'honneur d'être membre de notre jury.

A Monsieur MEDIEUX, Ingénieur à la Société COCKERILL-OUGREE-PROVIDENCE à HAUIMONI, qui a accepté de faire partie de notre jury, nous adressons tous nos remerciements.

Ce travail a été fait au Laboratoire de Métallurgie de l'Université des Sciences et Techniques de Lille. Nos remerciements les plus cordiaux à tous ses membres, en particulier à Monsieur MESMACQUE, pour l'aide, les conseils et les encouragements qu'ils nous ont offerts tout au long de cette étude.

Nous présentons nos vifs remerciements à Mademoiselle OLIVIER et à Madame SAINLEGER pour avoir assuré l'impression de ce mémoire.

A MARCELLINE, MON EPOUSE

Qui me seconda si précieusement dans la rédaction de ce travail et m'encouragea toujours dans la réalisation de mes projets

A SEBASTIEN, MON FILS

A MES PARENTS A QUI JE DOIS TANT

En reconnaissance de leur affection et des sacrifices qu'ils ont consentis

PLAN

INTRODUCT ION

CHAPITRE I

I.1. L'ESSAI DE RESILIENCE

I.1.1. Courbe de transition

I.1.2. Niveau ductile

I.1.3. Niveau fragile

I.1.4. Zone de transition

I.1.5. Température de transition

I.1.6. Cristallinité et température 50 % cristallinité

I.2. ETAT DES ACIERS ETUDIES

I.2.1. Analyse chimique

I.2.2. Le corroyage

- I.2.3. Taille des grains austénitiques
- I.2.4. Traitement thermique
- I.2.5. Prélévement des éprouvettes et anisotropie de résilience
- I.2.6. Résultats expérimentaux et analyse de ces résultats

1.3. ETUDE FRACTOGRAPHIQUE

- I.3.1. Nature des inclusions sulfureuses
- I.3.2. Etude des faciès de rupture
- I.3.3. Conclusions

I.4. MICROGRAPHIE QUANTITATIVE

- I.4.1. Modèle choisi pour la détermination de la taille et de la densité des sulfures
- I.4.2. Fraction volumique
- I.4.3. Méthode expérimentale
- I.4.4. Tableau récapitulatif

II.1. ETUDE DE LA RUPTURE DUCTILE

- II.1.1. Le facteur de concentration de contraintes
- II.1.2. Modèles théoriques de rupture ductile

II.2. PARAMETRES QUI DEFINISSENT L'ETAT INCLUSIONNAIRE

- II.2.1. Fraction volumique des sulfures
- II.2.2. Indice de MAC KLINTOCK
- II.2.3. Indice de MESMACQUE
- II.2.4. Longueur projetée
- II.2.5. Tableau récapitulatif

II.3. DEFORMATION SOUS L'ENTAILLE A LA RUPTURE FRAGILE

- II.3.1. Calcul de la déformation à la rupture fragile
- II.3.2. Variation de la déformation à la rupture fragile avec la température
- II.3.3. Variation de la déformation à la rupture fragile en fonction de la résilience
- II.3.4. Déformation à la rupture fragile et cristallinité

II. 4. NIVEAU DUCTILE ET PARAMETRES INCLUSIONNAIRES

II.5. RAPPORT ENTRE L'AN ISOTROPIE DE RESILIENCE ET LES PARAMETRES INCLUSIONNAIRES

II.6. CONCLUSION

CHAPITRE III

CONCLUSIONS GENERALES

INTRODUCTION

L'usinage et la mise en forme des matériaux constituent une des préoccupations majeures de l'industrie mécanique en ce qui concerne l'abaissement des coûts de fabrication.

Les sulfures par leur action lubrifiante et leur effet d'entaille permettent de diminuer l'usure des outils d'usinage et d'augmenter les cadences de fabrication, bien qu'ils entraînent par ailleurs une détérioration des propriétés mécaniques.

Notre travail consiste à montrer que les variations des paramètres de ductilité fournies par l'essai de résilience, ne sont pas seulement fonction de la fraction volumique des inclusions mais également de leur forme, de leur nombre et de leur distribution. Les critères de choix des paramètres qui décrivent l'état inclusionnaire ont été déterminés par les modèles théoriques de la rupture ductile.

Les matériaux que nous avons utilisés pour cette étude sont des aciers synthétiques du type XC 30, à différentes teneurs en soufre. Pour modifier l'état inclusionnaire des sulfures, nous avons recouru à des additions de sélénium ainsi qu'à différents taux de corroyage. Deux nuances d'aciers industriels type XC 38 ont également fait l'objet d'une étude.

- 4 -

CHAPITRE I

·

I.1. L'ESSAI DE RESILIENCE

A la différence de l'essai de traction où l'en favorise plus la déformation de l'éprouvette que sa rupture, l'essai de résilience a pour but de provoquer la rupture avec un minimum de déformation. On impose à l'éprouvette des facteurs fragilisants qui sont :

- l'entaille qui crée un état de contrainte de triaxialité 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. Dans notre cas, où l'on utilise un mouton-pendule de 15 daj, la vitesse est de 5,5 m/s
- la température d'essai que l'on fait varier (- 196°C) (agote liquide) à 100°C.

Le couteau du mouton-pendule peut être muni de jauges de contrainte ce qui permet d'enregistrer sur un oscilloscope les courbes effort / temps (fig. I.1).

Bien que partant du principe que les caractéristiques de l'essai de résilience sont bien connues, nous pensons nécessaire de fixer quelques concepts fondamentaux.

I.1.1. Courbe de transition

L'énergie de rupture (KV) rapportée à la section sous l'entaille de l'éprouvette sera appelée "résilience" (KcV).

La représentation de la résilience en fonction de la température d'essai est la courbe de transition. A chaque point de la courbe de transition correspond un diagramme effort / temps (Fig. I.1.)

I.1.2. Niveau ductile

Le niveau ductile est le plateau supérieur de la courbe de transition.

I.1.3. Niveau fragile

C'est le plateau inférieur de la courbe de transition.

- 6 -





I.1.4. Zone de transition

C'est l'intervalle de température sur lequel s'étend le passage du niveau fragile au niveau ductile.

I.1.5. Température de transition (Tc)

Comme température de transition on prendra par convention la température qui correspond au demi-saut du passage du niveau fragile au niveau ductile.

I.1.6. Cristallinité (Cr) et température 50 % cristallinité

La cristallinité est le pourcentage en surface, occupé par la rupture fragile d'aspect brillant dans les faciès de rupture des éprouvettes de résilience. La température 50 % cristallinité est la température à laquelle correspond une cristallinité de 50 %.







Figure I.3. Rapport entre la cristallinité et le % de la chute $\frac{\Delta F}{F_{mx}} \ge 100$

La cristallinité peut être évaluée soit par planimétrie soit par analyse des diagrammes effort/temps (Figure I.3) . Sur ces diagrammes obtenus dans la zone de transition on peut observer une chute de l'effort, ce phénomène correspond à une propagation fragile après amorçage ductile. On peut expliquer ce fait en remarquant que la propagation de la rupture fragile se fait avec une faible énergie.

