

N° d'ordre 278

50376
1973
68

50376
1973
68

THESE

présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

pour obtenir

LE GRADE DE DOCTEUR ES SCIENCES PHYSIQUES



Guy PLUVINAGE

Maître Assistant à L' I.U.T. de Valenciennes

TENACITE DES ACIERS A BASSE ET MOYENNE
RESISTANCE APPLICATION DU CRITERE
D'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION

Soutenue le 4 Mai 1973 devant la Commission d'examen

Membres du Jury : MM.	GONTIER	Président
	MONTARIOL	Directeur du travail
	PARSY	
	ESCAIG	Examineurs
	DE FOUQUET	
	FRANCOIS	Invités

TENACITE DES ACIERS
A BASSE ET MOYENNE RESISTANCE,
APPLICATION DU CRITERE
D'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION

Les travaux qui font l'objet de ce mémoire ont été effectués au Laboratoire de Métallurgie de l'Université des Sciences et Techniques de Lille, sous la direction de Monsieur le Professeur F. MONTARIOL à qui nous sommes infiniment reconnaissants de nous avoir accueilli dans son Laboratoire.

Ses conseils éclairés et sa bienveillante direction nous ont constamment aidé et encouragé. Qu'il veuille bien agréer l'expression de notre immense gratitude et de nos sentiments respectueux et dévoués.

Monsieur le Professeur GONTIER nous a fait l'honneur de présider le jury de cette thèse. Nous lui en sommes profondément reconnaissant.

Monsieur le Professeur ESCAIG, et Monsieur le Professeur PARSY ont accepté d'examiner ce travail et de faire partie de la Commission d'examen, nous les prions de croire en notre profonde reconnaissance.

Monsieur le Professeur DE FOUQUET de l'Université de Poitiers nous a fait l'insigne honneur de participer au Jury de cette thèse. Qu'il soit assuré de notre déférente gratitude.

Nous adressons également nos sincères remerciements à Monsieur FRANCOIS du C.E.A. pour l'intérêt qu'il n'a cessé de nous prodiguer.

Que tous nos camarades et le personnel du Laboratoire trouvent ici mention du plaisir que nous avons eu à travailler parmi eux.

P L A N

INTRODUCTION

A - Généralités sur la rupture fragile

- AI - Modes de rupture
- AII - Amorçage et propagation d'une rupture
- AIII - Critère de fragilité
- AIV - Approche "température de transition"

B - Essai de résilience

C - La mécanique des ruptures

- CI - Généralités sur les modes de rupture
- CII - Analyses des contraintes et des déformations à fond de fissure, définition du facteur d'intensité de contrainte.
- CIII - Les critères de propagation brutale d'une fissure
- CIV - Difficultés d'application de la mécanique linéaire des ruptures dans le cas des aciers à basse et moyenne résistance

D - Analyse théorique de l'écartement critique de fissuration

- DI - Analyse de WELLS
- DII - Analyse de BURDEKIN et STONE
- DIII - Application du critère d'écartement critique de fissuration

E - Les techniques expérimentales de mesure de l'écartement critique de fissuration

- EI - Le codmètre à palette
- EII - L'extensomètre à lame
- EIII - Relation entre l'écartement critique de fissuration et la contraction latérale en fond d'entaille
- EIV - Relation entre la déformation plastique et l'écartement critique de fissuration
- EV - Relation entre l'angle de flexion et l'écartement critique de fissuration
- EVI - Relation entre la flèche et l'écartement critique de fissuration
- EVII - Mesure par la méthode des Moirés

F - Mesure de l'écartement critique de fissuration à l'aide d'éprouvettes à double-entaille

FI - Choix du type d'éprouvettes à double-entaille

FII - Comparaison des techniques conventionnelles de mesure d'écartement critique de fissuration avec la technique "double-entaille"

FIII - Mesure de la ténacité des aciers à moyenne résistance sur pendule instrumenté

FIV - Conclusion

G - Influence de quelques paramètres expérimentaux sur l'écartement critique de fissuration

GI - Influence de la température

GII - Influence de la vitesse de déformation

GIII - Influence de la taille de grain

GIV - Influence de la triaxialité des contraintes

GV - Influence de la limite d'élasticité

H - Utilisation du concept d'écartement critique de fissuration à la prévision de la taille de défaut critique

HI - Etude expérimentale de la relation entre l'écartement critique de fissuration et la déformation globale autour d'un défaut

HII - Résultats expérimentaux

HIII - Utilisation de la théorie de l'écartement critique de fissuration à la prévision de la taille du défaut critique

I - Autres approches de la ténacité des aciers à basse et moyenne résistance

I I - Hypothèse du modèle de DUGDALE-BARENBLATT

I II - Définition de l'intégrale de RICE

I III - Propriété de l'intégrale de RICE

I IV - Relation entre l'intégrale de RICE, la taille de zone plastique et l'écartement de fissuration

I V - Le critère de taille de zone plastique critique

CONCLUSIONS

TABLE DES SYMBOLES

a	:	longueur de fissure
a_i	:	longueur instantanée de fissure
a_1	:	longueur de la fissure équivalente
b	:	rapport longueur de défaut sur longueur de jauge
c	:	longueur du grand axe d'un défaut elliptique
C	:	compliance du système charge-éprouvette
d	:	taille de grain
e_g	:	déformation globale autour du défaut
e_{gy}	:	déformation globale élastique
f	:	interfrange des figures de moiré
F	:	fonction en coordonnées polaires
G	:	module de Coulomb
G_c	:	tenacité ou force d'extension de fissure
G_{Ic}	:	tenacité en mode I de déformation
H	:	constante liant déformation microscopique et angle de flexion
I	:	intégrale elliptique
J	:	intégrale de Rice
K	:	facteur d'intensité de contrainte
K_c	:	facteur d'intensité critique de contrainte
K_{Ic}	:	facteur d'intensité critique de contrainte en mode I de déformation
K_σ	:	facteur de concentration de contrainte élastique
$K_{\sigma p}$:	facteur de concentration de contrainte plastique
$K_{\epsilon p}$:	facteur de concentration de déformation plastique
l	:	demi-intervalle entre appui
n	:	coefficient d'érouissage
n'	:	constante fixant le centre fictif de rotation
P	:	charge appliquée
P_{max}	:	charge de rupture
P_{GY}	:	charge limite
p	:	pas du réseau de moiré
Q	:	coefficient de passage déplacement du capteur - écartement de fissuration
Q'	:	coefficient de passage déformation du capteur - écartement de fissuration
R	:	Diamètre de la zone plastique circulaire d'Irwin
R_0	:	Valeur maximale de la zone plastique dans le modèle de Rice
R_y	:	rayon de la zone plastique circulaire d'Irwin
r	:	coordonnée polaire

- t : temps de l'essai
- t_a : temps au début de fissuration
- t : temps à la rupture fragile
- T : épaisseur restant sous entaille
- T_{D(n)} : température de transition de fragilité
- T : température de transition de fragilité macroscopique
- T_(N) : température de transition de ductilité
- U : déplacement suivant l'axe des x
- V : déplacement suivant l'axe des y
- V_C : déplacement critique
- V_O : vitesse de déplacement du pendule
- W : épaisseur totale de l'éprouvette
- X }
 Y } directions orthogonales, la fissure se trouvant dans le plan XOZ
 Z }
- α : facteur géométrique dans l'équation donnant le facteur d'intensité de contrainte
- β : rapport de la contrainte hydrostatique sur la contrainte de cisaillement
- Δ : flèche
- δ : écartement de fissuration
- δ_c : écartement critique de fissuration
- σ, σ_X, σ_Y, σ_Z : contrainte, et contrainte suivant un axe
- σ_r : contrainte de rupture
- σ_y : contrainte à la limite d'élasticité
- σ_N : contrainte nominale
- σ_C : contrainte critique de gauchissement
- γ : déformation en cisaillement
- γ_O : déformation en cisaillement à la limite d'élasticité
- ε : déformation microscopique
- ε(C) : déformation plastique de la micro-éprouvette
- ε_Y : déformation microscopique à la limite d'élasticité
- ε̇ : vitesse de déformation
- ρ : rayon de fond d'entaille
- ρ_{eff} : rayon de fond d'entaille limite
- ψ : fonction harmonique
- φ : écartement de fissure non dimensionnel
- ν : coefficient de Poisson
- θ : angle en coordonnées polaires
- θ_f : angle de flexion
- θ_a : température de service
- θ_v : température de transition
- λ : coefficient
- τ_{ij} : cisaillement dans le plan O_{ij}
- τ_O : cisaillement à la limite d'élasticité
- ω : demi-angle d'entaille

I N T R O D U C T I O N

Le problème de la rupture fragile des aciers s'est réellement posé après la substitution, vers les années 1930, de la construction soudée à la construction métallique rivetée. En effet, une rupture d'un élément assemblé par rivetage n'entraînait pas l'effondrement de l'ensemble et le remplacement de la pièce rompue posait peu de problèmes pratiques. Mais, les assemblages soudés, plus rapides à réaliser et plus économiques, conduisirent à une série d'accidents spectaculaires comme ceux des ponts du canal Albert, le pont du zoo de Berlin et ceux des fameux "Liberty Ships" de la deuxième guerre mondiale, coupés en deux par une fissure fragile (plus de 1000 de ces bateaux présentèrent des ruptures dont 200 relativement graves, certains bateaux étant littéralement coupés en deux). A la suite de ces incidents, deux bonnes décennies furent occupées par les chercheurs à trouver des solutions pour se prémunir du risque de propagation fragile d'une fissure et à définir une série de tests visant à déterminer la température d'emploi au-dessus de laquelle ce risque devient pratiquement inexistant. Le développement du programme Appolo imposa la Technologie moderne d'utiliser le matériau avec un taux de travail élevé, proche de la limite d'élasticité (c'est le cas des moteurs de fusée à grande puissance). Toute diminution substantielle des défauts et toute augmentation de la ductilité constituent une solution efficace pour diminuer le risque de rupture.

La mécanique linéaire des ruptures introduite par IRWIN (1) tend à répondre à ce problème en mesurant la ténacité du matériau et en chiffrant la taille de défaut admissible dans une construction. Cette théorie a donné de bons résultats pour les aciers à haute limite élastique, mais n'a pu répondre aux problèmes posés par l'emploi des aciers à basse et moyenne résistance du fait de la plastification importante en bout du défaut. La mécanique plastique des ruptures et l'écartement critique de fissuration sont une bonne approche expérimentale. Cet écartement critique de fissuration (en anglais Crack Opening Displacement ou C.O.D.) suggéré par WELLS (2) en 1963 et formulé par BURDEKIN en 1966 (3), s'est révélé un outil précieux pour les problèmes de fragilisation en cours d'étude dans notre laboratoire et notre travail a suivi l'évolution des idées sur la rupture. Nos premières études sur l'analyse

des différents phénomènes présents dans la transition ductile-fragile des aciers doux nous amenèrent tout naturellement à utiliser ce concept. Nous nous sommes heurtés à beaucoup de réticence en France pour l'introduction de ce concept d'écartement critique de fissuration, car certains chercheurs voyaient plutôt le problème de la ténacité des aciers à basse et moyenne résistance comme l'affaire de la mécanique linéaire des ruptures en forte épaisseur. Mais les idées ont fait du chemin et nous ont conduits à nous associer avec 2 autres laboratoires, l'Institut de Soudure et le Laboratoire S.I.C.N. à Veurey, pour mettre au point un essai d'écartement critique de fissuration simple et économique en vue de promouvoir la méthode. Mais, cette approche du problème de la ténacité des aciers à basse et moyenne résistance, n'est pas la seule, nous aborderons les autres moyens de voir le problème en précisant les difficultés expérimentales qu'ils présentent.

A - GENERALITES SUR LA RUPTURE FRAGILE

AI - Faciès de rupture

On classe généralement les ruptures de l'acier en deux modes : le mode ductile et le mode fragile.

- le mode ductile est naturellement le plus souhaitable. Il se caractérise habituellement par une rupture par cisaillement, d'apparence fibreuse et il est accompagné de fortes déformations. A l'échelle microscopique, le faciès de rupture présente l'aspect de cônes et de cupules (photo n°1).

- le mode fragile intervient à des niveaux de contraintes inférieures à la limite d'élasticité, la rupture se fait par clivages le long de plans cristallographiques déterminés. Le faciès de rupture est lisse avec des languettes (photo n° 2). La propagation de la fissuration se fait à des vitesses de l'ordre de grandeur de la vitesse du son, conduisant à des ruptures catastrophiques. Toutefois, une légère déformation plastique précède la rupture.



Photo n° 1



Photo n° 2

AII - Amorçage et propagation d'une rupture

On peut distinguer les 2 phases du processus de rupture :
l'amorçage d'une fissure fragile et la propagation.

La propagation est liée au champ de contraintes mais, comme l'a montré FRIEDEL (4), la relaxation plastique est le principal obstacle à la propagation, en effet, les fortes épaisseurs sont particulièrement sensibles à la rupture fragile peut-être parce que l'énergie absorbée par la propagation est proportionnelle à la surface de fissure créée et que l'énergie élastique libérée est proportionnelle au volume (ces notions seront précisées dans le paragraphe mécanique de la rupture).

Un abaissement de la température et une augmentation de la contrainte favorisent la rupture fragile.

L'amorçage d'une rupture fragile est favorisée par l'existence d'un haut degré de triaxialité.

De même, les entailles agissent à la fois par les concentrations de contraintes qu'elles provoquent et par la modification de la distribution des contraintes ; l'augmentation de la vitesse de sollicitation et des facteurs métallurgiques, comme le vieillissement et l'érouissage, favorisent aussi l'amorçage de la rupture fragile.

AIII - Critère de fragilité

Il en résulte 2 conceptions possibles dans le tracé des structures des appareils et le choix des matériaux.

Dans le premier cas, on choisit l'acier de façon que, pour la dimension limite de défaut que l'on se fixe, la fissuration ne puisse se déclencher (critère d'amorçage).

Dans le second cas, on admet que les conditions d'amorçage sont réunies en un point de la structure et on choisit l'acier de façon que la fissure ne puisse se propager (critère de température d'arrêt de propagation).

En principe, puisque les conditions d'amorçage sont plus sévères que les conditions de propagation, la deuxième conception conduit à une construction plus coûteuse, la sécurité par contre paraît mieux assurée.

AIV - Approche température de transition

Quelque soit le critère choisi, l'approche peut se faire au moyen de la définition d'une température de transition fondée sur l'influence prépondérante de la température sur le changement de mode de rupture de nombreux métaux. Elle peut aussi se faire à l'aide de la mécanique de rupture. Il semble toutefois qu'on ait limité l'application du critère "température de transition" aux aciers à caractéristiques moyennes où l'influence de la température est marquée. La mécanique de la rupture récemment développée a trouvé une application plus aisée pour les aciers à haute résistance où la température de transition n'est pas bien affirmée.

Les essais permettant de déterminer les "températures de transitions" et les critères les plus couramment utilisés pour les aciers à moyenne résistance sont indiqués dans le tableau ci-dessous. Le cas de l'essai de résilience sera détaillé dans le paragraphe suivant.

Nom de l'essai	Procédure	Critère
side bend test VAN DER VEEN, BATELLE	Essai de flexion sur chant d'un barreau entaillé	Température correspondant à une profondeur de cassure cristalline supérieure à 32 mm du fond d'entaille
KINZEL	Essai de flexion à plat d'une plaque. L'amorçage de la rupture est facilité par une entaille transversale en V et un cordon de soudure fragile. Test de flexion statique	Température correspondant à une contraction transversale en fond d'entaille de 1 %
NOREN	Eprouvette plate de traction fragilisée à chants par un rechargement à l'arc avec métal fragile	Température correspondant à un faciès 100 % fragile
S. O. D.	Eprouvette de traction soumise à une contrainte donnée à une température uniforme	Température à partir de laquelle la contrainte de traction propageant une rupture fragile se relève progressivement

Essai ROBERTSON	:	Une éprouvette de même	:	Température d'arrêt de
	:	épaisseur que la tôle à	:	propagation c'est-à-dire
a) à gradient	:	tester avec gradient ther-	:	la température au-dessus de
thermique :	:	mique à travers la largeur,	:	laquelle une rupture fra-
	:	est mise en tension, à un	:	gile est arrêtée pour un
	:	niveau de contraintes donné	:	niveau de contraintes
	:		:	données.
	:	Une fissure fragile est	:	
	:	amorcée par un choc à l'ex-	:	
	:	trémité froide et se propa-	:	
	:	ge à travers l'éprouvette	:	
	:	jusqu'à ce qu'elle rencontre	:	
	:	une zone de température	:	
	:	où la déformation plastique	:	
	:	est assez forte pour arrêter	:	
	:	la fissure	:	
	:		:	
b) isotherme :	:	L'éprouvette est maintenue	:	Même définition
	:	à la même température à	:	
	:	l'exception de la zone	:	
	:	d'amorçage refroidie	:	
	:		:	

Essai PELLINI	:	Eprouvette rectangulaire	:	Température M_{DT} (Nil Ductili-
	:	ayant reçu un cordon de	:	ty Temperature)
	:	soudure légèrement entaillé	:	ou température au-dessous
	:	et soumise à un pliage par	:	de laquelle la rupture se
	:	choc au mouton vertical	:	propage facilement
	:		:	
	:	Une variante par explosion	:	
	:		:	

Tableau I

Cependant, dans une gamme d'épaisseurs limitées (11 à 20 mm avec quelques points seulement à 35 et 40 mm), mais sur une série étendue d'aciers de construction l'IRSID (5) a pu mettre en évidence de bonnes corrélations entre les températures de transition déduites d'essais aussi divers que l'essai ROBERTSON, l'essai au mouton PELLINI, l'essai BATELLE, l'essai de traction par choc et l'essai de résilience à entaille en V ou sur éprouvette Schnadt. Ce bon accord général justifie l'emploi des critères les plus simples pour classer les aciers, cependant, si les essais "globaux" peuvent se relier aux essais classiques sur petites éprouvettes, ils n'en gardent pas moins leur intérêt dans les études sur les mécanismes mis en jeu dans la rupture fragile, notamment l'effet dimensionnel et l'hétérogénéité du produit. Ces essais simples, toutefois, s'ils permettent de classer les matériaux les uns par rapport aux autres ne permettent pas malheureusement de déduire les températures limites d'emploi de ces matériaux dans les constructions.

B - L'ESSAI DE RESILIENCE

Nous ne décrivons pas l'essai de résilience CHARPY, il est suffisamment employé et connu, mais nous signalerons les aspects mis en évidence par une analyse approfondie de ce test. Une courbe de l'énergie de rupture en fonction de la température présente deux populations de résultats les uns à forte résilience (correspondant à des ruptures ductiles), les autres à rupture fragile et à basse énergie de

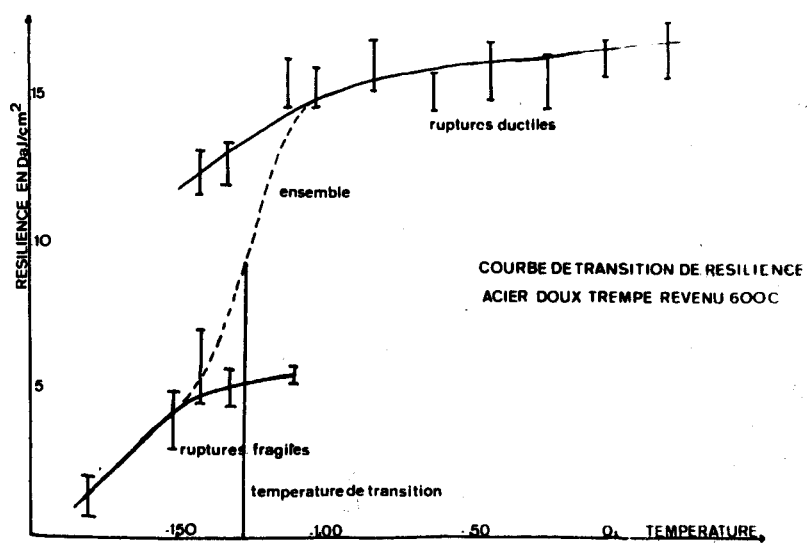


FIGURE 1

rupture? Il existe une zone intermédiaire dans laquelle les deux modes coexistent à la même température ou zone de transition (figure 1). On appelle température de transition la température de passage d'un mode à l'autre. D'après la courbe on la définit habituellement par la valeur de la température pour laquelle la résilience est au moins égale à $3,5 \text{ daJ/cm}^2$ pour les aciers non alliés A 37, A 42, A 52, etc, 5 daJ/cm^2 pour les aciers au carbone ou au carbone manganèse à 52/60 h bar.