GRUMBACH et SANZ (réf. 1) donnent une excellente corrélation linéaire entre la chute de charge et la cristallinité :

$$\mathbf{Cr} \ \% = \frac{\Delta_{\mathbf{F}}}{\mathbf{F}_{\mathbf{mx}}} \quad \mathbf{x} \ \mathbf{100}$$

- 8 -

I.2. ETAT DES ACIERS ETUDIES

I.2.1. Analyse chimique

	Nuances												
%.10 ⁻³	1	2	3	4	5								
С	3 05	295	270	355	350								
Mn	530	510	570	728	660								
S	32	68	132	23	84								
Se	-	56	—		11								

TABLEAU I.1.

Les nuances 1, 2 et 3 ont été faites à l'E.N.S.A.M. de Cluny et sont de nuances synthétiques avec une teneur en carbone type XC 30. Les nuances 4, 5 sont de nuances industrielles du type XC 38 fournies par Creusot-Loire et conformes aux normes. Elles nous serviront de référence.

I.2.2. Le corroyage

Sur chacune des nuances synthétiques nous avons effectué deux corroyages différents d'où une subdivision de ces nuances en 1 A et 1 B, 2 A et 2 B, 3 A et 3 B.

Le taux de corroyage (c) est le rapport entre la section initiale du lingot et sa section après corroyage.

Les nuances synthétiques ont été forgées à 1200°C pour obtenir des barres de section carrée de 120 mm x 120 mm et 60 mm x 60 mm.

Quant aux nuances industrielles les caractéristiques de laminage ne nous ont pas été précisées. Cet acier nous a été fourni en barre de section circulaire de 60 mm de diamètre.

TABLEAU I.2

Nuance	1 A	2 A	3 A	1 B	2 В	3 B	4	5	
Taux de corroyage		2,8		: : 1 3	11,1	L		~ 14	

1.2.3. Taille du grain austénitique

Pour l'ensemble des coulées étudiées la taille du grain austénitique est d'environ 9 (selon la désignation AFNOR).

I.2.4. Traitement thermique

Les nuances d'acier XC 38 et XC 30 sont des nuances pour traitement thermique. Afin de se rapprocher des conditions d'utilisation ces nuances ont subi les traitements thermiques suivants :

. une normalisation à 850°C pendant une demi-heure suivie d'un refroidissement à l'air.

. une trempe à l'eau après une austénisation à $850\,^{\circ}$ C pendant une demi-heure, suivie d'une revenue à $500\,^{\circ}$ C pendant une demi-heure.

Ces deux traitements nous ont permis d'obtenir les limites élastiques suivantes :

•	Normalisation	:	la	limite d'élasticité comprise entre 30	ю
			et	400 MPa.	
•	trempe à revenu	:	la	limite d'élasticité comprise entre 80	00
			et	900 MPa.	

I.2.5. Prélévement des éprouvettes et anisotropie de résilience (A)

Les éprouvettes de résilience ont été prélevées dans le sens parallèle et perpendiculaire à la direction du laminage de façon que l'alignement des inclusions soit sollicité sous des angles différents.





Orientation des inclusions sur les faciès de rupture

Figure I.4. Prélévement des éprouvettes dans le sens long (a) dans le sens travers court (b), dans le sens travers long (c)

Nous appellerons anisotropie de résilience (A) le rapport entre le niveau ductile dans le sens long ou plus simplement "niveau-ductile-long", et le niveau ductile dans le sens travers-court "niveau-ductile-travers". Dans cette étude nous nous limitons à l'étude de la résilience dans le sens long et le sens travers.

I.2.6. Résultats expérimentaux et analyse de ces résultats.

Avec les données fournies par le mouton pendule instrumenté nous avons tracé les courbes de résilience et cristallinité d'où on relève les paramètres qui caractérisent l'essai de résilience présents dans le tableau I.3.

Le niveau fragile (à - 196°C) est d'environ 0,4 daj/cm² pour toutes les nuances quels que soient le traitement thermique et le sens de prélévement de l'éprouvette.

Le temps avant rupture fragile (Tr) (fig. I.3) sera analysé dans le chapitre II.

с. З
AU J
BLE/
TAJ

TABLEAU I.3	niveau ductile daJ/cm^2 temp. transition temp. 50 % anisotropie cristallinité	corroyage long travers sens long sens long de résilience	2,8 9,4 4,5 10 20 2,1	11,1 11,5 4,2 54 80 2,7	2,8 8,5 4,5 -6 10 1,9	11,1 9,5 3,5 62 60 2,7	2,8 9,2 2,8 '-12 -18 3,3	11,1 10,2 1,8 2 0 5,7	~ 14 9,7 1,9 16 25 5,1 5,1	~14 8,5 1,8 -6 -15 4,7	2,8 9,2 3,5 - 84 - 75 2,6	11,1 9,9 2 - 36 - 8 5	2,8 6,5 2,5 - 70 - 60 2,6	11,1 7,5 1,5 -42 -40 5,0	2,8 6,5 1 - 55 - 70 6,5	11,1 7,8 0,6 -104 ~ 108 13	~ 14 14 1 - 83 - 95 14	~14 8 1 - 90 - 95 8
	niveau ductile	corroyage long tr	2,8 9,4	11,1 11,5	2,8 8,5	11,1 9,5	2,8 9,2	11,1 10,2	~14 9,7	~14 8,5	2,8 9,2	11,1 9,9	2,8 6,5	11,1 7,5	2,8 6,5	11,1 7,8	~ 14 14	~ 14 8
		nuance	N	- 0 22 :	A	N I L	AT	1 0	N 4	5	T	а П	M d	v ш÷	ж н	1 A 1	E 1	5

ANALYSE DES RESULTATS

Le sélénium en addition dans les aciers se trouve combiné avec le soufre et le manganèse, formant une seule phase (Réf. 2) D'après la littérature il s'agirait d'une solution solide de MnS et MnSe, donc le sélénium participe directement à la formation des inclusions sulfureuses. BELLOT (réf 3) exprime le concept de "soufre-équivalent" dans la formule :

$$|S| = \% S + \frac{32}{79} Se \%$$

que nous utiliserons pour la comparaison de nos nuances puisqu'elle nous renseigne mieux que le seul pourcentage en soufre sur la fraction volumique des inclusions sulfureuses.

nuance	1	2	3	4	5
$ S \times 10^{-3}$	32 `	91	132	23	89

a) Variation de la température de transition

Sur la figure I.5 qui représente nos résultats expérimentaux en fonction du "soufre-équivalent", on peut faire les remarques suivantes :

- les températures de transition pour l'état trempe et revenu sont plus basses que pour l'état normalisé.
- la température de transition s'abaisse quand il y a augmentation de la teneur en soufre-équivalent, avec exception pour les nuances à faible taux de corroyage (c = 2,8) trempe et revenu pour lesquelles on constate une légère augmentation.
- pour les nuances synthétiques la température de transition est plus élevée pour le taux de corroyage le plus fort (c = 11,1).