Un autre critère utilise la température correspondante au 1/2 saut de résilience (θ_v).

Ce n'est pas exactement une température de transition mais une température conventionnelle de non fragilité. La sécurité est obtenue à l'aide d'exigence sur la température de transition comme l'indique le tableau 2 extrait du code de construction des réservoirs sous pression de l'A.P.A.V.E. La qualité de l'acier est spécifiée sur un niveau de résilience à une ou plusieurs températures données (normes AFNOR).

Température minimale de l'appareil sous contrainte θ_a	Contrainte nominale de calcul σ en h bar	Caractéristiques de l'appareil		Soudures relaxées ou non	Valeur maximale de la température de transition θ_v
		épaisseur W en mm			
		Enveloppe Plaques ou Brides			
$\theta_a = -20^\circ \text{C}$ température atmosphérique minimale en France	$\sigma < 8$	$W < 20$	$W < 40$		pas d'exigence relative à θ_v
		$20 < W < 40$	$40 < W < 60$	relaxées non relaxées	pas d'exigence relative à θ_v
	$\sigma > 8$	$W < 20$	$W < 40$	relaxées non relaxées	pas d'exigence relative à θ_v $\theta_v < 0^\circ \text{C}$
		$20 < W < 40$	$40 < W < 60$	relaxées non relaxées	$\theta_v \leq 0^\circ \text{C}$ $\theta_v \leq -20^\circ \text{C}$
		$40 < W < 60$	$W > 60$	relaxées	$\theta_v \leq -20^\circ \text{C}$
-20°C	quel que soit σ	$W < 20$	$W < 40$	relaxées ou non	$\theta_v \leq \theta_a + 40^\circ \text{C}$
		$20 < W < 40$	$40 < W < 60$	relaxées ou non	$\theta_v \leq \theta_a + 20^\circ \text{C}$ ou $\theta_v \leq \theta_a$
		$40 < W < 60$	$W > 60$	relaxées	$\theta_v \leq \theta_a$

Tableau 2



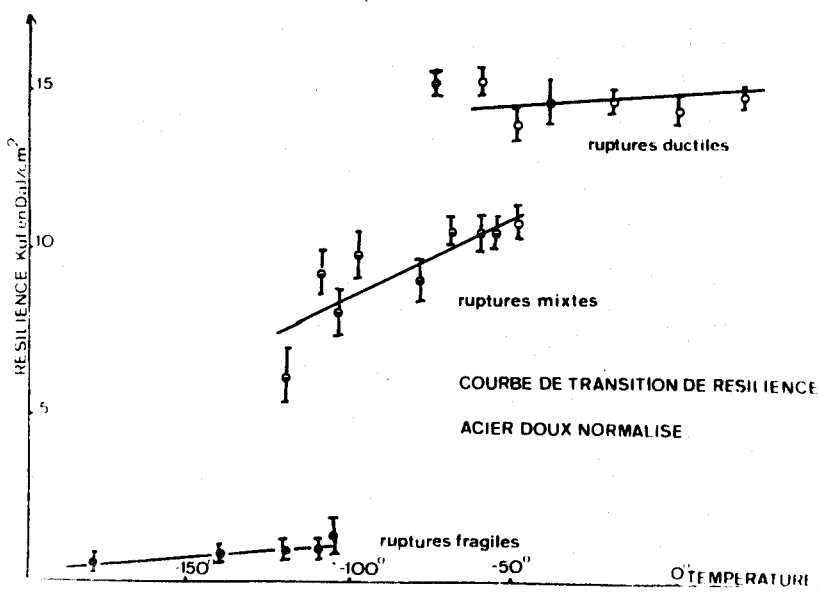


FIGURE 2

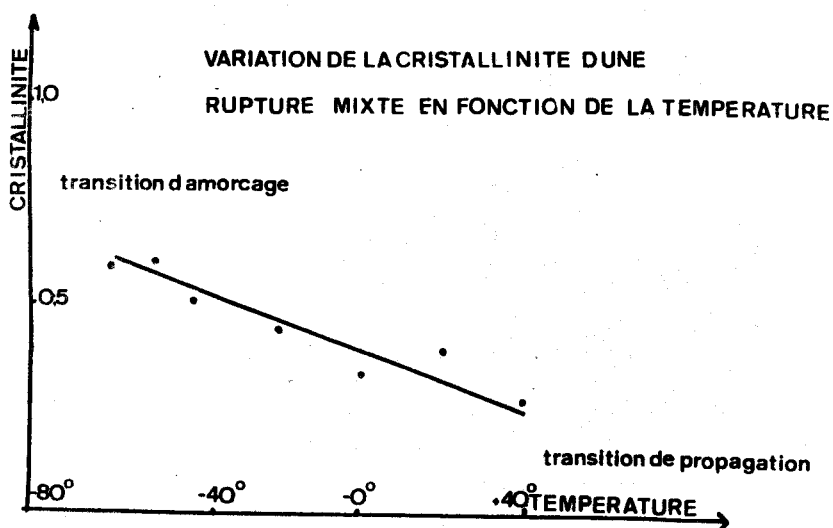


FIGURE 3



Dans la zone de transition la probabilité de rencontrer l'un ou l'autre mode suit une loi normale de distribution (7). On rencontre pour certains aciers des ruptures mixtes dans cette zone de transition (figure 2). Pour ce type de rupture, la région centrale de la cassure est fragile et entourée d'une zone ductile. Nous avons pu montrer que dans ce cas que l'énergie de rupture est une fonction linéaire de la propagation de rupture fragile ou cristallinité (figure 3). Par une étude statistique nous avons constaté que les transitions, mode ductile-mode mixte et mode mixte-mode fragile, obéissent à des lois statistiques du type loi de GALTON (figure 4) (18). Nous avons montré que la transition mixte ductile semble due à une propagation moins fragile du clivage dans la partie granulaire d'une rupture mixte par suite de l'importance de la déformation plastique.

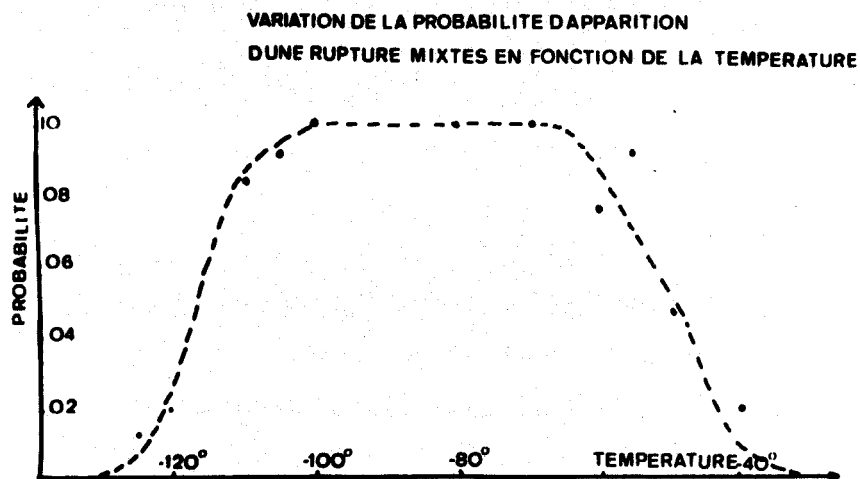


FIGURE 4

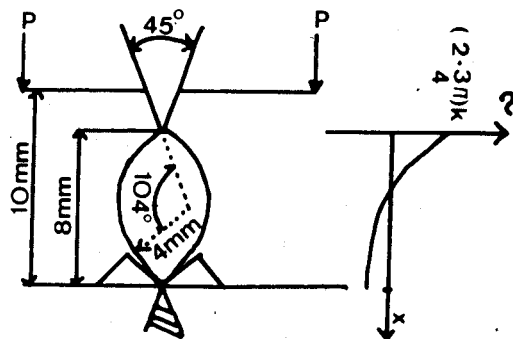
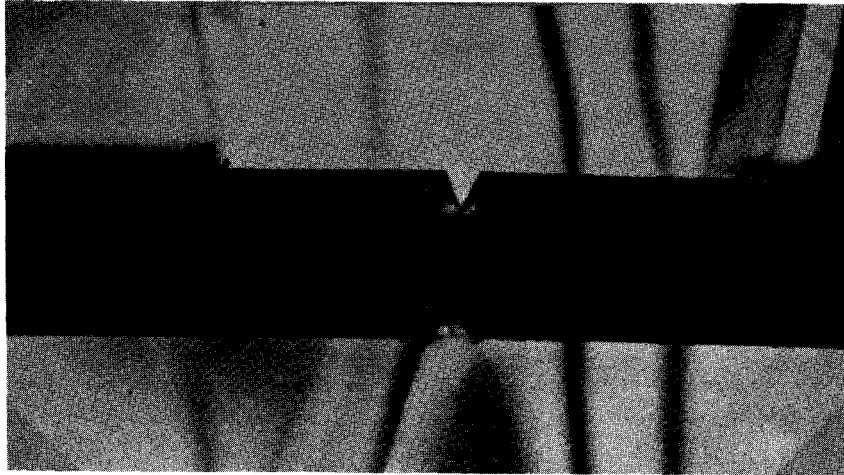
L'analyse microfractographique révèle alors l'existence de mélange de cônes et cupules au milieu de clivages déjà déformés également visible en coupe (photo 3). La transition fragile-mixte renferme ce que l'on considère habituellement comme la transition d'amorçage. Cependant

la simple mesure de l'énergie de rupture ne permet pas de situer avec exactitude ces transitions si l'on ne considère pas simultanément la valeur de pliage ou la contraction latérale en fond d'entaille ou encore la cristallinité. La transition de propagation est ici caractérisée par le fait que lorsque la température s'élève, on passe d'un amorçage ductile superficiel suivi d'une propagation fragile à une ductile superficielle suivie d'une propagation ductile. La transition d'amorçage fait passer d'un amorçage fragile interne suivi d'une propagation fragile à un amorçage ductile superficiel suivi d'une propagation fragile.



Photo n° 3 : Coupe nickelée d'une éprouvette de résilience en acier XC 38. La photo est prise dans la zone de transition ductile fragile 400

Des travaux de l'IRSID sur des éprouvettes d'acier et de Lucoflex (polychlorure de vinyle soufré) ont permis de préciser les positions des points d'amorçage ductile et fragile en fonction de la température. Malheureusement l'acuité de l'entaille Charpy U ou V est insuffisante pour créer une triaxialité de contraintes élevées qui seule peut différencier une autre transition d'amorçage qui fait passer d'un amorçage fragile superficiel à un amorçage fragile interne lorsque la température d'essai s'élève.



EPROUVETTE CHARPY V : CHAMP DES LIGNES

DE GLISSEMENT ET REPARTITION DES CONTRAINTES

FIGURE 5



L'essai SCHNADT (10) où la zone comprimée est remplacée par une goupille en carbure de tungstène permet mieux de situer cette transition et, de fait, a connu pendant un certain temps la faveur de quelques métallurgistes, l'acuité plus grande de l'entaille déplaçant vers les basses températures cette transition.

Un examen en coupe nickelée d'éprouvettes rompues et sectionnées longitudinalement permet de situer facilement (photo n° 3) le passage au mode de propagation fragile après initiation ductile dans une rupture mixte. Cela se produit lorsque les conditions de triaxialité, obtenues par flexion et déformation plastique de l'éprouvette, sont suffisantes pour amorcer un clivage. Ce champ de déformation plastique a été étudié par GREEN et HUNDY (11) en utilisant la théorie des lignes de glissement. La figure (5) montre la comparaison entre l'étude théorique et une vérification expérimentale que nous avons faite.

L'analyse des efforts subis par l'éprouvette peut être faite en "Instrument" le mouton-pendule ; c'est-à-dire que l'enregistrement de la variation des efforts en fonction du temps est réalisée avec un matériel électronique approprié : jauges de contraintes et oscilloscope. Un mouton muni d'un tel équipement permet de connaître les variations de charge à la limite d'élasticité de la charge de rupture et de la charge minimale (figure 6). On peut ainsi définir une température de "transition macroscopique" où charge de rupture et limite élastique sont égales.

La température de transition d'initiation que nous avons défini précédemment est plus basse que cette dernière. On la définit comme celle pour laquelle le rapport est égal à :

$$\sigma_R / \sigma_y = 1/\beta = \left\{ 1 + \frac{\pi}{2} - \omega \right\} \{ B_1 \}$$

où ω représente l'angle des forces de l'entaille.

En utilisant le critère de plasticité de VON MISES, on trouve $1/\beta = 2,18$ pour un échantillon Charpy rompu en flexion 3 points (12).

D'autres informations sont obtenues par l'instrumentation du pendule ; c'est ainsi que la chute de charge est proportionnelle à la cristallinité, la surface sous la courbe effort-temps proportionnelle à l'énergie absorbée (ce qui permet un étalonnage des ordonnées) ; enfin on peut mesurer le temps à la rupture fragile qui est une approche expérimentale de la ténacité comme nous le préciserons ultérieurement (photo n° 4).

L'instrumentation des moutons pendules a été réalisée par TARDIF et MARQUIS (13) et en France par M. GRUMBACH et G. SANZ (14). Les résultats présentés dans la figure (6) relatifs à l'acier XC 38 ont été obtenus sur le pendule instrumenté au Laboratoire (14 bis). Des nombreuses études faites à son sujet, il ressort que l'essai de résilience aboutit à des prescriptions différentes selon que l'on cherche à se prémunir contre l'amorçage ou contre la propagation d'une rupture fragile. On peut d'autre part donner un niveau de résilience unique, valable pour toutes les classes d'aciers. Pour assurer une sécurité égale, ce niveau doit croître avec la limite d'élasticité du métal. En général (15), on ne peut, pour les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés de résistance à la rupture inférieure à 70 h bar, faire varier l'énergie de rupture en fonction de la limite d'élasticité selon la relation : énergie de rupture en $\text{daJ/cm}^2 = \frac{\text{limite d'élasticité}}{10}$ en h bar. Il est d'autre part difficile de tirer d'un essai sur éprouvettes de dimensions réduites une indication sur le comportement du métal en vraie grandeur, en particulier l'influence de l'épaisseur est difficile à évaluer et il faut remonter le niveau de résilience exigée proportionnellement à l'épaisseur de la structure (au moins dans certaines limites). Cependant cet essai simple et peu coûteux est universellement adopté et on cherche surtout actuellement à trouver des corrélations entre cet essai et les autres critères de fragilité (5).

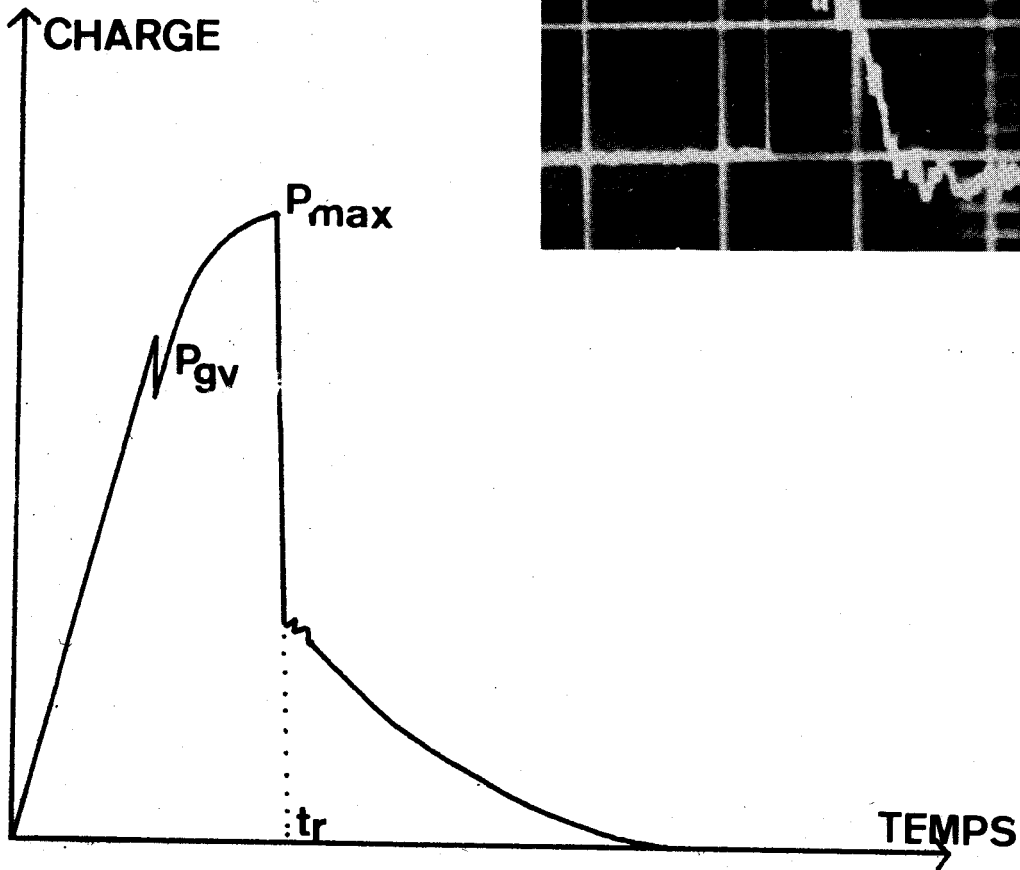
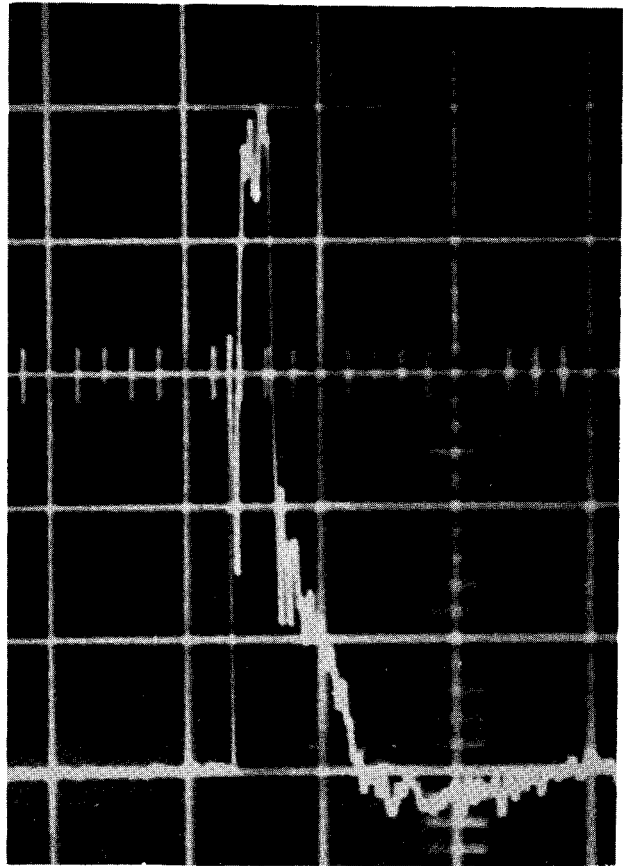
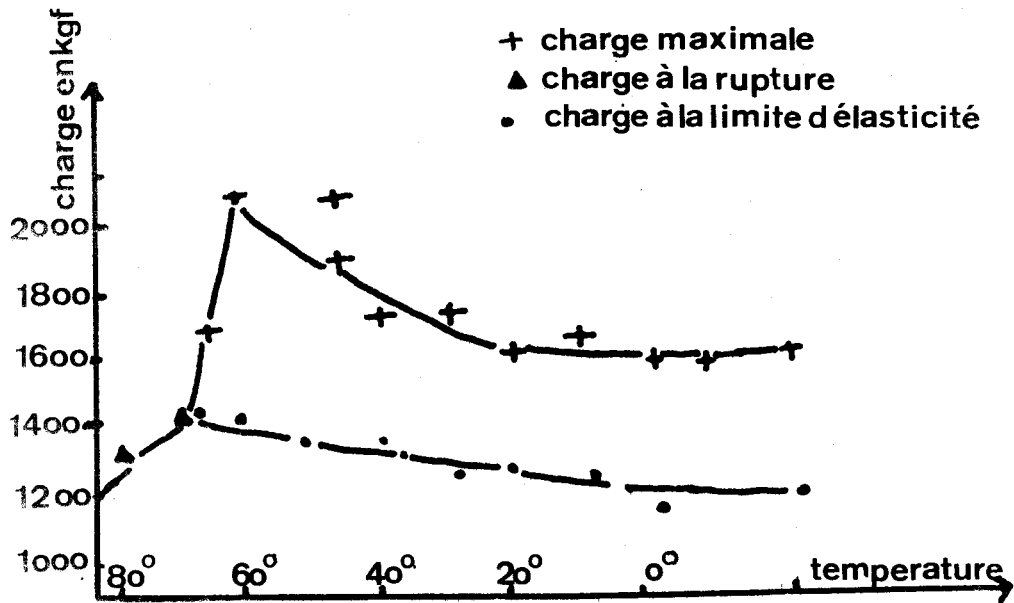


PHOTO N°4 COURBE CHARGE-TEMPS OBTENUE
SUR PENDULE INSTRUMENTE





VARIATIONS DES CHARGES CARACTERISTIQUES

EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DESSAI

essai instrumenté sur acier XC38

FIGURE 6

C - LA MECANIQUE DES RUPTURES

Les calculs de structure effectués par les bureaux d'études et fondés sur les caractéristiques mécaniques classiques (limite d'élasticité et résistance) ne se prémunissent du risque de rupture fragile qu'à l'aide d'une valeur de la température de transition utilisée comme critère de non fragilité. Or, nous savons que le déclenchement d'une rupture fragile nécessite les 3 conditions suivantes :

- la température de service est inférieure à la température de transition
- le niveau de contrainte est suffisamment élevé dans la région considérée de l'ouvrage
- on se trouve en présence d'un défaut dont l'acuité permet d'initier une rupture fragile.

Ces trois conditions présentées simultanément risquent de produire une rupture fragile ; on est à l'abri de ce risque si l'une d'entre elles n'est pas remplie, c'est-à-dire si la température est assez élevée, s'il n'existe aucune contrainte où l'on constate l'absence d'entaille. On remarque l'existence d'interactions entre ces conditions, ainsi des défauts plus aigus, des contraintes en service plus élevées, augmentent la température à laquelle ce risque de rupture est susceptible de se produire.

La réunion de ces trois conditions peut définir la ténacité d'un matériau ou un critère de ductilité.

Cette notion est restée et reste encore purement conceptuelle mais l'introduction récente de la mécanique des ruptures tend à lui donner une formulation.

CI - GENERALITES SUR LES MODES DE RUPTURE

CI₁ - Facies macroscopiques de rupture

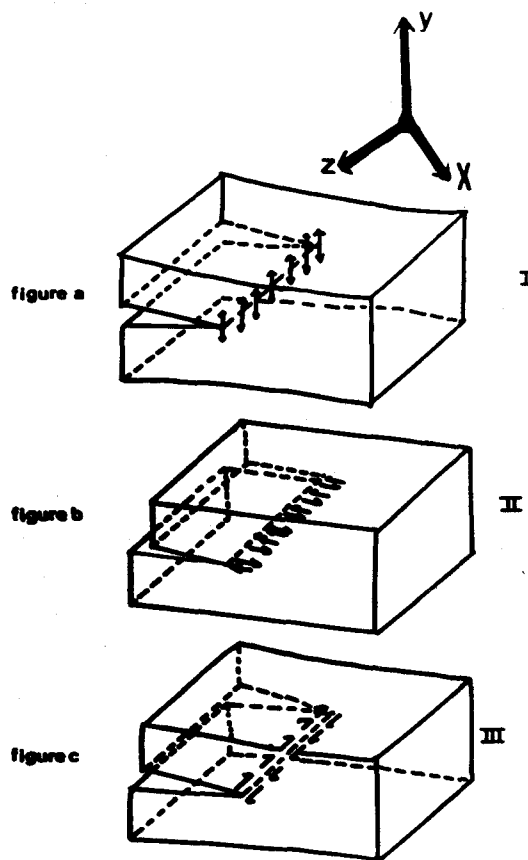
Bien qu'à l'échelle macroscopique les surfaces de ruptures sont loin d'avoir une forme simple on peut considérer 3 aspects principaux des modes de rupture :

- la rupture plane constituée principalement de clivage continu ou discontinu dans le grain
- la rupture inclinée qui s'accompagne d'une déformation plastique

CI₂ - Modes de rupture

Considérons une fissure plane soumise à un champ de contraintes, et supposons que la propagation de cette fissure se fasse dans son plan, on constate que l'état le plus général de propagation peut être ramené à la superposition de trois modes simples :

- dans le mode I (mode par ouverture) les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une à l'autre (figure 7a)
- dans le mode II (glissement droit) les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure (figure 7b)
- dans le mode III (glissement vis) les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de fissure (figure 7c)



SCHEMA DES TROIS MODES DE RUPTURE SIMPLES

FIGURE 7

Signalons que les ruptures dangereuses sont généralement des ruptures de mode I, la rupture est alors plate et s'obtient dans le cas d'une rupture fragile par clivage ; une rupture inclinée correspond à la superposition des modes II et III.

CI₃ - Influence du champ de contrainte

Considérons l'aspect de la rupture d'une éprouvette fissurée soumise à une contrainte jusqu'à rupture uniaxiale et perpendiculaire à la surface fissurée. Le centre de l'éprouvette présente une rupture plate du mode I, sur les faces de l'éprouvette, on observe une rupture inclinée qui correspond à la superposition des modes II et III ; dans ces zones la triaxialité est faible ce qui permet une propagation de fissures par cisaillement.

- On dira que l'on est dans un état de contraintes planes si on a $\sigma_Z = \tau_{XZ} = \tau_{YZ} = 0$ c'est ce que l'on rencontre sur les faces de l'éprouvette et les trois contraintes principales sont alors : σ_X ; $\sigma_Y = \sigma_X$; $\sigma_Z = 0$

- On dira de même que l'on est en état de déformation plane si $\epsilon_Z = \tau_{XZ} = \tau_{YZ} = 0$, c'est l'état de la zone centrale de l'éprouvette et σ_X alors égal à σ_Y dans le plan de la fissure. Les trois contraintes principales sont alors : σ_X ; $\sigma_Y = \sigma_X$; $\sigma_Z = 2\nu\sigma_X$ (ν est le coefficient de Poisson)

CII - ANALYSE DES CONTRAINTES ET DES DEFORMATIONS A FOND DE FISSURES,
DEFINITION DU FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES

Les résultats de la théorie linéaire élastique (16) et (17) permettent de connaître le champ des contraintes et des déformations à fond de fissure. En un point de coordonnées polaires r et θ , les contraintes et les déplacements au voisinage d'une fissure sollicitée suivant le mode I sont donnés par les expressions :

$$\sigma_X = \frac{K_1}{\sqrt{2r}} F_1(\theta), \quad \sigma_Y = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}} F_2(\theta), \quad \tau_{XY} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}} F_2(\theta) \quad \{C2\}$$

avec $K = \sigma\sqrt{\pi a}$

σ étant la contrainte uniaxiale appliquée, a la longueur de fissure. Pour fixer les idées les fonctions F_i sont de la forme :

$$F_1(\theta) = \cos\frac{\theta}{2} |1 - \sin\frac{\theta}{2} \cdot \sin\frac{3\theta}{2}| ; F_2(\theta) \dots \quad \{C3\}$$

quant au déplacement

$$u = \frac{K_1}{G} \sqrt{r} g_1(\theta) ; v = \frac{K_1}{G} \sqrt{r} g_2(\theta) ; w = 0 \quad \{C4\}$$

de même $g_1(\theta) = \cos\frac{\theta}{2} (1 - 2\nu + \sin^2\frac{\theta}{2})$; ν représente le coefficient de poisson et G le module de Coulomb égal à :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

K_1 est une constante indépendante de R et de θ , elle est appelée facteur d'intensité de contrainte. L'indice 1 correspond au fait que l'on considère le mode I de sollicitation.

Irwin (16) a montré que ce facteur d'intensité de contrainte est proportionnel à la valeur limite du facteur de concentration de contraintes élastiques quand le rayon de fissure tend vers 0 c'est-à-dire $K = \lim_{\rho \rightarrow 0} \sigma \sqrt{\frac{\pi}{2} \rho}$

Les valeurs de K ont pu être déterminées pour différentes formes de défaut dans des éprouvettes de dimensions finies si la valeur du facteur de concentration de contrainte est connue (18,19). Dans tous les cas le facteur d'intensité de contrainte est de la forme

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad \{C 5\}$$

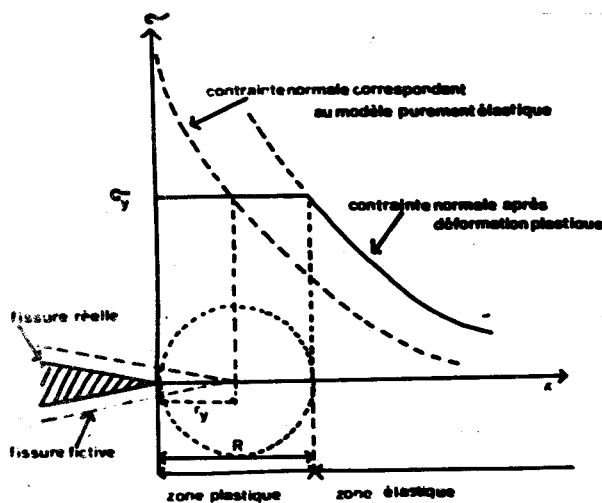
ou α est un paramètre qui dépend de l'échantillon et de la géométrie de la fissure.

CIII - LES CRITERES DE PROPAGATION BRUTALE D'UNE FISSURE

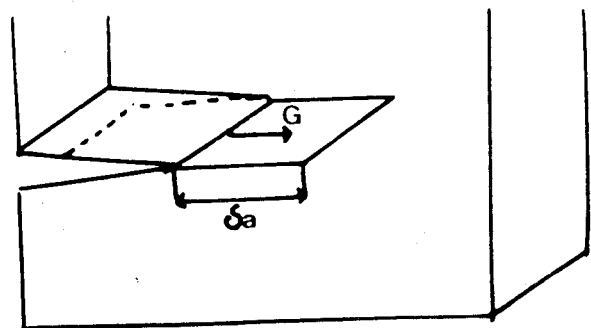
Deux approches sont utilisées pour l'étude de la propagation brutale d'une fissure : un critère de contraintes et un critère d'énergie.

CIII₁ - Critère de contraintes

La contrainte étant normale au plan de fissure, la rupture se produit lorsque la contrainte atteint la valeur σ_c ; on a alors la distribution critique de contraintes mise en évidence sur la figure 8 (courbe 1). Le facteur d'intensité de contrainte atteint une valeur critique K_{Ic} (en mode I de déformation). Le paramètre K_{Ic} caractérise la résistance d'un matériau à la propagation brutale d'une fissure en mode I. K_{Ic} est indépendant des formes d'entaille et d'éprouvette.



CONTRAINTÉ NORMALE A FOND DE FISSURE
MODELE D IRWIN
FIGURE 8



FORCE D'EXTENSION DE FISSURE G

FIGURE 9

CIII₂ - Critère d'énergie

Physiquement pour que la fissure se propage, il faut fournir au matériau une certaine énergie (rupture des liaisons atomiques correspondant à une augmentation de l'énergie superficielle, déformations plastiques, etc ...).

Considérons un solide contenant une fissure de longueur $2a$ soumis à un système de forces extérieures F_i dérivant de potentiels W_i .

Si la longueur de la fissure augmente virtuellement de a , on a une diminution de l'énergie potentielle globale ΔW_p par unité d'épaisseur

$$W_p = W_{P2} - W_{P1} = - G_c \delta a \quad \{ C 6 \}$$

G_c est une énergie de surface de fissure créée qui peut se mettre sous la forme

$$G_c \delta a = - \left[\Sigma \Delta W_i + \Delta W_{el} L \right] \quad \{ C 7 \}$$

$\Sigma \Delta W_i$ est le travail de la force F_i par unité d'épaisseur.

$\Sigma \Delta W_{el}$ est la variation d'énergie élastique du corps par unité d'épaisseur. G a la même dimension qu'une force fictive faisant propager cette fissure (d'où le terme anglo-saxon "Crack extension force") (figure 9).

Lorsque cette force d'extension de fissure G atteint une valeur critique, G_c , il y a propagation brutale de la fissure. En mode I et déformations planes la grandeur correspondante est G_{1c} .

On montre que G_c définie par la variation d'énergie totale du système est indépendante du mode de chargement. Dans le cas d'une machine infiniment dure (le déplacement z des lèvres de la fissure est imposé), cette énergie provient d'une diminution de l'énergie élastique ; dans le cas d'une machine molle, la moitié de la variation d'énergie sert à augmenter l'énergie élastique, l'autre moitié à diminuer l'énergie potentielle. G_c est aussi le même dans les cas intermédiaires.

CIII₃ - Equivalence entre les deux critères

G_c ne dépend que de la géométrie de l'échantillon et du système des forces mais pas de la façon dont celui-ci évolue ultérieurement ; on conçoit facilement que G ne dépende que de K puisque ce facteur caractérise précisément l'ensemble géométrie-système de sollicitations extérieures.

Il doit donc exister une relation entre K_c et G_c .

L'analyse élastique nous avait donné la contrainte dans le

plan de fissure sous la forme :

$$\sigma_Y = \frac{K_1 F_2(\theta)}{\sqrt{-2\pi r}} \quad \{ C 8 \}$$

et le déplacement perpendiculaire au plan de fissure

$$V = \frac{K_1 \{ 2 (1 + \nu) \}}{E \sqrt{2\pi r}} g_2(\theta) \quad \{ C 9 \}$$

en mode I de déformations.

En supposant que la fissure avance de la position $x = a$ à la position $x = a + \delta a$ et en appliquant aux lèvres de la fissure fraîchement formées des forces telles qu'elles se referment, on est ramené à l'état précédent. Le travail dépensé par les forces de fermeture est égal à :

$$\delta E = \int_a^{a + \delta a} \sigma(x) V(x) dx \quad \{ C 10 \}$$

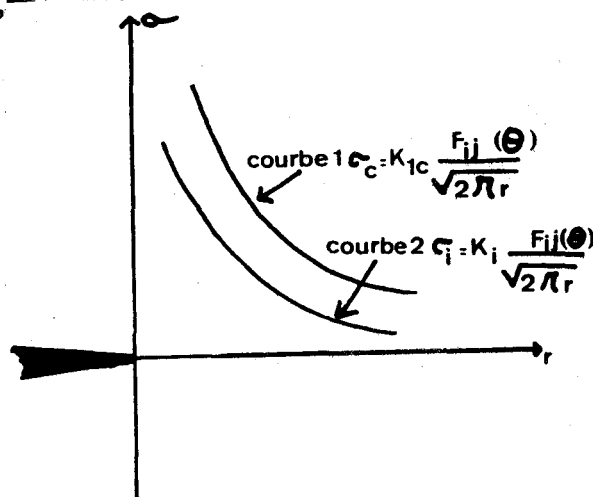
d'où l'on tire les formules classiques

$$G_1 = \frac{K_1^2}{E} (1 - \nu^2) \text{ en déformations planes } \{ C 11 \}$$

$$G_1 = \frac{K_1^2}{E} \text{ en contraintes planes } \{ C 12 \}$$

CIII₄ - Correction de zone plastique

Dans les matériaux habituels, il faut associer une zone plastifiée à la propagation "élastique" de la fissure. Cette zone est relativement limitée dans les matériaux peu ductiles et la théorie d'Irwin (20) la suppose circulaire et d'étendue R. Dans cette zone plastique, la contrainte normale est égale à la limite d'élasticité et il suppose en outre que le profil des contraintes hors de la zone plastique est le même que celui que l'on détermine dans l'analyse purement élastique si on le décale d'une quantité r_y . (figure 10)



DISTRIBUTION CRITIQUE DES CONTRAINTES A FOND DE FISSURE CORRESPONDANT A K_{1c}

FIGURE 10

On montre facilement que l'équilibre des contraintes à fond de fissure conduit à $R = \dots$ avec r_y :

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left| \frac{K_1}{\sigma_y} \right|^2 \quad \{ C 13 \} \text{ en contraintes planes}$$

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left| \frac{K_1}{\sigma_y} \right|^2 \quad \{ C 14 \} \text{ en déformations planes}$$

Ce modèle d'Irwin bien qu'approximatif en ce qui concerne la taille et la forme de la zone plastique sert à la détermination pratique du K_{1c} .

Le comité E 24 de l'A.S.T.M. (22, 23) a proposé un certain nombre de règles relatives aux dimensions de l'éprouvette permettant de calculer effectivement K_{1c} pour avoir une précision satisfaisante et en ayant une étendue de zone plastique faible par rapport aux longueurs fondamentales de l'éprouvette : épaisseur, longueur d'entaille et largeur.

C'est ainsi que l'épaisseur B doit être telle que $B > 2,5 \left| \frac{K_{1c}}{\sigma_y} \right|^2$ et la longueur de fissure $a > 2,5 \left| \frac{K_{1c}}{\sigma_y} \right|^2$.

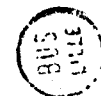
CIV - DIFFICULTES D'APPLICATION DE LA MECANIQUE LINEAIRE DES RUPTURES DANS LE CAS DES ACIERS A BASSE ET MOYENNE RESISTANCE

Pour satisfaire les conditions de l'A.S.T.M. précédemment citées, les éprouvettes classiques d'étude de la résistance à la propagation brutale des fissures s'adaptant mal au cas des aciers à caractéristiques moyennes. Lorsque leur épaisseur est suffisante pour pouvoir mesurer effectivement K_{1c} , elles ont un volume tel que les essais sont difficiles à réaliser. L'introduction d'éprouvettes compactes (éprouvettes CT) par le sous-groupe III du comité E 24 a permis de réduire les dimensions, mais la plus grande des éprouvettes CT nécessite quand même une épaisseur de 300 mm.

Le tableau III emprunté à une étude de SANZ (21) montre la comparaison d'éprouvettes de différents modèles dans le cas d'une valeur de $\left| \frac{K_{1c}}{\sigma_y} \right|^2$ égale à 40 mm ce qui correspond à une épaisseur requise de 100 mm.

TABLEAU III

Comparaison de différents modèles d'éprouvettes de mesure de K_{Ic}



Dimensions minimales pour $\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} = 40$ mm

Type d'éprouvette	Epaisseur (mm)	Longueur de la fissure (mm)	Largeur ou diamètre (mm)	Longueur (mm)	Volume de l'éprouvette (mm ³)	Poids de l'éprouvette (acier) (kg)	Charge de rupture dans le cas où $\sigma_y = 50$ hbar (X) (tonne)
Eprouvette ronde à entaille centrale (traction)			400	1600	201.10 ⁶	1570	1260
Eprouvette plate à entaille centrale (traction)	100	100	500	2000	100.10 ⁶	780	800
Eprouvette plate à 2 entailles latérales (traction)	100	100	500	2000	100.10 ⁶	780	740
Eprouvette plate à 1 entaille latérale (traction)	100	100	400	1600	64.10 ⁶	500	480
Eprouvette de pliage (4 points d'appui)	100	100	200	1650	33.10 ⁶	280	26,5
Eprouvette de pliage (3 points d'appui)	100	100	200	850	17.10 ⁶	133	42
Eprouvette WOL-X	100	50	144	100	1,44.10 ⁶	11	33
Eprouvette WOL-T	100	100	300	248	7,45.10 ⁶	58	80
Eprouvette CT	100	100	250	240	6.10 ⁶	47	52

(X) pour les longueurs de fissure données dans ce tableau

- Pour les autres valeurs de $\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}$ les dimensions des éprouvettes sont à multiplier par le facteur de proportionnalité entre la nouvelle valeur et 40.

- Toutes les éprouvettes satisfont aux conditions de l'ASTM : $\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \geq 2,5$ sauf l'éprouvette WOL-X

Nous avons reporté dans le tableau IV les résultats de Wessel (24) obtenus dans le cas de l'acier A 216 C moulé et le cas de l'acier A 533 B. On constate que les résultats obtenus conduisent à des prévisions de défauts critiques de dimensions très grandes (longueur de l'ordre du mètre), défauts que l'on n'observe pas généralement dans la pratique.