---14 -

On peut observer sur la figure I.6 que la température 50 % cristallinité a le même comportement que la température de transition, surtout à l'état normalisé :

- la température 50 % cristallinité est plus basse à l'état trempe et revenu
- la température 50 % cristallinité diminue quand le soufreéquivalent augmente, exception faite des nuances industrielles trempée et revenue où la température 50 % cristallinité se maintient constante
- dans les nuances synthétiques la température 50 % cristallinité augmente avec le taux de corroyage.

c) Variation du niveau ductile long et travers

Les variations du niveau ductile en fonction du soufreéquivalent sont représentées sur les figures I.7 a et I.7 b.

- l'état normalisé présente des niveaux ductiles plus élevés que l'état trempe et revenu, dans le sens long comme dans le sens travers, exception faite de la nuance 4 trempe et revenu, sens long qui présente un niveau ductile plus élevé qu'à l'état normalisé.

- à l'état normalisé sens long :

- . les nuances synthétiques à taux de corroyage (11,1) ont un niveau ductile plus élevé que celles à taux de corroyage (2,8).
- . d'autre part on constate, un léger abaissement du niveau ductile pour toutes les nuances quand le soufre-équivalent augmente.

- à l'état normalisé sens travers :

. dans les nuances synthétiques, celles à taux de corroyage (2,8) ont le niveau ductile plus élevé.

. le niveau ductile des nuances industrielles se maintient constant à 1,8 daJ/cm^2



- 16 -

BUS



- 17 --



_ 18 _

- Etat trempe à revenu sens long :
 - on observe le même phénomène, pour les nuances synthétiques, qu'à l'état normalisé : à taux de corroyage plus élevé correspond un niveau ductile également plus élevé.
 - . le niveau ductile long baisse quand le soufre-équivalent s'élève.
- Etat trempe à revenu sens travers :
 - . on remarque cette fois que la nuance synthétique à taux de de corroyage (2,8) présente un niveau ductile plus élevé que la nuance à taux de corroyage (11,1). Cependant pour les deux nuances le niveau ductile s'abaisse quand le soufre équivalent augmente.
 - . dans les nuances industrielles il reste constant

d) Variation du rapport Niveau ductile long - Niveau ductile travers ou anisotropie de résilience.

Si nous nous référons aux figures (I.8 a) et (I.8 b) nous pouvons faire les constatations qui suivent :

- Pour une même nuance, l'anisotropie de résilience est plus élevée à l'état trempe et revenu

- Etat normalisé (fig. I.8 a)
 - . dans les nuances synthétiques c'est à celles à taux de corroyage 11,1 que correspondent les valeurs les plus élevées d'anisotropie de résilience.
 - L'anisotropie de résilience augmente avec le soufre équivalent et le corroyage. Pour les nuances synthétiques cette augmentation est plus sensible à partir d'un soufre - équivalent égal à 0,091 (Nuance 2 avec du Se).
- Etat trempe et revenu (fig. I. 8 b)
 - . On observe le même comportement qu'à l'état normalisé sauf pour les nuances industrielles où l'anisotropie de résilience diminue quand le soufre - équivalent augmente.





- 21 ---

e) Conclusions

- la température de transition diminue lors d'une augmentation du soufre équivalent de même que la température 50 % cristallinité.

- le niveau ductile long diminue avec le soufre équivalent et augmente avec le taux de corroyage. Le niveau ductile travers diminue également avec le soufre équivalent mais il s'abaisse avec le corroyage.

- l'anisotropie de résilience s'élève avec le soufre - équivalent et le corroyage.

I.3. ETUDE FRACTOGRAPHIQUE

I.3.1. Nature des inclusions sulfureuses

a) composition chimique

Les inclusions ont été analysées sur des surfaces polies à l'aide de la microsonde. Dans les nuances 1, 3, 4 on ne trouve que des sulfures de Mn. Dans les nuances 2 et 5 on trouve uniquement des sulfo-séléniures de Mn du type Mn (S_Se).

Les inclusions sulfureuses sont plutôt monophasiques mais on en trouve un certain pourcentage associées à des silico-aluminates.

b) aspect micrographique

Au microscope optique on observe que les inclusions sulfureuses sont allongées dans le sens du laminage. La figure I.9 schématise les différents stades des inclusions lors du corroyage (réf. 4).

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 MALKEIWICS (réf 4) 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.

 α = b/a (facteur de forme de l'inclusion) δ = S₀/s (taux de corroyage)

$$v = \varepsilon / \varepsilon_{i}$$

$$\omega = \frac{2 \log \alpha}{3 \log \delta}$$

- Pour v égal à zéro l'inclusion ne se déforme pas

- Pour ν compris entre 1 et 0 l'inclusion se déforme moins que l'acier

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



а

с

Figure I.9

b

Etat des inclusions sulfureuses dans un :

a) brut de coulée x 240

b)	état	corroyé	с	Ξ	2,	température	de	laminage	800°C	х	400
- >	14.4		_		0	t	a -	le minere	00000		400

c) état corroyé c = 8, température de laminage 800°C x 400 d'après MALKIEWICS (réf. 4)

- 23 -

Ce même auteur donne quelques valeurs de v pour des températures courantes de laminage (v 1200°C)

> 0,5 < v < 1sulfure de Mn 0, 3 < v < 1, 5silicate de Fe et Mn silicate de Fe 0 < v < 0,35silico-aluminate de Mn $v \simeq 0,03$ FeO (Fe Mn)O 0,2 < v < 0,5A1203 $v \simeq 0$ MgO, A1₂0₃ $v \simeq 0$ $(CaO)_{n} (Al_{2}O_{3})_{m}$ $v \simeq 0$

Les terres rares (sélénium, titanium, zirconium etc...) font diminuer v pour les sulfures.

Les photos 1 à 8 montrent l'aspect micrographique de nos inclusions, l'étude micrographique quantitative de ces états sera détaillée dans le chapitre suivant mais on peut cependant remarquer que l'allongement et la fraction volumique des sulfures sont particuliers à chaque nuance.

I.3.2. Etude des faciès de rupture

Nous avons procédé à cette étude au microscope électronique, sous la direction de M.BONTE (EUDIL)

Nous allons étudier les faciès de rupture des éprouvettes cassées dans les différentes zones de la courbe de transition.

a) Zones fragiles

On observe dans ces zones une rupture par clivage :

- Dans les très basses températures (- 196 °C) on remarque que autour des sulfures il n'y a pas de déformation plastique (formation de cupules) (photo 9 a). La déformation plastique qui prend place en tête d'inclusion ne peut s'établir du fait que la rupture se fait, d'après nos diagrammes effort/temps, dans un domaine élastique.

- Près de la zone de transition on trouve autour des inclusions, surtout des sulfures, une déformation plastique appréciable mise en évidence par la juxtaposition de cupules parmi un faciès de clivage. (Photos 9 b et 9 c).

b) zones ductiles

On constate dans ce cas une rupture ductile c'est-à-dire, une rupture par coalescence des cupules qui prennent naissance autour des inclusions lors de la rupture de l'éprouvette. La taille et le nombre des cupules est en étroite liaison avec les paramètres inclusionnaires.

Ce phénomène nous apporte une explication de la diminution du niveau ductile quand le soufre-équivalent augmente puisque les inclusions sulfureuses sont alors plus nombreuses, donc la coalescence des cupules qui entraîne la rupture se produit avec une déformation plus faible de l'éprouvette et donc une résilience plus faible.

L'observation de ce phénomène permet également de comprendre :

- l'augmentation du niveau ductile long quand il y a augmentation du taux de corroyage : les inclusions ayant une section plus faible provoque la formation de petites cupules, ce qui implique que, pour arriver à la coalescence de ces cupules, il faudra une forte déformation de l'éprouvette (ph. 10 e, 10 f).
- L'augmentation du niveau ductile sens travers lorsque le corroyage diminue. Le ligament qui sépare une inclusion de sa plus proche voisine diminue avec le taux de corroyage (Fig. 10 b, 10 d). La déformation qui amène à la coalescence diminue quand le ligament diminue.

c) Zones de transition

Sur les éprouvettes rompues dans la zone de transition, on observe que, entre le fond d'entaille et la région à rupture fragile, il existe une région de rupture ductile ; celle-ci est d'autant plus

ASPECT DE FACIES DE RUPTURE DANS LA ZONE FRAGILE



Photo 9 a

- . nuance 2, corroyage 2,8 sens long état normalisé, (- 196°C)
- . sulfure dépassant de la surface de rupture par clivage. Absence de cupules autour du sulfure.

20 µ



Photo 9 b

- nuance 3 corroyage 11,1 sens travers état normalisé - (- 80°C) zone fragile près de la zone de transition
- . légère formation de cupules autour des sulfures.

20 µ



Photo 9 c

- . nuance 2 Corroyage 11,1 sens travers état normalisé - (- 80°C) milieu de la zone fragile
- . formation de cupules autour des sulfures sur une surface de rupture par clivage.

ASPECT DU FACIES DE RUPTURE DUCTILE



Photo 10 a

- . nuance 4 sens travers état normalisé
- . vue générale d'une rupture d'aspect "bois pourri" lits d'inclusions fortement allongés.

100 μ



Photo 10 b

. Détail de la photo précédente sulfure très allongé.

10 µ



Photo 10 c

- . nuance 4 sens long état normalisé
- . cupules formées à partir d'un sulfure présence de petites cupules qui prennent naissance à partir de microinclusions (oxyde, carbure etc....)

- 28 -

ASPECT DE FACIES DE RUPTURE DUCTILE



Photo 10 d

- . nuance 2 corroyage 11,1 sens travers état normalisé
- . vue générale, aspect "bois pourri" moins marqué que précédemment (10 a)

100 μ



Photo 10 e

. détail de la photo 10 d

20 µ



Photo 10 f

. nuance 2 - corroyage 11,1 - sens long état trempe à revenue



. vue d'une cupule ductile et du sulfure qui en est à l'origine.


Photo 11 a

- . nuance 3 corroyage 11,1 sens long état normalisé.
- . éprouvette cassée dans la zone de transition - formation de cupules autour des inclusions dans une rupture par clivage.

20 µ



Photo 11 b

- . nuance 1 corroyage 11,1 sens travers état normalisé.
- . éprouvette cassée près de la température de transition - formation de cupules ductiles autour des inclusions dans une plage de rupture par clivage.



- . nuance 2 corroyage 11,1 sens long état trempe à revenue
- . éprouvette cassée près de la température de transition. Coexistence de rupture par clivage et de rupture ductile par cupules.

20 μ



Photo 11 d

. nuance 2 - corroyage 2,8 - sens travers état normalisé



. éprouvette cassée dans la zone de transition près du niveau ductile. Coexistence de ruptures fragiles par clivage et de rupture ductile par coalescence des cupules.

<u>.</u> 100 μ importante que l'on s'approche du niveau ductile. Nous discuterons dans le chapitre II l'influence des déformations localisées autour des inclusions sur l'amorçage de la rupture fragile.

En observant au microscope électronique la région fragile, on constate que, s'il y a rupture par clivage, autour des grosses inclusions (sulfureuses) on note une déformation plastique causée par la concentration de contraintes qui s'établit en tête des inclusions augmentant le travail de déformation plastique, d'où une diminution de la température de transition.

I.3.3. Conclusion

- Dans le domaine fragile les inclusions n'ont pas une influence sensible sur les paramètres de résilience.

- Dans le domaine ductile c'est la coalescence des cupules qui est décisive sur la valeur du niveau ductile

- Dans les zones de transition les inclusions favorisent la concentration de déformations induisant la formation de cupules et diminuant la température de transition et la température 50 % cristallinité.

1.4. MICROGRAPHIE QUANTITATIVE

Dans le paragraphe I.2.6 nous avons remarqué qu'il existait une certaine relation entre les paramètres de résilience (T_{C} et T_{50} niveau ductile - anisotropie) et le soufre-équivalent. Bien que le soufreéquivalent nous donne une idée de la fraction volumique des inclusions, il ne nous dit rien quant à la forme, la taille et la distribution de cellesci. Ce qui rend ce paramètre insuffisant à l'explication de l'influence de la globulisation des sulfures.

La micrographie quantitative nous fournit des paramètres plus précis sur l'état inclusionnaire (densité - taille - forme).

I.4.1. <u>Modèle choisi pour la détermination de la taille et de la densité</u> des sulfures.

On supposera que les sulfures sont des ellipsoïdes de révolution, que leur grand axe est orienté dans la direction du laminage et que sur une coupe selon cet axe (en long), les sulfures présentent une section elliptique qui a le même rapport axial que l'ellipsoïde dont il est la section ; sur une coupe perpendiculaire (travers) à cet axe les sulfures présenteront une section à peu près circulaire (Fig. I.10).



R.T. DEHOFF (réf.16) donne les relations suivantes : N

(1)
$$N_v = \frac{L}{2\bar{b}}$$

(2)
$$\frac{b}{a} = \frac{L}{2 N_T}$$

Figure I.10

Modèle d'alignement des inclusions d'après DEHOFF.

Dans lesquelles :

 $N_v = nombre de particules par unité de volume$ $<math>N_L = nombre de particules par unité de surface en long$ $<math>\overline{b} = valeur$ moyenne du petit axe $\overline{a} = valeur$ moyenne du grand axe $N_T = nombre de particules par unité de surface en travers.$

Les relations précédentes sont indépendantes de la distribution des tailles et des facteurs de formes $\Psi = \frac{a}{b}$. On doit remarquer que le facteur de forme moyen $\tilde{f} = \overline{a/b}$ n'est pas, en général, égal à $\frac{\bar{a}}{\bar{b}}$.

I.4.2. Fraction volumique : (fv)

Pour le calcul de la fraction volumique des sulfures on utilisera la relation proposée par BELLOT (réf 3) déduite d'après la densité des sulfures et la composition chimique de l'acier.

 $\% fv = \% S + \frac{\% Se}{2,4} + \frac{\% Te}{4}$

On préfère cette relation à celle obtenue par micrographie quantitative pour sa simplicité et pour donner des résultats plus cohérents. La micrographie quantitative prévoit que la fraction volumique est égale à la fraction en surface sur n'importe quelle section, ce qui n'est pas toujours évident pour des structures qui ont une orientation préférentielle.