TABEAU IV

Dimensions critiques de défauts susceptibles de propager
brutalement (métal sain) d'après Wessel (24)

Acier	limite d'élasticité minimale		K _{Ic} à 20°C (hbar √mm)	Conditions d'essai	Contrainte d'essai	Dimensions de défaut			
						profondeur (mm)	longueur (mm)		
A 216 C	28 hbar	540		1,25 pression d'emploi	20 hbar	188	1880		
	28 hbar	540		0,9 σ _y	25 hbar	112	1120		
	28 hbar	540		1,35 σ _y	38 hbar	40	400		
A 533 B	35 hbar	450		1,25 pression d'emploi	28 hbar	103	1030		
	35 hbar	450		0,9 σ _y	31 hbar	51	510		
	35 hbar	450		1,35 σ _y	47 hbar	18	180		
Composition	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Cr	Cu
A 533 B	0,25	1,15/1,50	0,15/0,30	0,030	0,035	0,40/0,70	0,45/0,60		
A 216 C	0,25	1,20	0,60	0,050	0,060	0,50	0,25	0,40	0,50

En conclusion l'étude de la ténacité des aciers doux n'est théoriquement possible à l'aide de la mécanique linéaire des ruptures que si les matériaux sont fournis en forte épaisseur. Bien que les éprouvettes CT soient relativement compactes, leurs dimensions leurs poids et les énergies qui sont nécessaires à la fissuration et à l'essai sont importants et la détermination de K_{Ic} pour ces aciers reste l'apanage de quelques gros laboratoires. La détermination de la taille critique des défauts susceptibles de se propager brutalement conduit à des valeurs trop élevées et peu comparables à des valeurs réelles. Pour ces raisons, la mécanique linéaire des ruptures reste actuellement limitée aux aciers à haute limite d'élasticité.

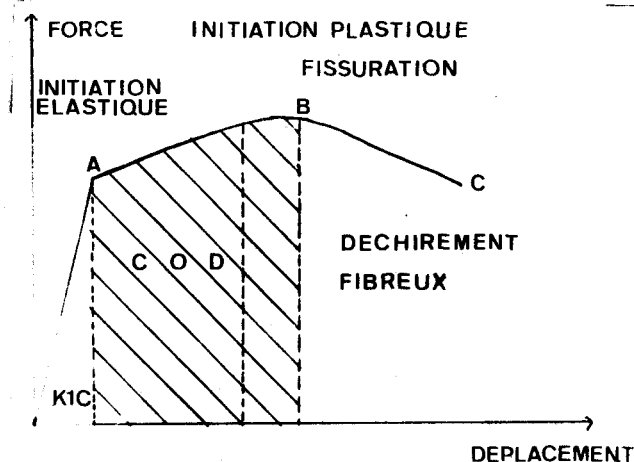
D - MECANIQUE PLASTIQUE DES RUPTURES : ANALYSE THEORIQUE DE L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION

Nous venons de voir que pour les aciers de résistance moyenne, la théorie linéaire n'est plus applicable à cause de l'apparition de phénomènes plastiques importants en fond de fissure.

L'écartement critique de fissure qui accompagne ces phénomènes a été suggéré par WELLS (2) comme critère de rupture sous le nom de Crack Opening Displacement (C.O.D. ou δ_c). Il n'y a pas incompatibilité entre l'analyse de la rupture en terme de K_{1c} ou en terme de C.O.D. mais au contraire continuité. Cela peut s'illustrer schématiquement sur la figure 11. Cette figure représente

un diagramme charge-déplacement des lèvres de la fissure pour un matériau quelconque (métallique ou non) d'épaisseur donnée. Considérons la position de début de fissuration si il a lieu dans la partie pratiquement linéaire OA une faible déformation plastique précédant la rupture. On peut donc utiliser l'analyse linéaire élastique de la rupture (K_{1c}). Pour les matériaux dont la fissuration

démarre dans la portion AB, la déformation plastique est telle que l'analyse de la mécanique linéaire des ruptures perd sa validité et il faut avoir recours à la théorie plastique de la mécanique de rupture. Il faut cependant ajouter que, contrairement au K_{1c} , l'écartement critique de fissuration dépend de l'épaisseur et en conséquence reflète une caractéristique d'un produit.



REPRESENTATION SCHEMATIQUE DES DOMAINES DE VALIDITE DES ESSAIS DE TENACITE POUR LES RUPTURES ENTRE A ET B ON UTILISE LA THEORIE DE L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION

FIGURE 11

DI - Analyse de WELLS (2)

A partir des considérations sur la petite zone plastique permise dans la mécanique linéaire des ruptures, WELLS définit une relation entre la force d'extension de fissure G , le C.O.D. critique δ_c et la limite élastique

σ_y

$$G = \frac{\pi}{4} \sigma_y \delta_c$$

{ D.1 }

On considère le bout d'une fissure dans un champ de contrainte élastique, située dans une plaque infinie et soumise à une tension uniforme, la fissure ayant une longueur $2a$. La contrainte normale σ_{yy} dans le plan de fissure a pour valeur (Figure 10)

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma \cdot x}{\sqrt{x^2 - a^2}} \quad x > a \quad \{ D.2 \}$$

que l'on peut écrire :

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} = \sqrt{\frac{EG}{2r}} \quad r \ll a \quad \{ D.3 \}$$

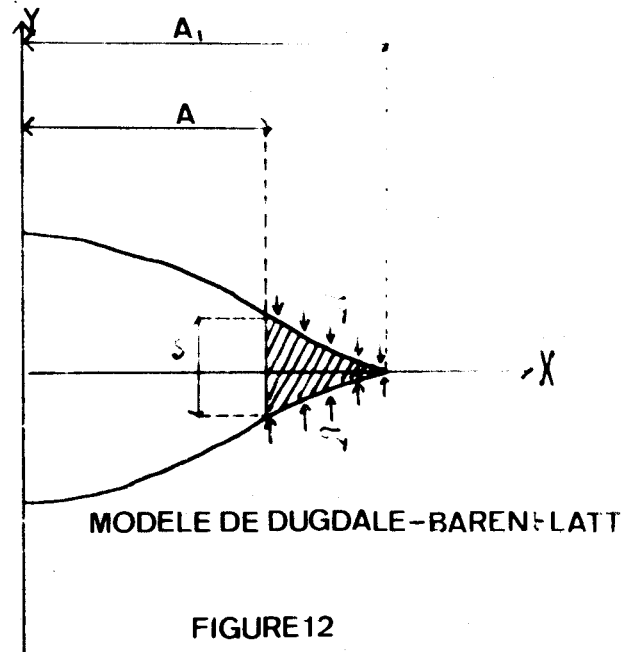
r distance au fond de fissure pris comme origine

G force d'extension de fissure

E module d'YOUNG

La taille de la zone plastique d'Irwin est égale à :

$$r_y = \frac{K_{Ic}^2}{2 \Pi \sigma_y^2}$$



De la même manière, le déplacement normal de la fissure vaut :

$$V = 2 \sigma \sqrt{a^2 - x^2} \quad \text{ou approximativement} \quad \{ D.4 \}$$

$$V = \frac{2 \sigma}{E} \sqrt{2ar} = 2 \sqrt{\frac{2Gr}{E}} \quad r \ll a \quad \{ D.5 \}$$

La taille de la zone plastique d'Irwin est obtenue en égalant

$$\sigma_{yy} = \sigma_y \quad \text{c.a.d. pour } r = r_y$$

On pose que l'écartement de fissure $\delta = 2 V$ pour $r = r_y$ { D.6 }

$$\delta = 2V = \frac{4 \sigma^2 a}{E \sigma_y} \quad \frac{4G}{\Pi \sigma_y} \quad \{ D.7 \}$$

On peut donc mettre sous la forme

$$G = \frac{\Pi}{4} \sigma_y \delta$$

WELLS, cependant, à partir de considération énergétiques, donne la formule :

$$G = \sigma_y \delta \quad \frac{\Pi}{4} = 1 \quad \{D.8\}$$

On peut écrire à nouveau r_y

$$r_y = \frac{\delta E}{2\pi\sigma_y} = \frac{\delta}{2\pi\epsilon_y} \quad \{D.9\}$$

ϵ et ϵ_y sont les déformations globales microscopiques.

ϵ_y est la déformation globale à la limite élastique en écrivant :

$$\frac{2\pi\epsilon_y a}{\delta} = \frac{a}{r_y} = \frac{\epsilon_y}{\epsilon} \quad \epsilon > \epsilon_y \quad \{D.10\}$$

$$\delta = 2\pi\epsilon a$$

Cette relation montre que le C.O.D. peut être directement proportionnel à la déformation (comme le montrent les résultats expérimentaux). Cette analyse élasto-plastique de WELLS est limitée car elle considère des entailles de zone plastique faible. Elle est donc peu valable pour des valeurs du rapport $\frac{r}{r_y} > 0,8$.

On préfère lui substituer l'analyse de BURDEKIN et STONE.

DII - Analyse de BURDEKIN et STONE (3)

1) Méthode de WEESTERGAARD (25)

Les problèmes de la recherche des contraintes et des déformations au voisinage de l'extrémité d'une fissure ramènent à la recherche de fonctions harmoniques Ψ_1 , Ψ_2 et Ψ_3 pour satisfaire

$$\Psi = \phi_1 + x \phi_2 + y \phi_3 \quad \{D.11\}$$

La fonction de contrainte ϕ est appelée fonction d'Airy avec

$$\sigma_{xx} - V = \frac{\partial^2 \Psi}{\partial y^2} \quad \sigma_{xy} = - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial x \partial y} \quad \{D.12\}$$

$$\sigma_{yy} - V = \frac{\partial^2 \Psi}{\partial x^2}$$

Les forces de volumes dérivent d'une fonction potentielle V.

Les fonctions Ψ_1, Ψ_2, Ψ_3 , fonctions réelles de deux variables x et y , sont dites harmoniques si leur laplacien est nul :

$$\nabla^2 \Psi = 0 \quad \{ D.I3 \}$$

L'équation Ψ est fonction biharmonique c'est-à-dire que $\nabla^2(\nabla^2 \Psi) = 0$. On montre que cette fonction peut se mettre sous la forme (D.I2) ϕ_2 et ϕ_3 vérifient en outre les conditions de Cauchy.

WEESTERGAARD choisit ϕ_1, ϕ_2 et ϕ_3 comme parties réelles ou imaginaires de fonction analytique Z .

Si Z est une fonction de la variable complexe $Z = x + iy$

$$Z = Z(Z) = \text{Re}Z + i \text{Im}Z \quad \{ D.I4 \}$$

Les notations Z' désignent la dérivée première et \bar{Z} l'intégrale première de cette fonction Z .

$$Z' = \frac{dZ}{dz} \quad \text{et} \quad Z = \frac{d\bar{Z}}{d\bar{z}} \quad \{ D.I5 \}$$

Ces fonctions \bar{Z}, Z et Z' sont analytiques.

Dans le cas d'une fissure dans le plan OXZ soumise à une contrainte σ à l'infini.

La fonction Ψ est de la forme :

$$\Psi = \text{Re}\bar{Z} + y \text{Im}\bar{Z} \quad \{ D.I6 \}$$

On tire de D.I2 si les forces de volume sont nulles :

α) l'expression des contraintes

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= \text{Re}Z - y \text{Im}Z' \\ \sigma_{yy} &= \text{Re}Z + y \text{Im}Z' \\ \tau_{xy} &= y \text{Re}Z' \end{aligned} \quad \{ D.I7 \}$$

β) l'expression des déplacements

ε = en contrainte plane

$$\epsilon_{xx} = \frac{1}{E} (\sigma_{xx} - \nu \sigma_{yy}) = \frac{\partial u}{\partial x}$$

$$u = \frac{1}{E} (\text{Re}\bar{Z} (1 - \nu) - y \text{Im}\bar{Z} (1 + \nu)) \quad \{ D.I8 \}$$

$$\epsilon_{yy} = \frac{1}{E} (\sigma_{yy} - \nu \sigma_{xx}) = \frac{\partial v}{\partial x}$$

$$v = \frac{1}{E} (2 \text{Im}\bar{Z} - (1 + \nu) y \text{Re}Z) \quad \{ D.I9 \}$$

u et v sont respectivement les déplacements selon les axes x et y ; ν est le coefficient de Poisson.

= en déformation plane

$$u = \frac{1 + \nu}{E} \left| (1 - 2\nu) \operatorname{Re} \bar{Z} - y \operatorname{Im} Z \right| ; \quad v = \frac{1 + \nu}{E} \left| 2(1 - \nu) \operatorname{Im} \bar{Z} - y \operatorname{Re} Z \right| \quad \{ D.20 \}$$

2) Recherche d'une fonction de type WEESTERGAARD dans le cas du modèle de DUGDALE-BARENBLATT

α) le modèle de DUGDALE-BARENBLATT (26)

Dans ce modèle, une fissure réelle de longueur 2 a dans une éprouvette infinie est soumise à une tension uniforme σ dirigée suivant l'axe des y. La zone plastique s'étendant jusqu'à la valeur x = + ou - a₁.

On considère alors du point de vue analytique comme n'ayant à faire qu'à une fissure de taille 2 a₁, entourée d'une zone en déformation élastique soumise à la tension σ plus une tension uniforme σ_y entre ± a et ± a₁ (figure 12).

β) fonction de WEESTERGAARD utilisée

On utilise les résultats d'IRWIN

+ pour une fissure rectiligne sur l'axe des x de longueur 2 a₁ soumise à σ la fonction Z₁(Z) du type WEESTERGAARD a pour expression :

$$Z_1(Z) = \frac{Z}{Z^2 - a^2} \quad \{ D.21 \}$$

+ pour une fissure rectiligne sur l'axe des x de longueur 2 a₁ s'exerçant à des distances x = ± b

$$Z_2(Z) = \frac{2\sigma_{(b)} Z \sqrt{a_1^2 - b^2}}{\Pi(Z^2 - b^2) \sqrt{Z^2 - a_1^2}} \quad \{ D.22 \}$$

En considérant que les contraintes σ_y de la figure comme une infinité de ces contraintes σ_(b) la fonction Z₂(Z)

$$Z_2(Z) = - \int_{-a_1}^{a_1} \frac{2\sigma_y Z \sqrt{a_1^2 - b^2}}{\Pi(Z^2 - b^2) \sqrt{Z^2 - a_1^2}} db \quad \{ D.23 \}$$

soit :

$$Z_2(Z) = - \frac{2\sigma_y}{\pi} \left| \frac{Z}{\sqrt{Z^2 - a_1^2}} \cos^{-1} \left(\frac{a}{a_1} \right) - \operatorname{ctg}^{-1} \left| \frac{a}{Z} \sqrt{\frac{Z^2 - a_1^2}{a_1^2 - a^2}} \right| \right| \quad \{ D.24 \}$$

Les fonctions de contraintes $Z_1(Z)$ et $Z_2(Z)$ peuvent être combinées pour donner une fonction de contrainte finale. Les conditions imposent que la valeur de σ_{yy} ne soit pas infinie quand $x \rightarrow a_1$ comme $\sigma_{yy} = \text{Re } Z$

$$\frac{\sigma}{\sigma_y} = \frac{2}{\pi} \cos^{-1} \left(\frac{a}{a_1} \right)$$

il faut que $K = \frac{a}{a_1} = \cos \frac{\pi \sigma}{2\sigma_y}$ { D.25}

$$Z_2(Z) = \frac{\sigma_y}{\pi} \cotg^{-1} \left| \frac{K}{Z} \sqrt{\frac{Z^2 - a_1^2}{1 - K^2}} \right| - \frac{\sigma_z}{\sqrt{Z^2 - a^2}}$$
 { D.26}

Si on considère la fonction globale

$$Z = Z_1 + Z_2 = \frac{2\sigma_y}{\pi} \cotg^{-1} \left| \frac{K}{Z} \sqrt{\frac{Z^2 - a_1^2}{1 - K^2}} \right|$$
 {D.27}

d'où $Z = \frac{2\sigma_y}{\pi} (z\theta_1 - z\theta_2)$ {D.28}

avec $\cotg \theta_1 = \frac{\sqrt{1 - \frac{a_1^2}{Z^2}}}{\frac{a_1}{Z} - 1}$ et $\cotg \theta_2 = \frac{\sqrt{\frac{Z^2 - a_1^2}{1 - K^2}}}{\frac{2}{a_1} - a}$

Y) Expression de l'écartement critique de fissure

D'après (D.19) en contrainte plane l'expression du déplacement v selon y est égal à :

$$v = \frac{1}{E} | 2 \text{Im } \bar{Z} - (1 + \nu) y \text{Re } Z |$$

au point $y = 0$

$$v = \frac{2}{E} \text{Im } \bar{Z}$$
 {D.29}

d'où $v =$

$$v = \frac{4\sigma_y}{\pi E} \left| a \coth^{-1} \frac{1}{a_1} \sqrt{\frac{a_1^2 - Z^2}{1 - k^2}} - 2 \coth^{-1} \left| \frac{K}{Z} \sqrt{\frac{a_1^2 - Z^2}{1 - k^2}} \right| \right|$$
 { D.30 }

+ l'écartement critique de fissure est égal à : $1 \text{im } 2 v (y = 0)$ quand $Z \rightarrow 0$

$$\delta = \frac{8\sigma_y a}{\pi E} \text{Log} \left(\frac{1}{K} \right)$$
 {D.31}

en utilisant l'équation D.25

$$\delta = \frac{8\sigma_y a}{\pi E} \text{Log} \left| \frac{1}{\cos \frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}} \right| \quad \{D.32\}$$

en développant en série l'expression D.32 on obtient

$$\delta = \frac{8\sigma_y a}{E} \left| \frac{1}{2} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)^6 + \dots \right| \quad \{D.33\}$$

En ne prenant que le premier terme on aboutit à l'expression suivante :

$$\delta = \frac{\pi\sigma^2 a}{E\sigma_y} \quad \{D.34\}$$

On peut retrouver la formule de Wells si l'on reprend l'analyse d'IRWIN en faisant $a_1 = a + r_y$ avec

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left| \frac{K_{1c}}{\sigma_y} \right|^2$$

$$G_{1c} = \frac{\pi\sigma^2}{E} \left| a + \frac{1}{2\pi} \left| \frac{K_{1c}}{\sigma_y} \right|^2 \right|$$

d'où :

$$\frac{G_{1c}}{y} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E\sigma_y} \left| 1 + \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right)^2 \right|$$

pour $\sigma \ll \sigma_y$ $G_{1c} = \sigma_y \delta \quad \{D.35\}$

DIII - Application du critère d'écartement de fissuration

On constate expérimentalement que la rupture par cisaillement obéit à un mécanisme moins sensible à la valeur de la contrainte hydrostatique que la rupture normale. La tension hydrostatique favorise le mécanisme de rupture normale. Pour une configuration donnée, la transition se fait à la valeur de cette contrainte hydrostatique pour laquelle les deux mécanismes provoqueraient l'extension de fissure pour une valeur de l'écartement de fissuration. C'est pourquoi la rupture normale tend à être associée aux conditions de déformation plane, la rupture par cisaillement aux conditions de contrainte plane.

RICE et DRUCKER (27) montrent que le modèle de zone plastique de DUGDALE est une bonne solution pour l'écoulement plastique d'un matériau élasto-plastique obéissant au critère de TRESCA. Les phénomènes de striction et de consolidation peuvent être introduits dans ce modèle. HAHN et ROSENFELD (28) ont donné une vérification expérimentales par des observations expérimentales de formes et tailles de zones plastiques mise en évidence dans du fer - silicium. On constate la différence avec la déformation plane :

- il n'y a pas élévation aussi importante de la tension hydrostatique (ceci vient d'être vérifié par un calcul de WELLS (29)),
- la déformation s'étale largement en avant de la pointe de fissure.

Ces conclusions conduisent à considérer le critère d'ouverture de fissure comme valable principalement dans ce cas de contrainte plane.