I.4.3. Méthode expérimentale

Nous avons procédé au comptage des sulfures et à la mesure de leur paramètre de forme sur des sections polies parallèles à la direction du laminage. Les mesures ont été faites au microscope optique et à un grossissement de 100 X. Le choix de ce grossissement a été fait en fonction de ces deux conditions : `

- choisir un grossissement unique pour l'observation de tous nos échantillons afin d'avoir le même risque d'erreur pour toutes nos mesures
- le grossissement est choisi de telle façon que le champ d'observation apporte une idée de la structure à observer (ensemble de sulfures allongés dans le sens du laminage). La figure I.11 donne une idée de ce concept.



50 x	100 x	500 x
(a)	(b)	(c)
	figure I.11	

- 32 -

Nous avons mesuré la surface d'échantillons observée (s), la longueur (a), la largeur (b) de chaque sulfure et le nombre (Nb) ce qui nous a permis de calculer :

> longueur moyenne des sulfures: $\bar{a} = \sum_{i=1}^{\infty} Nb$ en μ largeur moyenne des sulfures : $\bar{b} = \sum_{i=1}^{\infty} Nb$ en μ le facteur de forme moyen : $\bar{a/b} = \frac{\sum_{i=1}^{\infty} Nb}{Nb}$

le nombre de particules par unité de surface sens long :

$$N_{L} = \frac{Nb}{s} \quad (\frac{1}{mm^2})$$

la longueur projetée :
$$l_p = \frac{\sum a_i}{s}$$
 en P/mm^2

Les photos 1 à 8 montrent les différents états inclusionnaires.

Nuance	a	b	.a/b	NL	N T	fv x 100	l _p
1 A	12,6	7,5	2,4	10,5	8,82	0,17	132
1 B	38,5	4	7,7	6,2	29,84	0,17	248
2 A .	6,57	6,1	1,3	100,8	54,28	0,46	663
2 B	15	5,2	4,8	86,3	124,47	0,46	518
3 A	19,3	5,8	6,3	1 00	166,38	0,71	68 7
3 B	30	3,5	11,6	69,1	296,14	0,71	2051
4	21,5	1,3	14,4	71,2	588,77	0,12	1342
5	30	3	8,7	55,9	279,50	0,47	1217

1	.4.4.	Tableau	récapitulatif

TABLEAU I.4





Photo 1







Photo 4

- 35 -

Nuance 2







Photo 6

Nuance 3



υ.



<u>100</u>μ

BUS

Photo 8

CHAPITRE II

Nous essaierons, dans ce chapitre, d'établir un paramètre qui soit caractéristique de chaque état inclusionnaire et de déterminer ses relations avec les principaux paramètres de résilience.

Dans le chapitre précédent, on a remarqué que dans la zone fragile de la courbe de transition les variations des paramètres qui la caractérisent (niveau fragile $\sim 0.4 \text{ daJ/cm}^2$ à - 196 °C) ne sont pas suffisamment différentes d'une nuance à l'autre, donc d'un état inclusionnaire à un autre. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que la rupture a lieu par clivage, on sait que dans ce mode de rupture les inclusions ne jouent pas un rôle aussi important que dans la rupture ductile où le niveau ductile est sensible à la structure inclusionnaire ainsi que l'anisotropie de résilience. Dans la zone de transition on observe également des variations de la déformation plastique au fond d'entaille et de la température de transition et de la cristallinité. Nous essaierons de mettre en relation ces paramètres avec ceux des états inclusionnaires.

En résumé, nous tenterons de mettre en relation des paramètres inclusionnaires avec les paramètres de ductilité que nous fournit l'essai Charpy - V instrumenté.

II.1. ETUDE DE LA RUPTURE DUCTILE

II.1.1. Le facteur de concentration des contraintes

Pendant la chargement, les contraintes et les déformations au voisinage des inclusions sont différentes de celles qui s'imposent à la matrice.

INGLIS (réf. 6) donne le facteur de concentration des contraintes (Kt) en fonction du facteur de forme de l'inclusion : celleci pouvant être assimilé à un vide ou à une inclusion solide de limite d'élasticité σ_{u}^{2} .

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

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

- 39 -

(a) est le diamètre de la section du trou perpendiculaire à l'effort principal et (b) l'épaisseur.

Ce modèle peut partiellement expliquer l'anisotropie de résilience, car dans le sens long, la contrainte maximale $\binom{1}{\max}$ qui s'exerce à l'extrémité de l'inclusion est plus petite qu'en travers $\binom{\sigma}{\max}$ (fig. II.1)

a - Sens travers





b - Sens long



Figure II.1

Facteurs de concentration de contraintes en tête d'inclusion

Il peut également expliquer l'amélioration de l'anisotropie de résilience quand il y a globulisation de sulfures.

II.1.2. Modèles théoriques de rupture ductile

La formation des cupules et leur croissance au cours d'une déformation sont la conséquence de la concentration de contraintes suivies de déformations autour d'elles ; la croissance de la cupule dans une direction privilégiée dépendra de la triaxialité des contraintes : une forte triaxialité favorisera une croissance dans tous les sens. Dans un processus de rupture ductile par coalescence des cavités on peut distinguer trois étapes :

- a) amorçage des fissures
- b) croissance des cavités
- c) rupture par coalescence des cupules

a - L'amorçage des fissures autour des inclusions se fait par rupture de l'inclusion ou par décohésion de l'interface matrice-inclusion. D'après ASHBY (réf. 9) cette rupture ou décohésion est la conséquence de l'apparition d'une contrainte à l'interface matrice - cohésion due à un empilement de dislocation.

D'après l'examen des surfaces de rupture (voir fractographie), il nous semble que dans le sens long les cupules sont amorcées par la rupture des sulfures ; ce point s'accorde avec les travaux de J. PLATEAU (réf. 8).

Dans le sens travers la décohésion de l'interface matrice inclusion serait le mécanisme prépondérant. La taille des cupules est en étroite relation avec la taille de l'inclusion qui lui donne naissance.

b - La croissance des trous peut être définie comme le développement de la cupule au cours de la déformation. Il y a eu plusieurs tentatives de décrire mathématiquement ce phénomène dont la plus importante est celle de ROESCH et al. (réf. 10) qui proposent le modèle suivant :





la variation de l'allongement de la cupule (ε_b) par rapport à l'allongement de la matrice (ε) appelée facteur de concentration des déformations (c) a une forme simple :

$$c = \frac{d\varepsilon_b}{d\varepsilon} = 1 + k_1 \frac{a_0}{b}$$

. .

d'où ils déduisent par intégration :

$$b = a_0 | (1 + K_1) e^{\varepsilon} - K_1 |$$

On suppose pour ce modèle qu'il y a décohésion de l'interface matrice - inclusion.

D'autre part en supposant que les axes des trous se déforment dans des directions fixes au cours de la déformation et qu'elles soient parallèles aux directions principales, que l'interaction des trous est négligeable et que :

$$\overline{\sigma} = \overline{\sigma_1} \cdot \overline{\epsilon}^n$$

$$\overline{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}} \left[\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + \epsilon_3^3 \right]^{1/2}$$

$$\overline{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2}} \left[\sigma_1 - \sigma_2 \right]^{2} + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{1/2}$$

MAC CLINTOCK arrive à déduire la déformation à la rupture ε_{R} (Réf. 11)





- 42 -

$$\varepsilon_{\mathrm{R}} = \frac{(1-n) \ln (1\beta/\beta)}{\sin h} \left| \frac{(1-n)(\sigma_{1}+\sigma_{2})}{2 \sigma/\sqrt{3}} \right|$$

 σ_1 et σ_2 contraintes principales dans le plan de rupture.

RICE et TRACEY (réf.12) étudient la variation du rayon (R) des trous sphériques dans un milieu plastique et arrivent à une conclusion semblable à celle de MAC CLINTOCK :

. influence de la triaxialité des contraintes

- . absence de rupture en traction par striction en absence de triaxialité ce qui est contraire à l'expérience
- . ε_{R}^{e} est proportionnelle à la fraction volumique des inclusions ou vides avant déformation.

c - La coalescence des cupules

La croissance des cupules n'est pas illimitée il arrive que les cupules se rejoignent provoquant la rupture.

ROESCH (réf. 10) propose pour son modèle que la rupture se produise pour une valeur critique $K_2 = b/L$ où (L) représente la distance moyenne entre particule sur une section droite (Fig. II.2).

Dans le cas de particules sphériques rigides où il y a décohésion de l'interface matrice - inclusion, il propose :

 $(1 + K_1)e^{3/2} \epsilon_R K_1 e^{(\epsilon_R/2)} = \frac{4}{3} \frac{K_2}{f}$

Des relations analogues peuvent s'établir pour d'autres cas (rupture de particules, particules molles etc...)

THOMASON (réf.7) à partir de la théorie de la plasticité développe un modèle sur un matériau rigide plastique qui contient des cylindres de section carrée (fig. II.4).





Il distingue deux étapes avant rupture :

. une déformation uniforme produite par une charge $P_n = \sigma_z \delta_x$ à cette étape la variation de la forme des trous est exprimée par :

$$\frac{a}{b} = e^2 \frac{\varepsilon_z}{1 - \sqrt{f}}$$

f : fraction volumique des vides.

. deuxième étape : la déformation se localise sur les pédoncules (fig. II.5). Cette déformation se produit à partir d'une certaine charge $(P_n) > (P_u)$

C'est à partir de ce moment que se produit la striction.



- 45 -

Figure II.5

Champ de déformation d'un pédoncule

 $P_n = \sigma_n (\delta_x - n \omega)$ $\sigma_n = \text{contrainte moyenne du pédoncule}$

Dans le cas où la matrice est soumise à des contraintes σ_z et σ_x et à une pression hydrostatique P externe n'agissant pas à l'intérieur des trous, la condition de striction s'écrit :

 $\frac{\sigma_{n}}{2 k} (1 + \sqrt{f}) + \frac{P}{2 k} < \frac{\sigma_{x}}{2 k} + 1$

en considérant que $\sigma_z - \sigma_z = 2 \text{ k}$ (critère de VON MISES).

A l'aide de la loi d'allongement des trous on déduit l'allongement au début de l'instabilité.

II.2. PARAMETRES QUI DEFINISSENT L'ETAT INCLUSIONNAIRE

Il existe plusieurs indices qui définissent l'état inclusionnaire et ceux que nous avons choisis prennent en compte l'orientation des inclusions par rapport à la direction de sollicitation.

Les principaux paramètres utilisés sont les suivants :

II.2.1. Fraction volumique des sulfures (fv)

Ce paramètre n'est ni fonction de l'orientation ni de la forme des inclusions.

II.2.2. L'indice de MAC CLINTOCK (P) défini à partir du calcul de la déformation à la rupture par coalescence des cupules $P = 1\beta/\beta(fig.II.13)$, HORS-WEISS (réf. 13) transforme ce paramètre pour le cas des aciers en :

pour le sens long :
$$P = P_L = 1 / \bar{a} / \bar{N}_L$$

pour le sens travers : $P = P_T = 1 / \bar{b} / \bar{N}_T$

II.2.3. Indice de MESMACQUE

MESMACQUE (réf. 14) développe le paramètre suivant :

pour le sens long :
$$M_L = Ln \bigvee_{v=v}^{3} \frac{1}{f_v v} (1 + \frac{2b}{a}) \overline{b}$$

pour le sens travers :
$$M_T = Ln \begin{vmatrix} 3 & -1 \\ 7 & N \\ V & V \end{vmatrix} (1 + \frac{2\overline{a}}{\overline{b}})\overline{a}$$

Dans cette relation il fait intervenir trois facteurs :

 $\frac{3}{f_{\rm N}}$: facteur inversement proportionnel à la distance inter-inclusionnaire

- . $(1 + \frac{2\overline{b}}{\overline{a}})$ et $(1 + \frac{2\overline{a}}{\overline{b}})$ qui sont les facteurs de concentration des contraintes autrou d'une inclusion dans le sens long et travers
- . (a) est le grand axe et (b) le petit axe de l'inclusion. Ils déterminent la taille de la zone déformée plastiquement autour de l'inclusion.

II.2.4. La longueur projetée (L_n)

Sur une section polie, parallèle au sens du laminage, l'addition des longueurs d'inclusions par unité de surface (s) est égale à (L_D)

$$L_{p} = \frac{\sum b_{i}}{s}$$

II.2.5. Tableau récapitulatif

Le tableau II.1. donne les valeurs des différents indices inclusionnaires:

	Nuances							
indice inclusionnaire	1 A	1 B	2 A	2 B	3 A	3В	4	5
f x 100	0.17	0.17	0.46	0.46	0.71	0.71	0.12	0.47
P L	41.26	99.48	16.28	20.70	17.29	34.47	90.02	47.7
P _T	26.84	4.76	20.70	5.99	4.09	1.93	1.93	1.99
M _L	2.86	1.76	4.07	3.39	3.6	2.8	1,96	2.54
M _T	4.06	5.91	4.24	5.83	6.37	7.7	7,68	7.71
L _p	132	248	663	518	687	2051	1342	1217

TABLEAU II.1

II.3. DEFORMATION SOUS L'ENTAILLE A LA RUPTURE FRAGILE (ε_{f})

Le faciès des éprouvettes rompues dans la zone de transition présente sous l'entaille un ligament de couleur mate qui correspond à une rupture ductile, suivi d'une zone brillante correspondant à une rupture fragile par clivage.

Pendant la flexion de l'éprouvette on remarque sur le diagramme effort - temps, que l'effort (F) augmente avec le temps jusqu'à (F_{max}), ensuite il retombe jusqu'à (F_f) (Fig. I.2.) . A ce moment là s'amorce la rupture fragile. La chute de la charge nous indique que la rupture fragile se propage avec une faible absorption d'énergie. D'après les faciès de rupture cet amorçage se fait à une certaine profondeur sous

- 47 -

l'entaille. Le temps à la rupture fragile (t_f) nous permet de calculer la déformation sous l'entaille qu'amorce la rupture fragile. Les déformations localisées en tête d'inclusion vont modifier les conditions d'amorçage le la rupture fragile.