D'autre part, lors du passage de l'écoulement plastique confiné - étendu à l'écoulement plastique généralisé, la croissance de zone plastique efface la singularité élastique, le travail de déformation plastique n'est plus négligeable devant l'énergie potentielle élastique : l'extension de la mécanique linéaire des ruptures n'est plus possible. Ce passage se faisant pour une valeur de la charge voisine de la charge limite, cette dernière marque la borne supérieure de la limite de validité de l'écartement critique de fissuration. Cependant,

le problème de la localisation exacte de cet écartement critique de fissuration reste posé (δ est défini comme la distance des intersections de la surface de la fissure équivalente du modèle de DUGDALE avec la surface correspondant au sommet de la fissure réelle).

On constate que, lorsque la déformation augmente, la frontière élasto-plastique se déplace, donc sa position n'est pas fixe au cours de l'essai. Une analyse basée sur la méthode des éléments finis (30) montre que ce déplacement paraît stabilisé lorsque la déformation plastique est généralisé (figure 13)

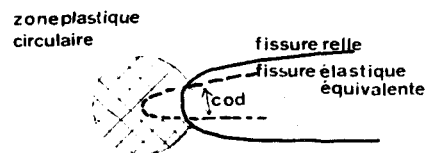


FIGURE 13 DEFINITION DE L'ECARTEMENT DE FISSURE

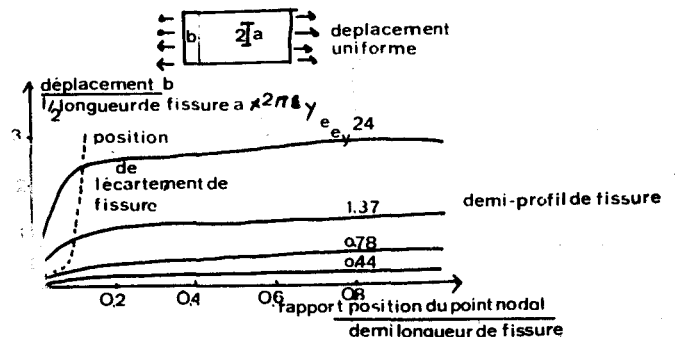


FIGURE 13 VARIATION DE LA POSITION DE L'ECARTEMENT DE FISSURE AU COURS DE LA DEFORMATION (WELLS)

E - LES TECHNIQUES EXPERIMENTALES DE MESURE DE L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION

Plusieurs techniques de mesure ont été proposées, nous en avons testé quelques unes, mais la technique de nous préconisons est surtout celle basée sur l'emploi d'éprouvette à double entaille, car elle permet d'une manière simple, sans équipement coûteux, la mesure de l'écartement critique dans toutes les conditions de vitesse de déformation et de température d'essai. Nous lui consacrerons un paragraphe et nous mentionnerons, d'abord, les diverses autres techniques.

EI - Le codmètre à palette

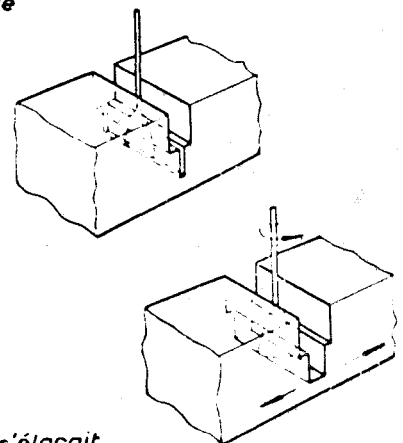
Le premier appareil pour déterminer la valeur critique d'écartement de fissuration fut préconisé par BURDEKIN et STONE (3). Dans cet appareil la séparation des deux faces de la fissure est détectée par la rotation d'une fine lame dont les côtés s'appuient sur les deux surfaces latérales. Cette lame est fixée à l'extrémité d'une palette située dans le plan de la fissure et perpendiculaire au fond de cette fissure (Figure I4).

La rotation de cette palette est convertie en un mouvement linéaire et reliée à un capteur de déplacement qui donne une tension proportionnelle à l'écartement de fissure.

Après étalonnage il est apparu que la dispersion des mesures faites à l'aide de cet appareil était importante. Les principales sources d'erreur d'après BURDEKIN (3) sont les suivantes :

- difficulté d'obtenir un zéro reproductible
- la palette peut se tordre sous une pression trop élevée du ressort de rappel
- l'ensemble de l'instrument peut manquer de rigidité en torsion
- la forme géométrique de la palette influe
- la forme du fond de fissure conditionne le positionnement de la figure 14 : Schéma du Codmètre à palette

① Palette dans l'entaille



② L'entaille s'élargit la palette tourne

- il existe toujours une incertitude dans le positionnement exact en fond d'entaille (on peut cependant positionner un peu au-dessus du fond de fissure à une distance connue, et la convertir ensuite en écartement critique de fissuration).

Toutes ces raisons font que ce système a été abandonné au profit de l'extensomètre à lames.

EIII - L'extensomètre à lames

On mesure l'écartement entre les deux surfaces de l'entaille grâce à un petit extensomètre à lames sur lesquelles sont collées des jauges de contrainte.

La photo 5 représente celui recommandé par l'A.S.T.M. (23) pour des mesures de K_{Ic} et qui sert aussi aux mesures de l'écartement de fissure. Cet extensomètre vient se fixer sur des petites pièces que l'on visse de part et d'autre de l'entaille.

On enregistre sur un "XY" le déplacement V de ces lames et la charge appliquée.

L'étalonnage se fait de la manière suivante :

- une série d'empreintes de microdureté sont faites de chaque côté de l'entaille. Au cours de l'essai on mesure les variations de distances entre ces empreintes. Les photos de la figure 15 illustrent les variations du déplacement des surfaces de la fissure en fonction de la déformation.

Si on considère le déplacement en fonction de la distance de mesure, l'écartement de fissure demeure linéaire en fonction de cette position de mesure, mais diminue rapidement aux approches du fond d'entaille, ceci résulte des effets de rotation dus à la flexion. On prend la valeur de l'écartement de fissuration obtenue par extrapolation en fond d'entaille.

Il semble cependant que les valeurs des écartements mesurées à la surface soient un peu plus élevées que celles obtenues à mi-épaisseur (ceci pour des fissures de fatigue) (32).

Le fait d'avoir une relation linéaire entre le déplacement en début d'entaille et le déplacement en bout semble indiquer l'existence d'un centre fictif de rotation. Par un raisonnement géométrique simple sur la figure 16 le déplacement des lames de l'extensomètre peut être converti en écartement critique à l'aide de la relation suivante (33)

$$\delta c = Vc \frac{1}{1 + n' \left(\frac{a + z}{w - a} \right)} \quad \{E.I\}$$

z étant la distance de l'extensomètre à la surface de l'éprouvette. L'axe de rotation est à une distance $\frac{w - a}{n'}$ du fond de fissure. n' , est une constante. Il semble cependant d'après les mesures que nous avons effectuées, que ce centre de rotation ne demeure pas fixe mais s'éloigne du fond de fissure lorsque la déformation augmente.

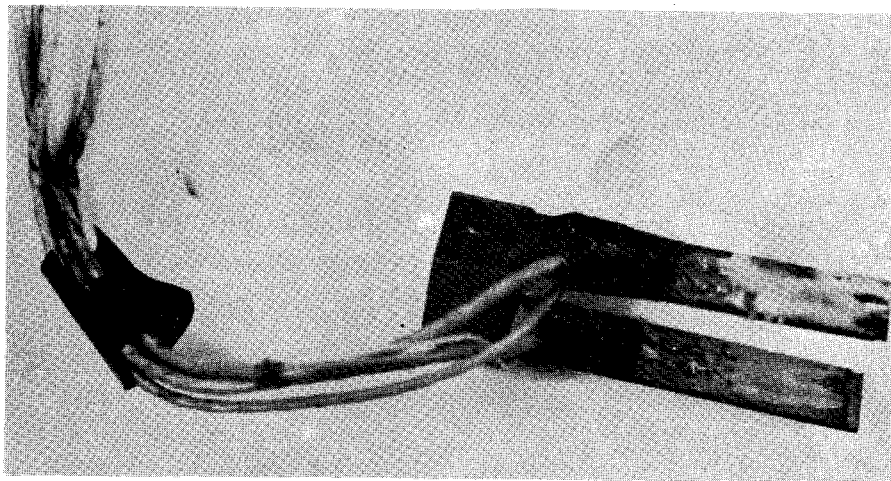
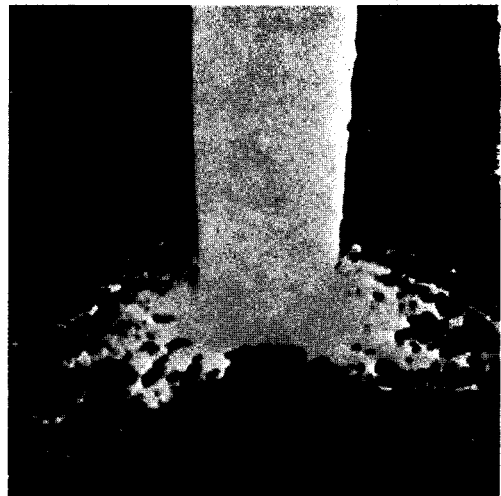
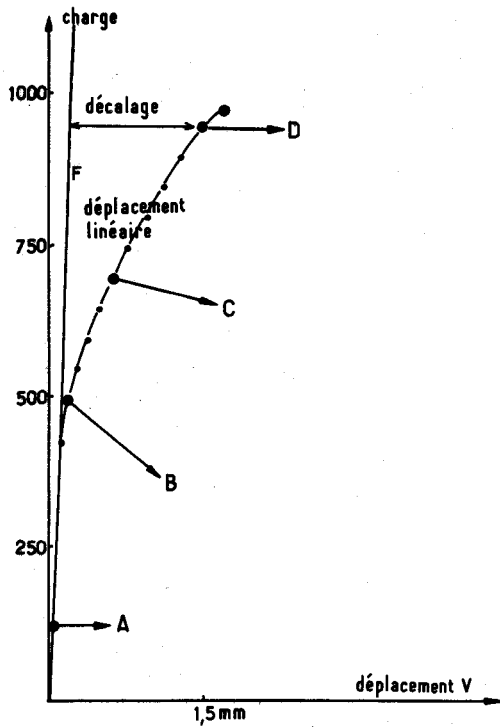


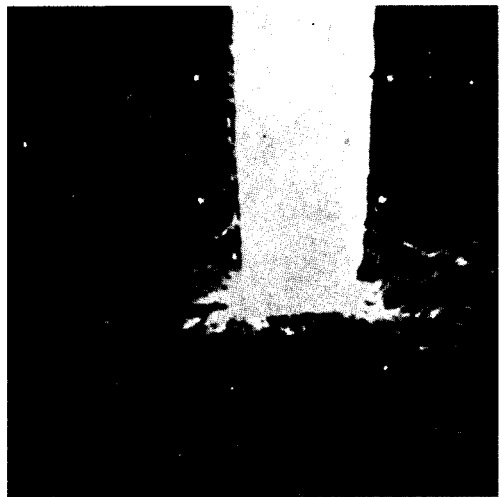
Photo N° 5 : Extensomètre à lames

Ces résultats sont confirmés par les travaux de T. INGHAM et ses Collaborateurs ; ce qui conduisit le groupe CODA, en vue de simplifier la procédure, à adopter uniquement la valeur de $n' = 3$, (valeur confirmée par GUITTET (34 bis)). De récents travaux de FREDERICK (35) ont montré qu'en partant de valeur de n' très élevée, on atteignait finalement une valeur constante de n' comprise entre 2 et 2,5 quelles que soient les épaisseurs et les aciers qu'il a utilisé. FREDERICK a en outre remarqué que la valeur de l'écartement de fissure qui conduit à la stabilisation de n' varie avec l'épaisseur et la limite d'élasticité (c'est-à-dire que l'on ne constate cette stabilité que lorsque l'état de contrainte plane est établi pour $\delta = 2\pi\epsilon_y T$).

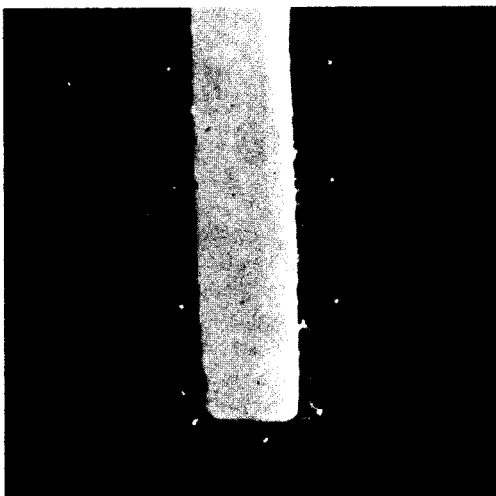
Malgré les surestimations faites sur les faibles valeurs d'écartement de fissure par cette méthode, on cherche par souci d'uniformité avec la théorie linéaire élastique à conserver l'équipement de mesure conventionnel.



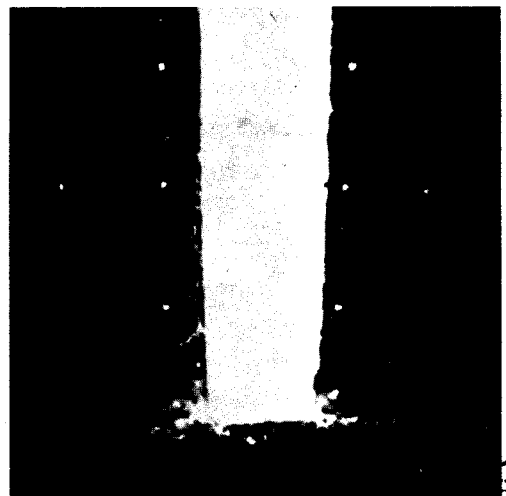
D



C



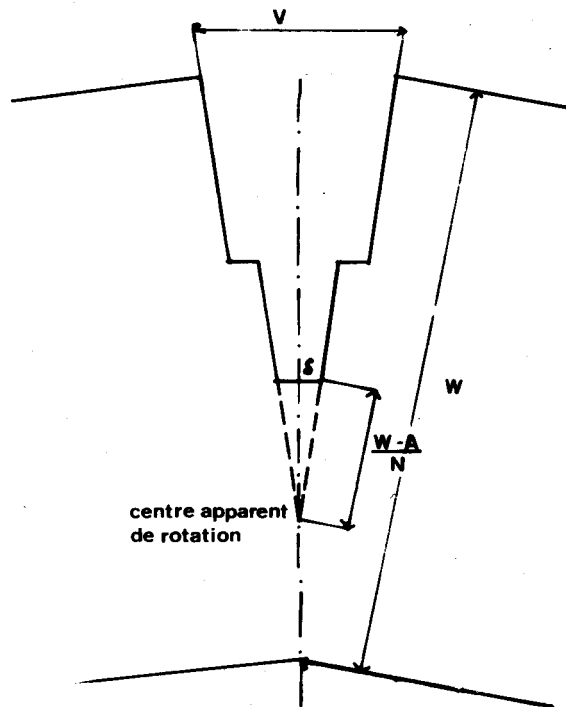
A



B

Fig.15— Courbe charge-déplacement montrant la détermination graphique du décalage.
Les photographies ont été prises lors des mesures micrographiques du C.O.D.

BUS
LILLE



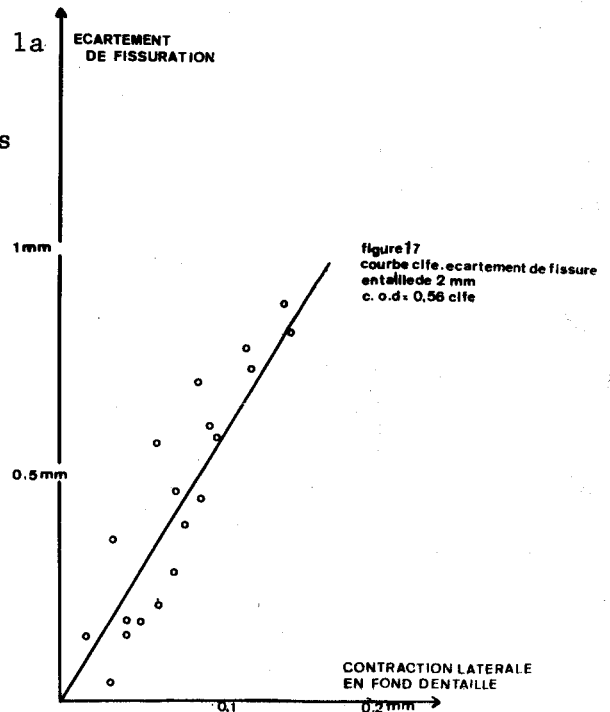
RELATION GEOMETRIQUE ENTRE L'ECARTEMENT
DE FISSURE ET LES LÈVRES DE L'ENTAILLE
FIGURE16

EIII - Relation entre l'écartement critique de fissuration et la contraction latérale en fond d'entaille (C L F E)

On constate expérimentalement (36), (37), (38) des relations linéaires entre l'écartement critique de fissure et la contraction latérale en fond d'entaille mesurée à l'aide de comparateurs à pointes fines ou parfois à l'aide d'un microscope à déplacement.

Nous avons obtenu pour un écartement de fissure inférieur à 0,5 mm la relation $CLFE = 0,32 \delta$ (Fig. I7) (sur éprouvettes de flexion 10 x 10 x 55 avec entaille de 2 mm). Il faut remarquer que la dispersion des résultats est importante. Il semble, d'autre part, que lorsque δ est inférieur à cette limite de 0,5 mm la déformation

maximale se trouve juste en fond d'entaille ; au-delà de cette valeur, le maxima de contraction latérale a tendance à s'éloigner du fond de fissure ceci sous l'influence de la déformation plastique généralisée.



EIV - Relation entre la déformation plastique et l'écartement critique de fissuration

D. ELLIOT et M.J. MAY (32) ont trouvé entre l'écartement de fissuration la déformation plastique défini sur la figure I8a, la relation $S = C \epsilon_p$ avec $C = 1,65 \cdot 10^{-3}$ (E.4) la valeur de C varie en fonction de a/W (Figure I7 b et c)

EV - Relation entre l'angle de flexion et l'écartement de fissuration

Nous avons déterminé (39) une relation linéaire de la forme $\delta = m \theta_f$ δ étant l'angle de flexion, m une constante. Ces résultats sont en accord avec ceux d'ELLIOT et MAY (32). Ceci avait d'ailleurs été prévu théoriquement par les travaux de WILSHAW (40), qui, aboutissait

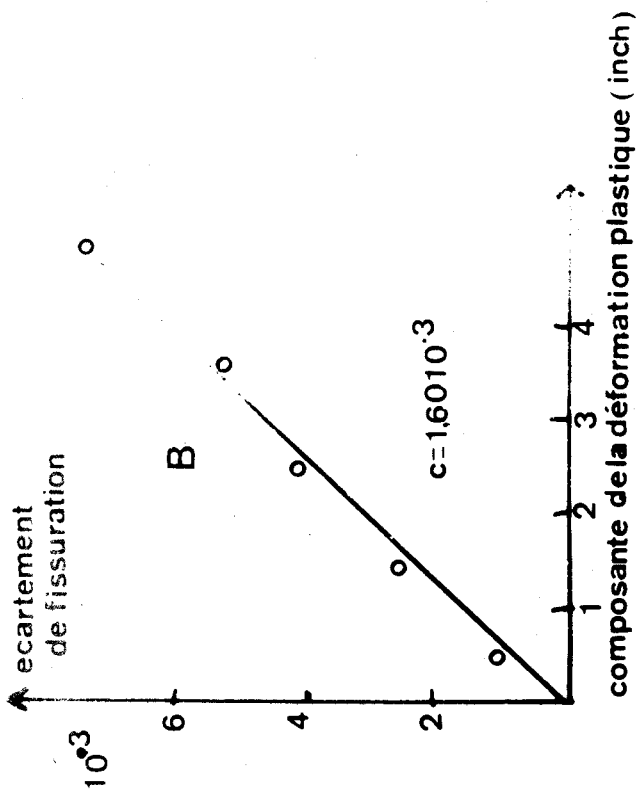


fig:18 relation entre le c.o.d et la composante de la déformation plastique d'après d Elliott et M.J May

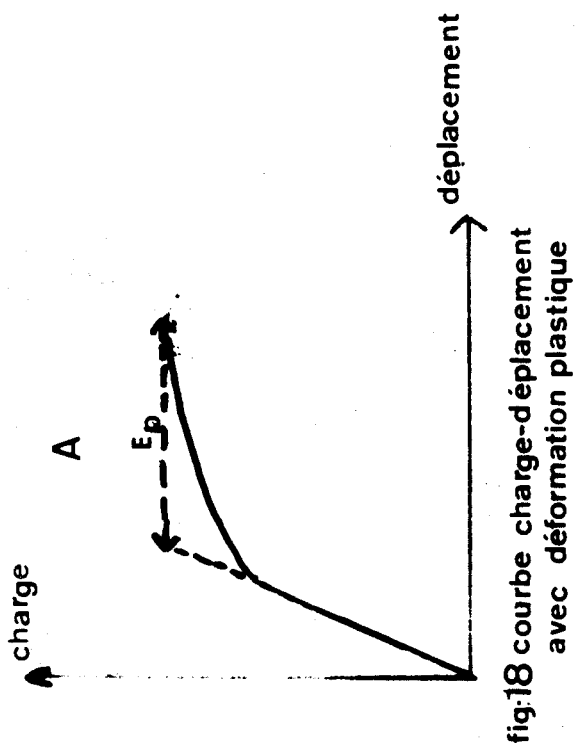


fig:18 courbe charge-déplacement avec déformation plastique

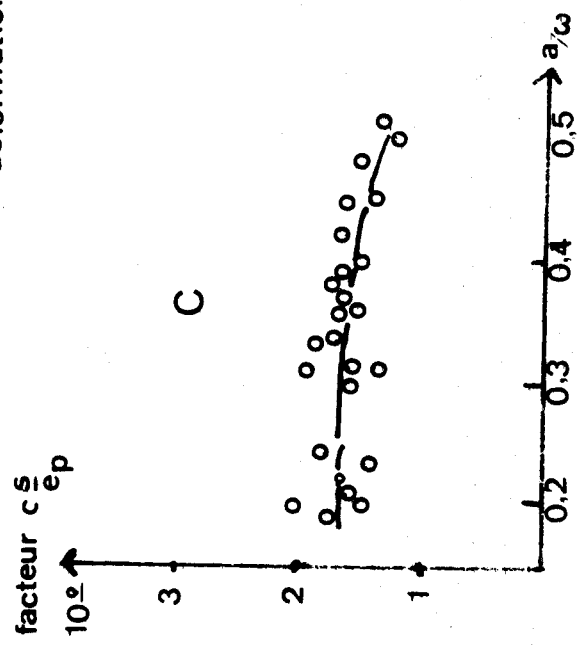


fig:18 relation entre le facteur $C(\frac{s}{e_p})$ et le rapport longueur de fissure/largeur de l'éprouvette (d'après D.Elliott et M.J.May.)