II.3.1. Calcul de la déformation à la rupture fragile (ε_{f})

MESMACQUE (réf. 14) développe le calcul de la déformation au point de plus forte triaxialité pour une éprouvette Charpy V en fonction du temps à la rupture fragile (T_r) .

$$\varepsilon_{f} = \frac{20 V_{o}}{\pi 1} T_{f} (1 + \sqrt{1 + \frac{E_{a}}{E_{o}}})$$

 ε_{f} = est exprimée en variation de longueur (Al) sur la longueur initiale (l)

V = vitesse à laquelle le couteau atteint l'éprouvette

1 = rayon au fond d'entaille de l'éprouvette

 $T_p = temps à la rupture fragile$

E = énergie absorbée pendant la rupture

 E_{o} = énergie disponible par le mouton pendule

Dans notre cas cette relation se transforme en s

$$\varepsilon_{f} = 0,875 T_{f} (1 + \sqrt{1 + \frac{E_{a}}{15}})$$

où T_f est en millisecondes et E_a en décajoules.

II.3.2. Variation de la déformation à la rupture fragile (ϵ_f) avec la température (θ)

La déformation à la rupture fragile (ε_{f}) augmente avec la température (θ). Pour le même traitement thermique les courbes (ε_{f}) = f(θ) ont la même allure. On constate qu'il y a similarité de comportement entre la zone de transition de la courbe de résilience KcV = f(θ) et les courbes (ε_{f}) = f(θ) (fig. II.6).





Figure II.6

Rapport entre la courbe de résilience Kcv = $f(\theta)$ et la courbe temps à la rupture fragile (t_f) - température (θ) .

II.3.3. Variation de la déformation à la rupture fragile (ε_{f}) en fonction de la résilience

Dans la zone de transition, l'énergie dépensée pour amorcer la rupture fragile est plus importante que l'énergie de propagation de la rupture. Nous pouvons assimiler l'énergie de rupture donc la résilience à l'énergie dépensée pour déformer l'éprouvette jusqu'à l'amorçage de la rupture fragile.

La figure II.7 montre la relation qui existe entre la résilience et la déformation à la rupture fragile. Les résultats expérimentaux sont reportés sans tenir compte du sens de prélévement des éprouvettes.



Relation entre la déformation à la rupture fragile et le carré de la résilience

La différence de pentes entre la courbe $\varepsilon_f = f(Kcv)^2$ correspondant à l'état normalisé et celle correspondant à l'état trempe et revenu peut s'expliquer par la différence des limites élastiques entre ces deux états.

II.3.4. Déformation à la rupture fragile (ε_f) et cristallinité (C_R)

Nous avons tracé les courbes de déformation à la rupture fragile en fonction de la fraction volumique pour une même cristallinité (25 et 75). Les valeurs sont représentées sur les figures (II.8 à II.10). On remarque les points suivants :

- . à une même cristallinité, la déformation avant rupture fragile diminue quand la fraction volumique augmente
- . pour une même cristallinité et dans une même nuance, dans le sens long, la déformation à la rupture fragile augmente avec le taux de corroyage ; ce phénomène est inversé dans le sens travers
- . la variation de la déformation à la rupture fragile en fonction de la fraction volumique est moins sensible pour l'état trempe à revenu.

Sur les figures (II.11 à II.13) nous avons représenté la variation de la déformation à la rupture fragile en fonction du paramètre de MAC CLINTOCK (P).

Ce paramètre nous permet de classer nos nuances en fonction du nombre et de la taille des sulfures. Nous remarquons que :

- la déformation avant rupture fragile augmente avec le paramètre (P). Cette variation est plus importante pour les nuances normalisées
- . Dans le sens travers, la déformation avant rupture fragile devient constante à partir de $(P_t) = 6$ à partir de cette valeur l'influence des inclusions devient insignifiante.
- . Les valeurs de la déformation avant rupture fragile sont moindres pour l'état trempe à revenu.



- 52 -

(BUS LILLE



aus





en fonction de la fraction volumique (f $_v$) pour une cristallinité de 75 %



en fonction de la fraction volumique (f) pour une cristallinité de 25 %







ETAT NORMALISE SENS LONG





Variation de la déformation avant rupture fragile pour 25 % Cr en fonction du paramètre de MAC CLINTOCK \mathbf{P}_{T}

Nous pouvons en conclure que la déformation que peut supporter une éprouvette pour produire une même cristallinité, est fonction de l'état inclusionnaire et du sens de prélévement des éprouvettes. Cette déformation à la rupture diminue avec la fraction volumique. Les sulfures allongés la font augmenter dans le sens long, et la font diminuer dans le sens travers. La globulisation a un effet inverse.

II.4. LE NIVEAU DUCTILE (ND) ET LES PARAMETRES INCLUSIONNAIRES

La présence de cupules sur le faciès de rupture des éprouvettes rompues au niveau ductile, irdique un mécanisme de coalescence des cavités. Des modèles théoriques ont été proposés pour rendre compte de ce phénomène. Ils sont décrits pour des sollicitations multiaxiales uniformes. Nous étendrons leur solution à l'essai de flexion entaillée que constitue la résilience. Dans le domaine ductile, nous nous trouvons dans l'impossibilité de pouvoir calculer la déformation (ε_r) qui amène à une rupture par coalescence des cupules et de ce fait nous pouvons considérer la résilience comme une mesure indirecte de cette déformation (ε_r). Cela se justifie, si nous redéfinissons la résilience comme l'énergie nécessaire pour amener chaque point de l'éprouvette à la déformation (ε_r). Les courbes qui nous donnent les variations du niveau ductile en fonction de la fraction volumique (f.) peuvent être représentées par les courbes niveau ductile - soufre équivalent (fig. I.7) en utilisant la relation empirique : $f_v = \frac{|s|}{19}$. Nous pouvons alors déduire que la déformation (ϵ_r) diminue lorsque la fraction volumique augmente et que l'état inclusionnaire affecte cette déformation.

MAC CLINTOCK (réf. 11) suppose que la déformation qui amène à la coalescence des cupules est une fonction de Ln (P) dans laquelle P = $\frac{1\beta}{\beta}$ (fig. II.3).

D'après HORST WEISS (paragraphe 11.2.2.) :

par le sens long $P = P_L = 1/b \sqrt{N_L}$ par le sens travers $P = P_T = 1/a \sqrt{N_T}$

La figure (II.14) nous donne les valeurs du niveau ductile en fonction du Ln P. On remarque que le niveau ductile donc la

- 58 -



- 59 -

déformation à la rupture (ϵ_r) augmente quand P augmente. Ce qui signifie que (ϵ_r) augmente :

> - dans le sens long quand b et/ou N_L diminue - dans le sens travers quand a et/ou N_T diminue.

Il faut souligner que les facteurs N_L et N_T augmentent lorsque le pourcentage en inclusion augmente. Le facteur (a) augmente lorsque le taux de corroyage augmente et diminue avec la présence du sélénium. Le facteur (b) a un comportement opposé au précédent.

La baisse du niveau ductile à l'état trempe et revenu par rapport à l'état normalisé confirme les prévisions du modèle de MAC CLINTOCK, qui indique que la déformation à la rupture (ε_r) diminue lorsque le coefficient d'écrouissage (n) diminue.

D'autres paramètres inclusionnaires peuvent rendre compte des variations du niveau ductile par exemple celui de MESMACQUE (fig. II.15) et la longueur projetée (fig. II.16). L'utilisation de ces paramètres et leur adaptation aux résultats expérimentaux confirme que l'utilisation de la fraction volumique est insuffisante pour représenter l'influence des facteurs métallurgiques sur la ductilité.



Niveau ductile

BUS

- 61 -



Variation du niveau ductile en fonction du paramètre de MESMACQUE

BUS

- 62 -

II. 5. RAPPORT ENTRE L'ANISOTROPIE DE RESILIENCE A ET LES PARAMETRES INCLUSIONNAIRES

Nous rappelons que nous définissons l'anisotropie de résilience comme étant le rapport du niveau ductile des éprouvettes prélevées dans le sens long sur le niveau ductile des éprouvettes prélevées dans le sens travers. Ce rapport doit être proportionnel à la déformation à la rupture sens long (ε_r^L) sur la déformation à la rupture sens travers (ε_r^T).

$$A = \frac{ND_{L}}{ND_{T}} \simeq \frac{\varepsilon_{r}^{L}}{\varepsilon_{r}^{T}}$$

Pour le calcul de la déformation à la rupture (ε_r)dans une éprouvette de résilience nous pouvons assimiler le fond d'entaille à une micro éprouvette de traction, en utilisant le modèle de MAC CLINTOCK (réf. 11) :

$$\varepsilon_{\mathbf{r}} = \frac{(1-n) \operatorname{Ln} \mathbf{P}}{\sigma + \sigma}$$

$$\sin h (1-n) \left(\frac{xx}{\sqrt{3}} + \frac{\sigma}{\sqrt{3}}\right)$$

où : σ_{xx}, σ_{zz} sont les contraintes principales dans le plan de rupture

σуу

sont les contraintes principales perpendiculaires au plan de rupture

$$\overline{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \left| \Sigma \left(\sigma_{ii} - \sigma_{jj} \right)^2 \right|$$

Le critère de TRISCA :

$$\sigma_{yy} - \sigma_{xx} = \sigma_{y}$$
$$\sigma_{zz} = \mathcal{V} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

et la solution de HILL :

$$\sigma_{yy} = \sigma_{y} \left| 1 + \ln \left(1 + \frac{R}{\rho} \right) \right|$$

où :

- $\sigma_{\mathbf{v}}$ est la limite d'élasticité
- γ est le coefficient de Poisson
- ρ est le rayon au fond d'entaille
- r est la profondeur sous l'entaille

montre que σ_{xx} , σ_{zz} , $\overline{\sigma}$ ne dépendent que de la géométrie de l'éprouvette, donc que pour une même nuance nous pouvons écrire :

$$\frac{\varepsilon_{\mathbf{r}}^{\mathbf{L}}}{\varepsilon_{\mathbf{r}}^{\mathbf{T}}} = \frac{\operatorname{Ln} P_{\mathbf{L}}}{\operatorname{Ln} P_{\mathbf{T}}}$$

d'où le rapport $\frac{Ln P_L}{Ln P_T}$ doit caractériser l'anisotropie (A) de résilience.

La figure (II.16) représente les valeurs de l'anisotropie de résilience en fonction de ce rapport. L'anisotropie de résilience augmente quand ce rapport augmente.

La longueur projetée des sulfures rend aussi bien compte de l'anisotropie de résilience (fig. II.17) celle-ci augmente avec la longueur projetée.




P6

II.6. CONCLUSION

Les modèles qui décrivent la rupture fragile nous permettent une interprétation qualitative des résultats et le choix d'un paramètre inclusionnaire qui nous sert à quantifier les variations des paramètres de résilience.

Nous pouvons dire que le niveau ductile décroît avec la fraction volumique. Le niveau ductile des éprouvettes prélevées dans le sens long est amélioré par des inclusions allongées et le niveau ductile des éprouvettes prélevées dans le sens travers est amélioré par une globulisation des inclusions.

La fraction volumique et la morphologie des inclusions jouent un rôle important sur l'amorçage de la rupture fragile dans la zone de transition. Pour une même cristallinité, la déformation qui amorce la rupture fragile est sensible au nombre et à la forme des inclusions.

CHAPITRE III

CONCLUSIONS GENERALES

- 1 La ductilité (niveau ductile, temps à la rupture fragile, cristallinité, anisotropie de résilience, etc...) définie par l'essai de résilience est sensible à la nature, à la morphologie et à la distribution des inclusions dans les matériaux.
- 2 L'état inclusionnaire est un facteur métallurgique qui ne peut s'exprimer par la simple fraction volumique mais plutôt par un paramètre inclusionnaire plus complexe tenant compte de la forme, la taille et la répartition des inclusions.

Les modèles théoriques qui décrivent la rupture ductile mettent en évidence les paramètres inclusionnaires qui permettent de suivre les variations de la ductilité en fonction de l'état inclusionnaire.

- 3 L'état de déformation non-uniforme existant dans une éprouvette de résilience pendant sa rupture rend difficile une application quantitative des modèles théoriques de rupture ductile.
- 4 Toutefois l'essai de résilience qui est un test facile dans son exécution, très répandu et de longue expérience, permet de classer les matériaux selon leur ductilité. Sa sensibilité aux paramètres inclusionnaires le rend par ailleurs particulièrement efficace pour cette sélection.

BIBLIOGRAPHIE

- 1 M. GRUMBACH et SONZ Circulaire Inform. Techn. C.D.S. 25, sept. 1968.
- 2 M. LAZO LA TORRE D.E.A., Université de Lille, Métallurgie, juillet 1976.
- 3 J. BELLOTThèse Docteur Ingénieur, Nancy, 1972, N° AO 3712.
- 4 MALKIEWICS, S. RUDNIK J.I.S.I., 204, 374, 1966.
- 5 BAKER et CHARLES J.I.S.I., mars 1973.
- 6 INGLIS Engineering, London, vol. 95, p. 415, 1913.
- 7 P.F. THOMASON J.I.M., vol. 96, p. 360, 1968.
- 8 J. PLATEAU, G. HENRY Ecole d'été sur la rupture, la colle sur loup sept. 1970.
- 9 H.F. ASHBY

Phys. Meg., 1966.

- 10 L. ROESCH, G. HENRY, M. EUDIER et J. PLATEAU Mem. Scient. Rev. Met., 63, 11, 927, 1966.
- 12 I.R. RICE et D.M. TRACEY J. Mech. Phys. Sol., 17, 1969.
- 13 HORS WEISS,

Bremem, Stahl u. Eisen 97, N 10 19 Mai, 1977.

14 - G. MESMACQUE

Thèse, Lille, juin 1978.