à une relation de la forme :

$$\delta = 0,5 (W - a) \frac{\pi}{180} \theta_f \{E_5\}$$

avec δ = écartement critique de fissure

θ_f = angle de flexion en degré

W = épaisseur de l'éprouvette

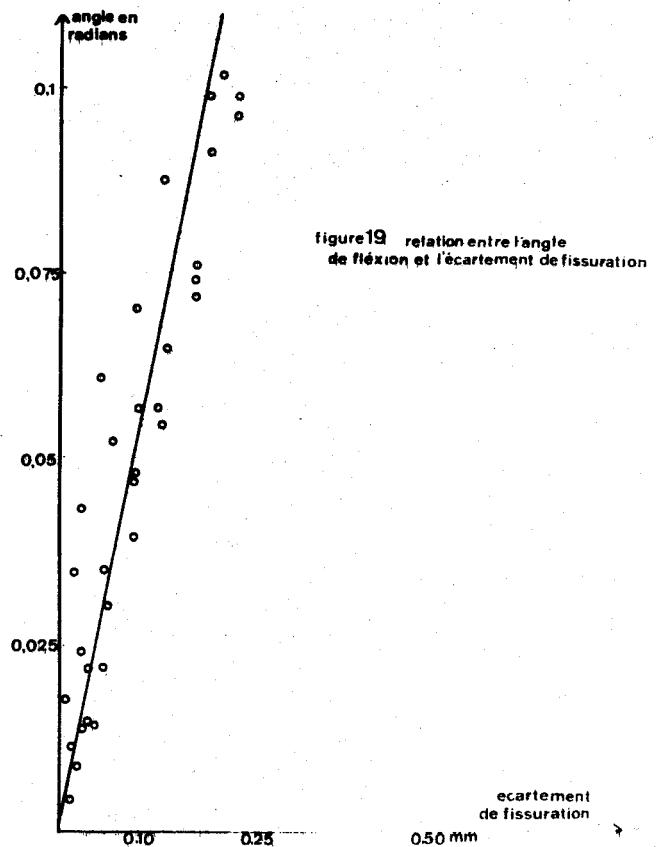
a = longueur de fissure

La valeur de la constante m est $2,74 \cdot 10^{-3}$ degré / inch à $2,4 \cdot 10^{-3}$ degré / inch pour une éprouvette charpy V (soit entre 3,5 rad/mm et 4,0 rad/mm).

Pour une éprouvette à bord d'entaille parallèle de 2 mm de profondeur et 0,30 mm de large, nous avons trouvé pour $m = 2,88$ rad/mm (Fig. 19).

Les méthodes de mesures de l'angle de flexion utilisent :

- le mouvement du poinçon. Les erreurs proviennent alors de la compression de l'ensemble et la flexion élastique de l'éprouvette.
- la mesure directe de l'angle (photographie)
- la remise en face des deux morceaux rompus de l'éprouvette (cette méthode donne une erreur appréciable pour les faibles valeurs de l'écartement de fissuration).



EVI - Relation entre l'écartement et la flèche

La figure (20) montre aussi une relation proportionnelle entre la flèche et l'écartement de fissuration.

La pente de la courbe a pour valeur $57,6 \cdot 10^{-3}$ pour une éprouvette identique à celles mentionnées au paragraphe précédent. Ceci est à rapprocher de la formule obtenue par approximation par WELLS (41)

$$\delta = \frac{0,4 T \Delta}{2 L} \quad \{E_6\}$$

avec

δ = écartement de fissuration

T = épaisseur sous entaille

Δ = flèche

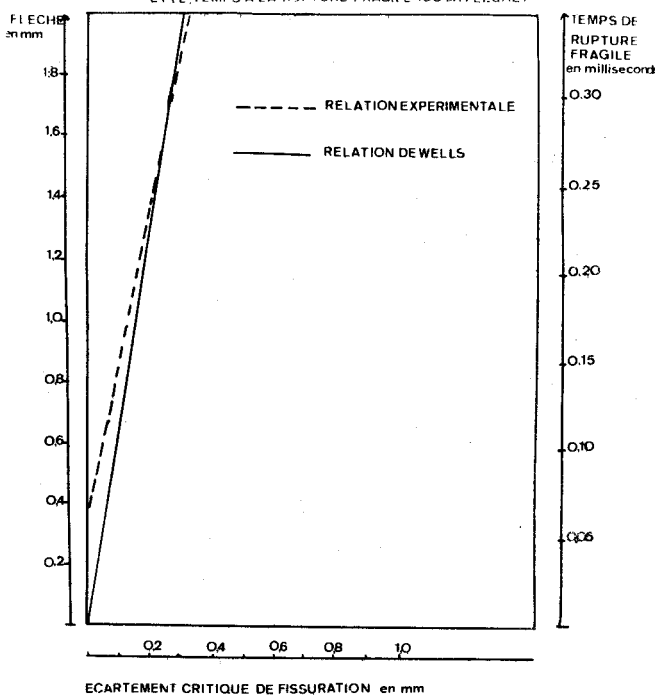
2l = intervalle entre les appuis

On limite la validité de cette formule à des valeurs d'écartement de fissure inférieurs à 0,50 mm. La valeur obtenue est la plus élevée que la valeur théorique ($36 \cdot 10^{-3}$) ; ceci peut s'expliquer par le fait que l'on a négligé la contribution de la flexion élastique à la flèche.

Cette relation est mise à profit pour les mesures dynamiques, car l'utilisation du capteur de déplacement s'avère impossible. Ces essais sont faits au pendule instrumenté et le temps à la rupture fragile donne (connaissant la vitesse V_0 du pendule supposée constante durant l'essai), la valeur de la flèche au moment de la rupture et par conséquent la valeur de l'écartement critique de fissuration.

Nous avons remarqué que cette relation ne dépendait pratiquement pas de la limite d'élasticité du matériau (42) sauf toutefois pour les aciers à moyenne résistance de limite d'élasticité supérieure à 50 hbar (Figure 21)

FIGURE 20 RELATION ENTRE L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION ET LE TEMPS A LA RUPTURE FRAGILE (OU LA FLECHE)



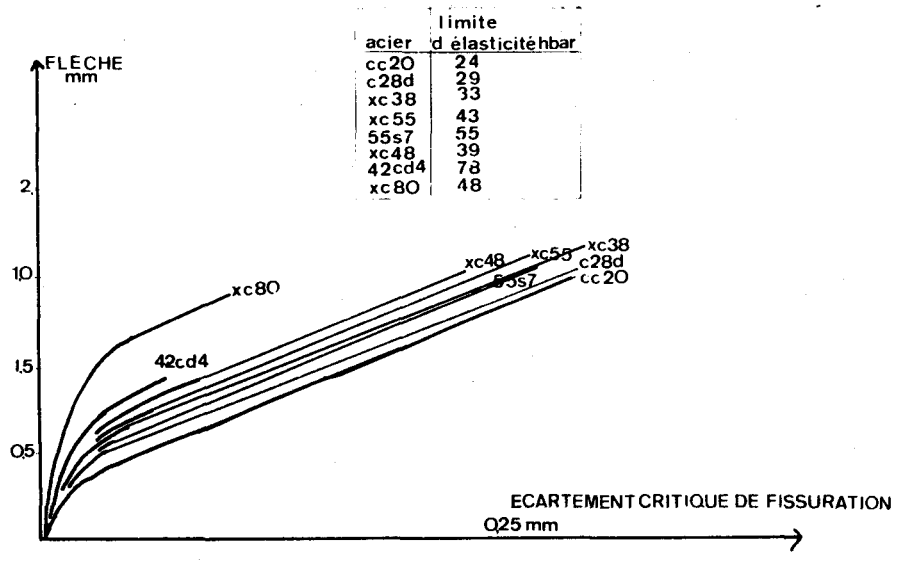
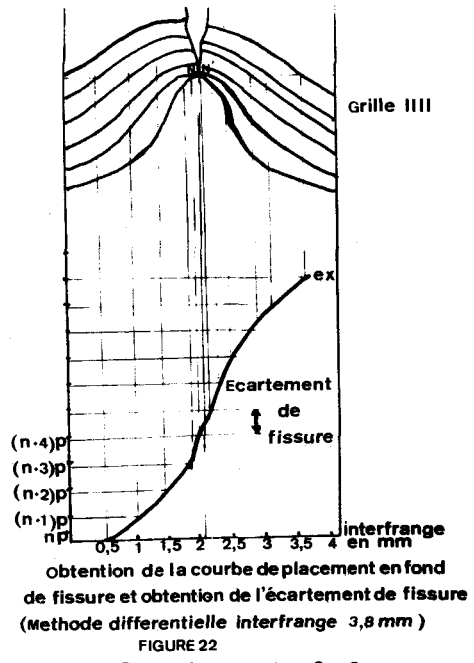


FIGURE 21 LA RELATION ENTRE LA FLECHE ET L'ECARTEMENT DE FISSURE EST PRAQUEMENT INDEPENDANTE DE LA LIMITE D'ELASTICITE

EVII - Mesure de l'écartement critique de fissuration par la méthode des moirés

Nous avons utilisé la technique des moirés pour les mesures de déplacement en fond de fissure :

Cette méthode utilise le phénomène des interférences mécaniques entre un réseau témoin et un réseau microscopique (25 traits par mm) déposé par photogravure. Le pas du réseau témoin utilisé est donc de 40 microns. La superposition du réseau témoin et de la trame déformée provoque l'apparition d'une série de franges noires. On montre (43) que les franges de moiré sont des lignes d'égal déplacement dans la direction perpendiculaire aux traits du réseau.



Le déplacement relatif dans cette direction, entre 2 points de 2 franges consécutives est égal à p, le pas du réseau. Si entre 2 points de l'échantillon se trouve f interfranges, le déplacement relatif est p_f (Figure 22).

Pour mesurer l'ouverture de l'entaille, il faut donc prendre la photographie obtenue avec le réseau témoin, de traits parallèles à X, qui donne les déplacements v parallèles à y (Photo n° 6).

Pour avoir le déplacement relatif entre les points N et N', c'est-à-dire l'écartement de fissure, il suffit de compter le nombre d'interfranges que l'on rencontre en cheminant à l'intérieur de l'éprouvette, par exemple sur le tracé NN'. Il suffit ensuite de retrancher le nombre d'interfranges comptés entre N et N' sur le même tracé pour le moiré initial. Le nombre obtenu multiplié par le pas du réseau ($p = 0,04 \text{ mm}$)

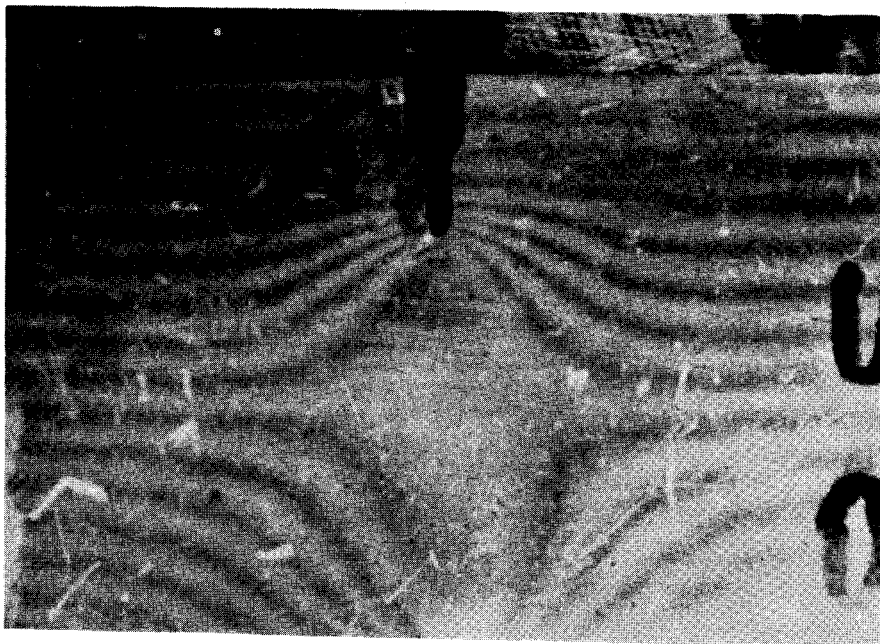


Photo N° 6 : Photographie d'une figure de Moiré
sur éprouvette entaillée.

donne l'écartement de fissure. Cette méthode présente l'intérêt de donner simultanément par analyse de la figure de moiré obtenue, l'écartement en fond de fissure et les déformations en fond de fissure, malheureusement avec peu de précision. La méthode est utilisable jusqu'à des températures de 300°, température jusqu'à laquelle résiste la photogravure (44).

F - MESURE DE L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION A L'AIDE D'EPROUVETTES A DOUBLE ENTAILLE

Il faut remarquer que le calcul de la ténacité dans la formule $\delta_c = \sigma_y \delta_c \{F_o\}$ ne nécessite que la connaissance de la valeur critique de l'écartement de fissure, l'enregistrement de la courbe charge déplacement n'est pas forcément nécessaire ; d'autre part, la technique de mesure par extensomètre à lames n'est guère applicable pour des essais dynamiques, comme nous l'avons déjà dit.

En outre, les jauges à fil résistant ont un coefficient de sensibilité qui dépend de la température ce qui entraîne des mesures dans un domaine de température étroit et centré sur la température d'étalonnage.

Ces considérations nous ont conduit à rechercher une méthode de mesure de l'écartement critique de fissure plus générale, plus simple et moins coûteuse. Les premiers travaux de quelques auteurs nous ont suggéré de développer l'utilisation d'éprouvettes à double entaille (45) et (46).

Le principe de cette méthode de mesure de l'écartement critique de fissure repose sur l'hypothèse suivante : les éprouvettes doublement entaillées sont mises en charge symétriquement, la rupture se produit sur l'une des deux entailles. On suppose que l'entaille non rompue reste dans l'état de déformation qu'elle possédait juste au moment de la rupture, la mesure de l'écartement critique de fissure se fait alors par lecture directe. La vérification expérimentale de l'hypothèse de l'équi-déformation peut se faire par mesure micrographique simultanée sur chaque entaille. Des mesures effectuées jusqu'à des valeurs de 0,4 mm d'écartement de fissure nous

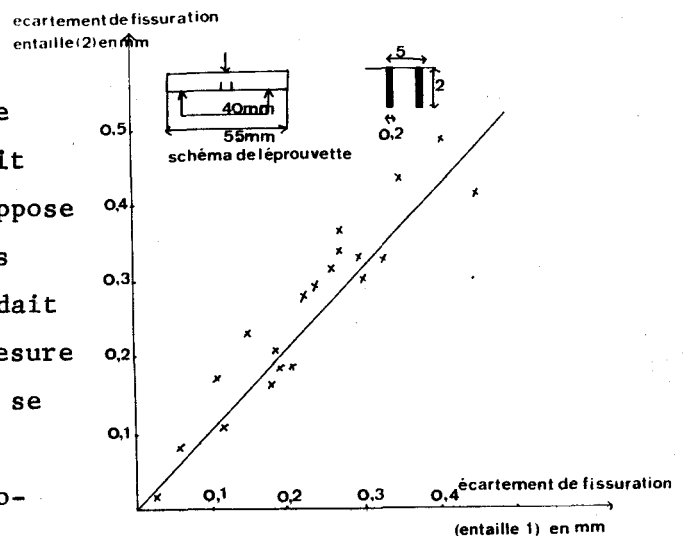


FIGURE 23 COURBE EXPERIMENTALE MONTRANT LEQUIDEFORMATION DES DEUX ENTAILLES

indiquent que l'écart maximum par rapport à la loi idéale est de 15 %, cet écart est légèrement supérieur à la dispersion naturelle de l'essai (mesurée avec extensomètre à lames). Elle est due principalement au défaut de centrage qui semble être la difficulté expérimentale la plus grande dans cet essai (Figure 23).

FI - Choix du type d'éprouvettes à double-entaille

Les dimensions géométriques des éprouvettes utilisées suivent les recommandations du C.O.D.A. Panel (47), à savoir : des échantillons de flexion trois points à section carrée et dont l'entaille est profonde de 1/5 l'épaisseur de l'éprouvette. L'écartement entre appui doit être prévu comme étant égal à 4 fois l'épaisseur. Les dimensions du barreau Charpy (10 mm x 10 mm x 55 mm) répondent à ces recommandations. Dans un souci d'unification et de possibilité de comparaison, nous avons utilisé ce même barreau pour des mesures dynamiques et en flexion lente.

Le barreau de l'essai conventionnel d'écartement critique de fissure peut être muni d'une entaille mécanique ou d'une entaille de fatigue.

L'obtention de 2 fissures de fatigue identiques et symétriques présente de grandes difficultés ; pour cette raison, nous avons préféré deux entailles mécaniques fines (de 0,25 à 0,30 mm de largeur).

Il semble que l'on puisse s'affranchir assez facilement de la nécessité d'avoir des rayons à fond d'entaille très petit dans le cas des mesures de ténacité des aciers à moyenne résistance. Les travaux de KANAZAWA (48) montrent que la courbe représentant la valeur de l'écartement de fissure en fonction de l'acuité d'entaille ne présente pas de palier permettant d'être indépendant en dessous d'une certaine valeur de ce rayon de fond d'entaille des inévitables légères variations du fond de fissure (24). L'écartement de fissure dépend donc toujours, semble-t-il, du rayon du fond d'entaille et il est donc nécessaire si on ne se place pas obligatoirement dans les conditions les plus sévères, de mesurer le rayon de fond d'entaille. Nous reviendrons au paragraphe GIV sur l'influence de l'acuité d'entaille sur les mesures d'écartement de fissure.

Il est cependant des auteurs (48) qui pensent que la largeur des entailles mécaniques doit être proportionnelle à la limite élastique σ_y et à l'épaisseur T sous entaille suivant la relation

$$\rho < \frac{\pi \sigma_y T}{E} \quad \{F.I.\}$$

(ce qui conduit à des entailles de 0,15 mm pour une limite élastique de 40 h bar), les entailles mécaniques très fines semblent donc acceptables pour les aciers concernés par l'écartement critique de fissuration.

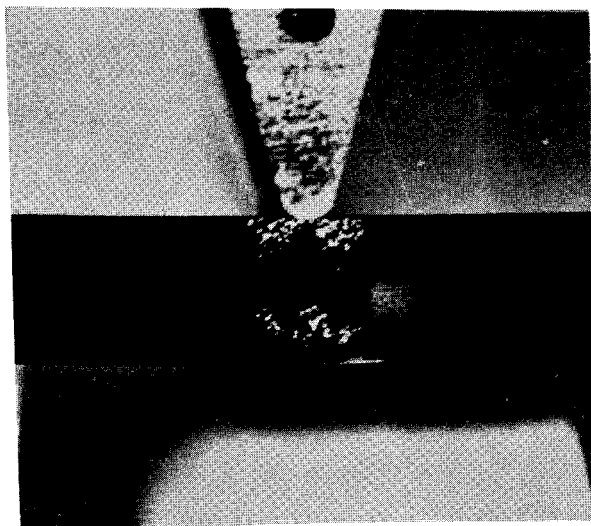


Photo N° 7 : Mise en évidence de la zone plastifiée par vernis craquelant.

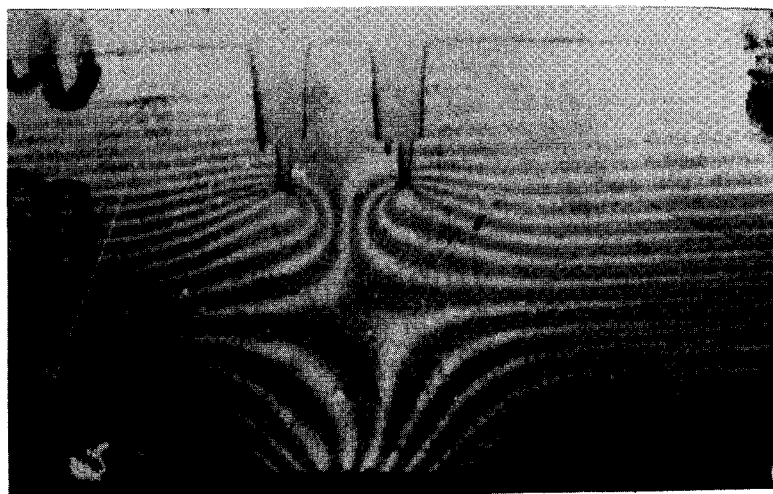


Photo N° 8 : Mise en évidence de la zone plastifiée par figure de Moirés .

KANAZAWA et ses co-auteurs (49) qui ont utilisé des éprouvettes à double entaille pensent qu'une distance entre-entaille du double de l'épaisseur semble être celle qui donne le moins de dispersion lors de l'essai, figure (25). Nos éprouvettes ont une distance entre-entaille de 5 mm. Nous avons choisi cette valeur comme étant égale à la largeur des rotules plastiques que nous avons mises en évidence par une méthode s'apparentant aux vernis craquelants (photo n° 8) confirmée par la méthode des



moirés (photo n° 8). La figure (23) rappelle les caractéristiques des éprouvettes utilisées.

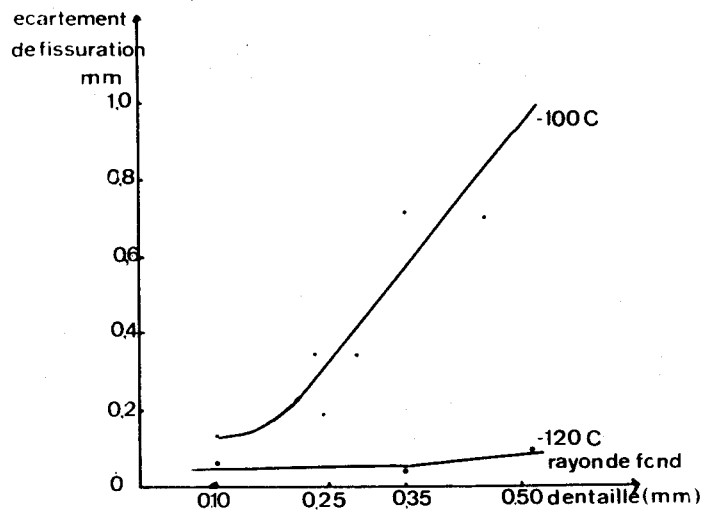


FIG 24 INFLUENCE DEL ACUIITE DE FOND D'ENTAILLE SUR L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION DAPRES KANAZAWA

FII - Comparaison des techniques conventionnelles de mesure d'écartement de fissuration avec la technique "double entaille"

Dans la recherche des critères d'absence de fragilité, le tracé des courbes représentant l'écartement-critique de fissure en fonction de la température d'essai apporte plus de renseignements qu'une simple courbe de résilience.

En effet, on peut tirer à la fois de cette courbe un critère de température de transition et une valeur calculée de la ténacité à la température de service considérée.

La température de transition d'écartement critique de fissuration peut être définie au demi-saut de la courbe, pour une valeur imposée et suffisante pour que le régime de contrainte plane soit établi (mentionnons que la valeur de l'écartement critique de fissure est une constante du matériau pour une température, une vitesse de déformation et une épaisseur donnée). WELLS (50) a proposé comme valeur d'écartement critique de fissure à la température de transition (c.a.d. au moment où la déformation plastique envahit la totalité de l'éprouvette $2 r_y = T$)

$$\delta_c = 2 \pi \epsilon_y T \quad \{ F.2 \}$$

où T est l'épaisseur ; $\epsilon_y = \frac{\sigma_y}{E}$; E étant le module d'YOUNG et σ_y la limite élastique.

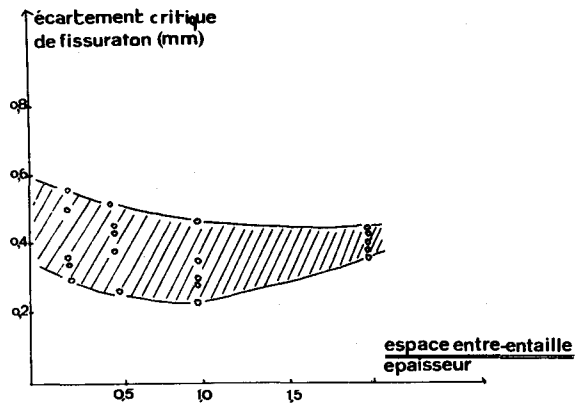


figure25 Variation de la dispersion sur les mesures d'écartement critique de fissuration en fonction de l'espacement non-dimensionnel des entailles

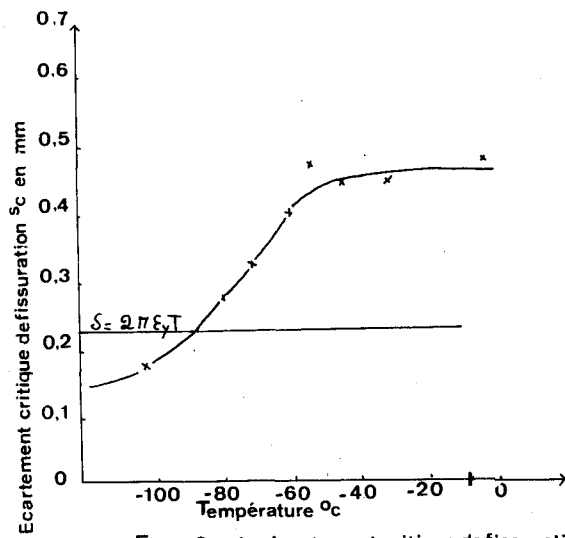


Fig:26 Courbe écartement critique de fissuration - Température d'essai pour l'acier XC 38



La figure (26) représente la courbe de transition d'écartement critique de fissuration en flexion lente obtenue à l'aide d'éprouvettes à doubles entailles pour un acier type X C38 possédant une limite élastique de 36 h bar, ce qui conduit un δ_c de transition de 0,22 mm. La température de transition ainsi définie est de -80°C , celle au demi-saut d'écartement critique de -55°C . On peut comparer cette courbe à celle de

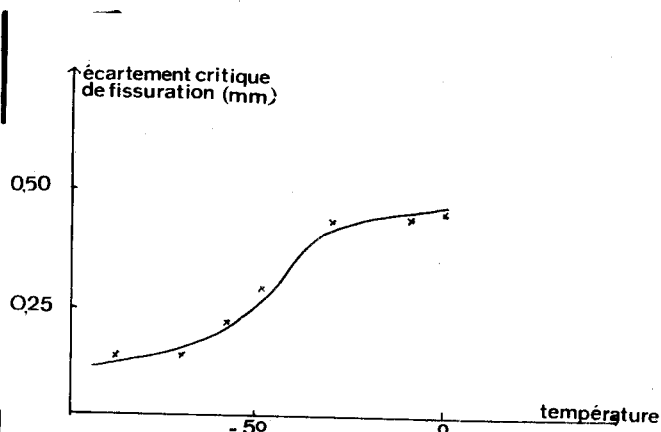


figure 27 Courbe écartement critique de fissuration - température
mesures avec le capteur à lames

la figure (27) obtenue sur le même acier à l'aide de la technique conventionnelle utilisant un extensomètre à lames. On remarque que les variations au niveau bas de l'écartement critique de fissuration sont notables entraînant des imprécisions sur la définition de la température de transition. Nous proposons l'explication suivante : le centre apparent de rotation défini sur la figure se trouve au fond d'entaille au début de la déformation et se déplace dans la région rigide entourée des rotules plastiques jusqu'à une position fixe après la déformation plastique généralisée.

FREDERICK et SALKIN (51) ont montré que cette position stable n'est atteinte que pour des valeurs d'écartement critique précisément supérieures à $\delta_c = 2 \pi \epsilon_y T$, il s'en suit que la définition de l'écartement critique pour des valeurs inférieures à celles de la température de transition en est affectée, d'autre part, il ne faut pas oublier l'influence de la température sur le facteur de jauge des éléments résistifs du capteur. Pour ces raisons, nous pensons que la définition de l'écartement critique de fissure par la méthode des "double-entaille" est plus rigoureuse pour les basses températures.

Remarquons que ces deux méthodes ne nous renseignent pas sur une éventuelle croissance lente de fissure et que nous considérons toujours pour des ruptures se produisant après la charge maximale la valeur de l'écartement critique mesurée à cette même charge. Cependant il est des auteurs qui estiment qu'il faut remplacer cette valeur δ_{ML} par la valeur au début de fissuration (52) fissuration pouvant être mise en évidence par mesure électrique (59) ou émission acoustique.

En essai dynamique, l'utilisation d'un capteur de déplacement n'est guère possible et on a alors recours soit à la technique de double-entaille soit à la mesure indirecte par l'intermédiaire de la flèche que

prend l'éprouvette lors de l'essai.

La flèche Δ et l'écartement de fissure δ sont reliés par la formule indiquée par WELLS (41)

$$\Delta = \frac{0,4 d \delta}{l} \quad \text{[F.3]}$$

où d représente le ligament sans entaille, $2l$ l'écartement et Δ la flèche. On peut obtenir aussi cette relation expérimentalement comme nous l'avons vu dans le paragraphe EVI.

Dans les essais dynamiques (ou pendule CHARPY instrumenté par exemple), on mesure le temps à la rupture fragile et, en supposant que la vitesse v_0 du pendule reste constante durant l'essai, on obtient ainsi la valeur de la flèche au moment de la rupture et par conséquent on en déduit l'écartement de fissure critique. La figure (28) permet de comparer les 2 techniques. On remarque que les valeurs de l'écartement critique de fissure obtenue par mesure du temps

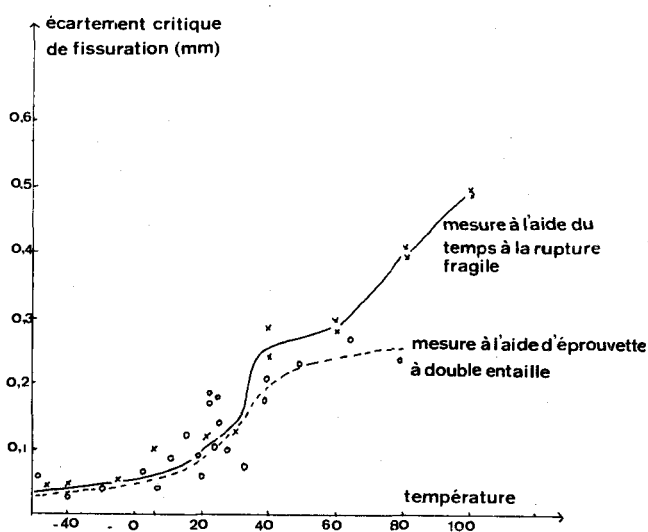


figure 28 Comparaison des mesures d'écartement critique de fissuration obtenues par mesure du temps à la rupture fragile et à l'aide d'éprouvettes à double entaille

à la rupture fragile croissent toujours alors que les valeurs obtenues par double entaille tendent vers une valeur limitée. Cela s'explique par le ralentissement du pendule pour les hautes énergies de rupture, l'abandon dans ce domaine des conditions de validité de la relation (F.3) de WELLS et le fait de se trouver en dehors des limites d'étalonnage que nous avons faites. La supériorité de cette technique des doubles-entailles pour les hautes énergies de rupture se trouve ainsi confirmée. dans le domaine où les valeurs sont concordantes, les tableaux V et VI proposent des exemples de valeurs individuelles pour fixer les idées sur la dispersion de tels essais.

FIII - Mesure de la ténacité des aciers à moyenne résistance sur pendule instrumenté à l'aide du concept d'écartement critique de fissuration

Nous avons vu que la ténacité d'un matériau peut se définir à partir de considération énergétique et qu'IRWIN (16) définit la ténacité par la valeur de l'énergie de surface nécessaire pour faire progresser une fissure ; cette ténacité symbolisée par G_c en état de contrainte plane et G_{1c} en état de déformation plane est liée à la valeur de l'écartement critique de fissuration par la relation $G_c = \sigma_y \delta_c$

Cette formule s'applique particulièrement bien dans le cas de contrainte plane.

Ce critère de propagation brutale d'une fissure est liée au coefficient d'intensité de contrainte critique par les relations

$$G_c E = K_c^2 \quad \{F.4\} \quad \text{en état de contrainte plane}$$

avec E le module d'Young

$$\frac{G_{1c} E}{1-\nu^2} = K_{1c}^2 \quad \{F.5\} \quad \text{en état de déformation plane}$$

Notons, d'autre part, que l'on a l'habitude de nommer les valeurs du facteur d'intensité de contrainte critique obtenu à des vitesses de déformations élevées K_d (en contrainte plane), K_{1d} (en déformation plane).

Un calcul montre que pour les aciers que nous avons utilisés, les conditions de déformation plane ne seraient réalisées que pour des valeurs de l'ouverture critique de fissure inférieure à 0,01 mm pour des éprouvettes de 10 mm d'épaisseur.

Le facteur d'intensité de contrainte critique est donc relié à l'écartement critique de fissure par la relation

$$K_c = \sqrt{\sigma_y \delta E} \quad \{F.6\}$$

E étant le module d'YOUNG.

La mesure de la ténacité revient donc à une mesure de l'écartement critique de fissure et une mesure de limite élastique. Celle-ci peut être calculée directement au cours de l'essai sur l'enregistrement courbe-temps à partir de la mesure de la charge limite P_{Gy} . On considère que cette charge limite est la charge nécessaire pour produire une propagation à travers toute l'épaisseur de l'éprouvette des rotules plastiques qui prennent naissance en fond d'entaille lors de la déformation plastique.

GREEN et HUNDY (11) à partir d'une analyse faisant appel à la théorie des lignes de glissement, ont donné une formule reliant cette charge limite élastique selon la formule :

$$\frac{P Gy}{W T} = 0,242 \sigma_y \quad \{F.7\}$$

avec W l'épaisseur de l'échantillon et T la profondeur sous entaille.

L'équation d'IRWIN, rappelons-la, qui permet le calcul de la force d'extension de fissure G_c a la forme suivante :

$$G = \frac{1}{2} P^2 W \left| \frac{\partial C}{\partial a} \right| \quad \{F.8\}$$

où P est la force appliquée à la longueur de fissure et C est la "compliance" du système défini suivant la relation

$$\Delta = CP \quad \{F.9\}$$

avec Δ la flèche que prend l'éprouvette sous la charge P à l'instant t.

Le calcul de G_c s'effectue à partir des valeurs de la dérivée de $\frac{\partial}{\partial a_i} \left(\frac{\Delta}{P} \right)$, a_i représentant la longueur de la fissure à l'instant t.

On considère un enregistrement de la courbe charge-temps obtenue sur pendule instrumenté (photo n° 4) : si on se limite à des énergies de ruptures inférieures à 3 daj, on peut supposer que la vitesse du pendule ne subit pas de ralentissement et la flèche du système est égale à

$$\Delta = v_0 t \quad \{F.10\}$$

où v_0 est la vitesse de passage du pendule.

Nous savons d'après les travaux de M. GRUMBACH, M. PRUDHOMME et G. SANZ (54) que la chute de charge après, le démarrage de la rupture est proportionnelle à la cristallinité d'ou :

$$\frac{\Delta P}{P} = \frac{a_i}{T} \quad \{F.11\}$$

L'examen des oscillogrammes permet de penser que cette chute de charge est une fonction linéaire du temps en première approximation

$$P_{MAX} - P = P_{MAX} \frac{t}{t_r} \quad \{F.12\}$$

représente le temps à la rupture fragile, P_{MAX} la charge de rupture, avec $0 = t_a \leq t \leq t_r$

Des relations F.8 et F.12, on tire finalement :

$$G \approx \frac{1}{2TW} P_{MAX} v t_r \quad \{F.13\}$$

Cette deuxième formule de la ténacité permet la comparaison entre les deux méthodes dans le domaine étroit de validité de leurs hypothèses respectives

(entre 1 daj et 3 daj). Les résultats sont représentés dans les tableaux V et VI.

L'examen de la figure (29) montre que les valeurs de la ténacité calculées à partir de l'équation d'IRWIN sont supérieures à celles obtenues à partir de l'écartement critique de fissure, ce qui revient à comparer les formules F.I3 et F.I0 . La ténacité est calculée dans le premier cas à partir de la charge de rupture, dans le second cas à partir de la limite d'élasticité.

En effet, on a porté sur cette courbe les valeurs du rapport de la ténacité calculée selon l'équation d'IRWIN G_c sur la ténacité calculée à partir de l'écartement de fissure G'_c en fonction de la ténacité G_c dont les valeurs sont comprises entre 200 et 400 daj/m² (ce qui correspond à des valeurs de Kd comprises entre 67 et 181 MPA m).

Ce rapport, inférieur à l'unité pour des valeurs inférieures à 500 daj/m², tend rapidement vers la valeur 1,2.

Il faut cependant remarquer que les faibles ténacités correspondent à des temps à la rupture fragile les plus faibles, donc les temps pour lesquels l'erreur relative est la plus forte.

La tendance à l'obtention de valeurs légèrement supérieures obtenues à partir de l'équation d'IRWIN dans le cas des fortes ténacités peut s'expliquer par le fait que l'on néglige le ralentissement du pendule par absorption d'énergie lors de la rupture (sa vitesse passe de 5,53 m/s à 5,22 m/s pour une énergie de rupture de 3 kg m), mais aussi par l'approximation sur l'indépendance de la valeur de la compliance en fonction de la charge dans la relation F.9 $\Delta = CP$, relation qui n'est plus valable lorsque l'on dépasse la charge limite. Il faut se rappeler que la formule F.0 ne comprend que le premier terme d'un développement limité et n'est donc pas rigoureuse.

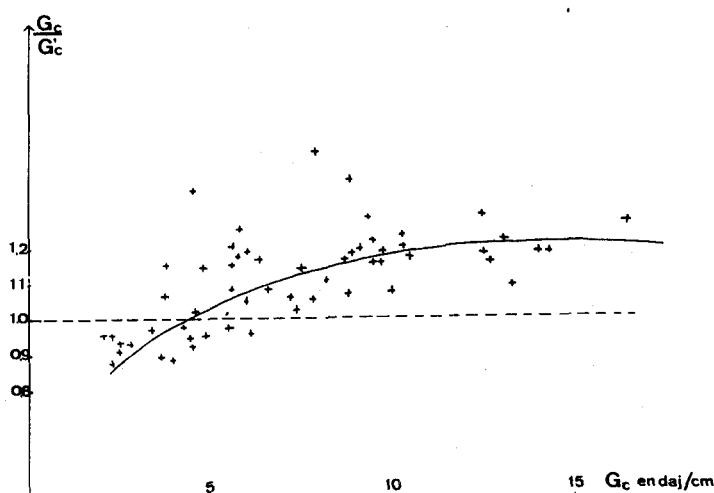


figure 29 rapport ténacité calculée selon l'équation d'IRWIN G_c
ténacité calculée selon l'écartement critique de fissuration
 en fonction de la ténacité calculée G_c .

Repère	T°C d'essai	t rupt. ms.	P _{Gy} kg	P _{Max} kg	c.o.d. mm	σ_y h bar	$G'_c = \sigma_y \delta_y$ 10^{-2} daJ/m ²	Δ_A mm Flèche	G _c	$\frac{G_c}{G'_c}$
C ₁ A	- 10	0,16	1070	1865	0,13	55,27	7,19	0,885	10,31	1,435
C ₁ A	- 30	0,125	1310	1725	0,105	67,67	7,11	0,691	7,45	1,045
C ₁ A	- 60	0,075	1450	2070	0,065	74,90	4,87	0,415	5,37	1,105
C ₁ A	- 10	0,15	1225	1710	0,125	63,27	7,91	0,829	8,86	1,121
C ₁ A	- 20	0,16	1245	1815	0,135	64,31	8,68	0,885	10,04	1,135
C ₁ A	- 30	0,1	1225	1725	0,085	63,27	5,38	0,553	5,96	1,108
C ₁ A	- 40	0,1	1280	1745	0,085	66,12	5,62	0,553	6,03	1,089
C ₁ A	- 50	0,1	1280	1900	0,085	66,12	5,62	0,553	6,57	1,17
C ₁ A	- 47	0,125	1260	1900	0,105	65,08	6,83	0,691	8,20	1,20
C ₁ A	- 27	0,2	1120	1850	0,165	57,86	9,54	1,106	12,79	1,37
C ₁ A	- 1	0,225	1210	1710	0,185	62,50	11,56	1,244	13,29	1,150
C ₁ A	- 20	0,250	1000	1605	0,200	51,65	10,33	1,384	13,88	1,340
C ₁ A	0	0,225	970	1660	0,185	50,10	9,27	1,244	12,91	1,396
C ₁ A	0	0,21	1210	1970	0,170	62,50	10,62	1,161	14,29	1,347

Evaluation à partir de l'équation d'Irwin G_c et à partir de l'écartement critique de fissuration G'_c

Tableau V



Repère	T°C d'essai	t rupt. ms.	P _{Gy} kg	P _{Max} kg	c.o.d. mn	σ_y h bar	$G'_c = \sigma_y \delta$ 10 ⁻² daJ/m ²	ΔA^{mm} Flèche	G _c	$\frac{G_c}{G'_c}$
C ₄ B	- 60	0,03	1100	1175	0,04	56,82	2,27	0,276	2,00	0,895
C ₄ B	- 20	0,09	1100	1795	0,075	56,82	4,26	0,498	5,59	1,205
C ₄ B	60	0,1	1070	1070	0,085	55,27	4,70	0,553	3,70	0,787
C ₄ B	20	0,125	1030	1035	0,125	53,20	6,65	0,691	4,47	0,810
C ₄ B	40	0,11	1070	1450	0,095	55,27	5,25	0,608	5,51	0,953
C ₄ B	60	0,175	1175	1415	0,145	60,69	8,80	0,968	8,56	0,972
C ₄ B	- 30	0,075	1100	1380	0,065	56,82	3,69	0,415	3,30	0,894
C ₆ B	- 30	0,075	1000	1450	0,065	51,65	3,36	0,415	3,76	1,12
C ₆ B	- 20	0,09	1000	1865	0,075	51,65	3,87	0,498	5,81	1,505
C ₆ B	- 5	0,15	1105	1520	0,125	57,08	7,13	0,829	7,87	1,10
C ₆ B	20	0,3	830	1585	0,25	42,87	10,72	1,659	16,43	1,531

Evaluation de la ténacité à partir de l'équation d'Irwin G'_c et à partir de l'écartement critique de fissuration G_c

Tableau VI



FIV - Possibilité de développement de la technique DOUBLE ENTAILLE

La simplicité et le prix peu élevé de cet essai, la possibilité de mesurer des écartements critiques de fissuration à haute ou à très basse température, nous ont conduit à entreprendre en liaison avec l'Institut de Soudure et le Laboratoire S.I.C.N. à VEUREY, une étude pour la mise au point de l'essai de contrôle double entaille en 25 mm d'épaisseur avec fissure de fatigue - corrosion. Cette étude en cours a pour but de promouvoir cet essai en France, notamment pour le contrôle du métal fondu des soudures.

G - INFLUENCE DE QUELQUES PARAMETRES EXPERIMENTAUX SUR L'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION

L'analyse macroscopique de BURDEKIN et STONE ne fait intervenir qu'un solide continu, homogène et isotrope. Le métallurgiste sait bien que les variations des conditions expérimentales et les paramètres structuraux influent fortement sur le comportement des aciers et nous obligent à regarder les aspects microscopiques de la rupture et leur incidence sur l'écartement critique de fissuration.

GI - Influence de la température sur les valeurs de l'écartement critique de fissuration

La figure (26) donne un exemple de courbe de "transition d'écartement critique de fissure" qui n'est pas sans rappeler les courbes de transition de résilience. L'augmentation de cet écartement critique de fissuration est liée, nous le verrons, aux variations des charges de rupture et de limite d'élasticité en fonction de la température. Toutefois, lorsque la température est assez élevée pour permettre une rupture après déformation plastique généralisée, il convient de ne considérer que l'écartement de fissure à charge maximale δ_{ML} .

La figure (30) montre les variations caractéristiques de la charge de rupture P_F et de charge à la limite d'élasticité généralisée P_{Gy} en fonction de la température. On a porté, en outre, sur ce diagramme l'écartement critique de fissure et le rapport de la charge de rupture à la charge à la limite d'élasticité généralisée ainsi que les charges pour lesquelles interviennent le glissement ou le maclage dans le premier grain en fond de fissure.

On distingue généralement 3 régions sur cette figure dont nous allons exposer les caractéristiques :

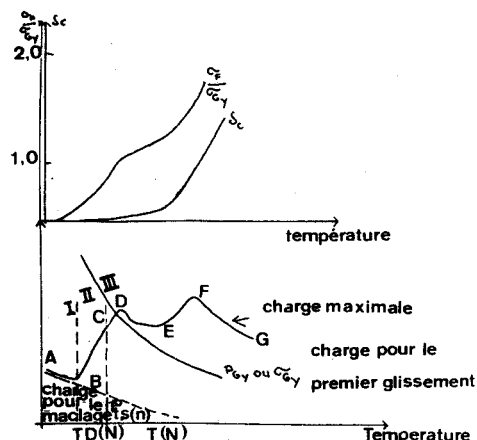


figure 30 influence schematique de la température sur la limite élastique généralisée, la contrainte de rupture σ_F et l'écartement critique de fissuration
 $T_d(n)$ température de transition de fragilité macroscopique
 T_y température de transition de ductilité

REGION I : La rupture est due à une petite déformation plastique initiale

Aux températures inférieures à la température de transition de fragilité T_D (c'est-à-dire la température pour laquelle la contrainte de rupture σ_F est égale à la limite d'élasticité σ_y pour un matériau sans défauts), la limite d'élasticité σ_y est plus grande que la valeur obtenue par extrapolation de la charge de rupture observée dans le premier grain est égale à σ_y et décroît quand la température croît pour $T < T_D$. La germination d'une microfissure dans un grain ne peut se faire qu'après déformation plastique, la rupture intervient quand des bandes de glissement ou les macles se développent dans le premier grain contigu en fond d'entaille.

La déformation s'étendant à un autre grain, elle provoque un empilement de dislocations qui nucléent une nouvelle microfissure. Dans cette région, la valeur et les variations de l'écartement critique de fissuration sont pratiquement nulles.

REGION II : Zone de température où la rupture se fait avec une déformation plastique confinée

La contrainte à la limite élastique décroît quand la température augmente pendant ce temps la charge de rupture de la micro éprouvette qui gouverne la rupture de l'ensemble σ_F^0 est pratiquement indépendante de la température. La longueur utilise de cette micro-éprouvette peut être par exemple le diamètre à fond d'entaille et la largeur une distance critique (Figure 34).

Aux températures au-dessus de celles correspondant au point B σ_y est inférieur à σ_F^0 et par conséquent le maclage ou le glissement ne peuvent plus initier la rupture par clivage dans le grain le plus proche de l'entaille.

En conséquence, seule une augmentation de la contrainte dans la zone plastifiée est nécessaire pour faire passer celle-ci de la valeur σ_y à σ_F^0 .

Ce résultat est obtenu par la triaxialité des contraintes et le clivage est initié à l'interface élastoplastique où la contrainte principale suivant l'axe y σ_{yy} prend sa valeur maximale σ_{yy}^{\max} et égale à :

$$\sigma_{yy}^{\max} = K_{\sigma(P)} \sigma_y = \sigma_F \quad \{G.1\}$$

avec $K_{\sigma(P)}$ un facteur de concentration de déformation plastique.

Nous avons vu que dans le paragraphe C que :

$$\sigma_{yy}^{\max} = \left| L + L_n \left| \frac{1+R}{\rho} \right| \right| \sigma_y \quad \{G.2\}$$

R est la taille de zone plastique et ρ le rayon de fond d'entaille.

Dans l'analyse de WELLS, cette zone plastique avait pour valeur :

$$R_y = \frac{\delta E}{2\pi\sigma_y}$$

$$\sigma_{yy}^{\max} = \left| 1 + \ln \left| 1 + \frac{\frac{\delta E}{2\pi\sigma_y}}{\rho} \right| \right| \delta_y \quad \{G.3\}$$

et δ , une fonction de $\left| \frac{\sigma_F^0}{\sigma_y} \right|$, augmente lentement entre les points B et C.

REGION III : Zone de température où la rupture est due aux contraintes plastiques et à l'écroutissage

Quand la température atteint la température de fragilité macroscopique, le rapport de la charge de rupture macroscopique et de la limite d'élasticité généralisée sont dans le rapport $\frac{1}{\beta}$ (voir formule B.I).

A partir de cette température (point C), le clivage ne pourra se nucléer et s'étendre qu'avec un certain taux d'écroutissage. Au-delà du point C, la charge de rupture augmente rapidement jusqu'au point D au $\sigma_F = \sigma_{Gy}$. La température correspondant à ce point D est la température de transition de fragilité macroscopique $T_{(D)}(N)$.

Entre les points D et D, σ_{Gy} décroît et δ croît.

En E, à la température de transition de ductilité $T_{(N)}$ σ_F et σ_c croissent rapidement.

Au-delà du point F, la charge de rupture est plus élevée que la charge ultime. Il faut alors ne considérer que les valeurs de l'écartement critique de fissuration à la charge maximale et cela aboutit sur les courbes obtenues pour des limites d'élasticité un peu élevées à l'existence d'un plateau supérieur.

On préfère généralement pour définir la température de transition d'écartement critique de fissure prendre celle correspondant au passage en condition de contraintes planes. A ce moment, la zone plastique envahit totalement l'épaisseur T de l'éprouvette $\frac{R}{T} > 1$.

$$\text{Ce qui conduit à des valeurs de } \delta_c = 2\pi \frac{\sigma_y}{E} T \quad \{G.4\}$$

Nous relevons sur la figure (26) pour une acier de type XC 38 possédant une limite élastique de 36 h bar, un δ_c de transition de 0,22 mm.

GII - Influence de la vitesse de déformation

Les aciers doux non alliés sont connus pour avoir une résistance à la rupture qui est fortement influencée par la vitesse de déformation, celle-ci affecte donc aussi la ténacité : en effet, en comparant les valeurs d'écartement

critique de fissure obtenues par essai dynamique et en flexion lente pour diverses températures, nous avons constaté que ces valeurs sont plus élevées en flexion lente pour être presque doublées dans la région des basses températures d'essai (figure 31).

Cette comparaison se trouve compliquée pour les essais à haute température : la présence d'un "onglet fibreux" en fond d'entaille peut augmenter considérablement les valeurs de l'écartement critique de fissuration sans pour autant avoir une valeur de δ_c utilisable dans un calcul de ténacité puisque la rupture a lieu au-delà de la déformation plastique généralisée ; aussi limiterons-nous cette comparaison dans la région des températures d'essai les plus basses.

Ainsi, par exemple, dans un acier type XC 38 à grain fin, nous avons constaté un rapport d'écartement de

fissure $\frac{\delta_{\text{flexion lente}}}{\delta_{\text{flexion dynamique}}} = 2$ et un rapport de limites élastiques $\frac{\sigma_{\text{flexion lente}}}{\sigma_{\text{flexion dynamique}}} = 1,75$ à $1,85$ ce qui conduit, en considérant l'équation

$G_c = \sigma_y \delta_c$ à trouver une ténacité plus élevée en déformation lente. Ce résultat rejoint ceux de KRAFT (55) qui indique une diminution du facteur d'intensité critique de contrainte en fonction de la vitesse de déformation. Notons, par ailleurs, le déplacement de la température de transition d'écartement critique de fissure vers des températures d'essai plus élevées lorsque la vitesse de déformation croît.

α) Remarques sur l'influence de "l'onglet fibreux" apparaissant aux températures d'essai élevées

La présence d'un "onglet fibreux" sur la surface de la cassure à la base de l'entaille nécessite de prendre certaines précautions dans les essais d'écartement critique de fissuration. Il est présent dans les aciers à basse résistance, et en changeant la géométrie et la profondeur d'entaille, il conduit à des valeurs plus élevées de δ_c . Cette influence est mise en évidence sur la figure (32) où sont portées les valeurs de l'écartement critique en fonction de la profondeur de cet onglet fibreux. L'apparition de

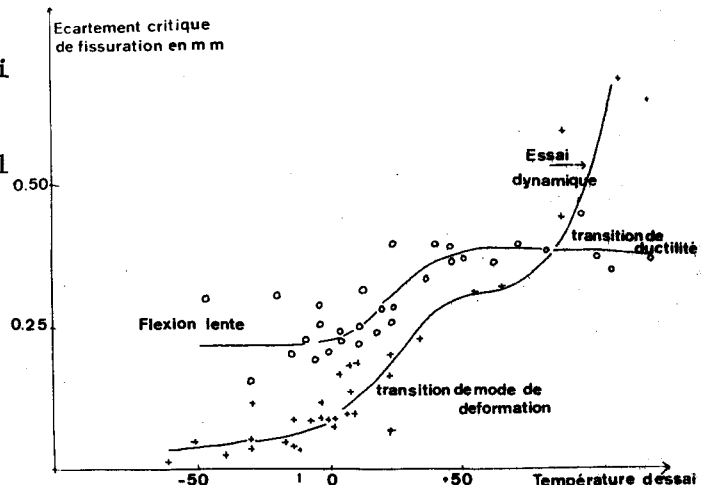


Fig.31: Influence de la vitesse de déformation sur les courbes d'écartement critique de fissuration en fonction de la température

celui-ci se marque sur les courbes par une cassure (correspondant à la transition de ductilité) (Figure 31) qu'il ne faut pas confondre avec la transition de régime de déformation qui intervient à plus basse température. Cependant, dans les essais on définit toujours la valeur de l'écartement critique comme la valeur à laquelle une fissure part, que ce soit de manière stable ou instable. Cela conduit pour les échantillons suffisamment ductiles à considérer la valeur de δ_c à la charge maximale.

β) Méthode de mesure d'un écartement critique de fissuration en dynamique

En essai dynamique, la technique de l'extensomètre à lames n'est plus applicable, les techniques de mesures utilisent :

- soit les éprouvettes à double entaille dont nous avons parlé récemment. La valeur de δ_c est obtenue par mesure directe de l'ouverture de l'entaille non rompue.

- soit, les relations avec le temps à la rupture fragile (voir FIII)

γ) Influence de la vitesse de déformation

L'influence de la vitesse de déformation a été vue d'une manière plus étendue par KANAZAWA et ses co-auteurs (45).

La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_N$ est calculée en un point de la frontière élasto-plastique par la formule donnée par SHOEMAKER (56).

- σ_y contrainte à la limite élastique
- t temps total de l'essai
- E module d'Young

$$\dot{\epsilon}_N = \frac{2\sqrt{3} \sigma_y}{t E} \quad \{G.5\}$$

Cette formule diffère de celle d'IRWIN (57) d'un facteur $\sqrt{3}$.

δ) Utilisation du "paramètre vitesse de déformation"

KANAZAWA et ses co-auteurs ont montré plutôt l'influence du "paramètre de vitesse de déformation" sur l'écartement critique de fissuration.

Ils définissent ce paramètre dans l'analyse suivante :

En utilisant l'approximation de NEUBER (18) qui donne la relation entre les facteurs de concentration de contrainte plastique K_{σ_p} et de concentration de déformation plastique K_{ϵ_p} avec le facteur de concentration de contrainte élastique K_{σ}

$$K_{\sigma}^2 = K_{\sigma_p} \times K_{\epsilon_p} \quad \{G.6\}$$

Si l'on considère que le matériau suit une loi de déformation plastique de la forme $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^N$ on obtient :

$$K \varepsilon_p = K \sigma \left(\frac{2}{1+n} \right) \quad \{G.7\}$$

Si σ_N et ε_N représentent la contrainte et la déformation nominale, la contrainte à une petite distance de l'entaille vaut :

$$\sigma = \frac{K}{\sqrt{2\pi a}} \quad \{G.8\}$$

K est le facteur d'intensité de contrainte défini au paragraphe CII sans précisions du mode de déformation.

Comme $K \sigma = \frac{\sigma}{\sigma_N}$ et $\varepsilon = \varepsilon_N K \varepsilon_p$

$$\text{on obtient } \varepsilon = \varepsilon_N \left| \frac{K \sigma}{\sigma_N \sqrt{2\pi a}} \right|^{2/N+1} \quad \{G.9\}$$

ε est la déformation à la distance r de l'entaille.

La vitesse de déformation à la distance r de

La vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ est définie par

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_N \left| \frac{K}{\sigma_N \sqrt{2\pi a}} \right|^{2/p+1} \quad \{G.10\}$$

On définit le "paramètre de vitesse de déformation"

$$e' = A \dot{\varepsilon} \quad \text{avec } A = E(2\pi r)^{2/n+1} \quad \{G.11\}$$

$$\text{d'où } \log e' = \log \dot{\sigma}_N + \frac{2}{n+1} \log \left(\frac{K}{\sigma_N} \right) \quad \{G.12\}$$

avec $\dot{\sigma}_N$ = vitesse de mise en charge et E : module d'Young.

Ces auteurs ont trouvé une relation linéaire entre l'écartement critique de fissuration et le logarithme de ce paramètre de vitesse de déformation (Figure 33)

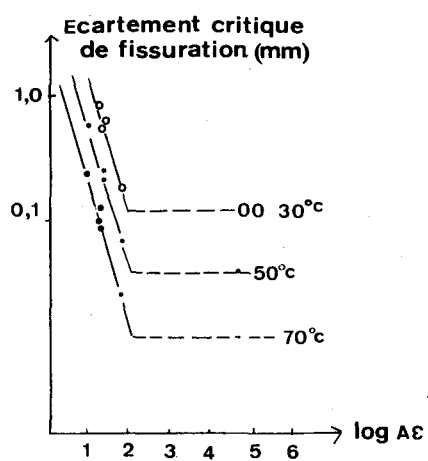


figure 33 Paramètre de vitesse de déformation
influence de la vitesse de déformation sur l'écartement
critique de fissuration d'après kanazawa



GIII - Influence de la taille de grain sur les courbes d'écartement critique de fissuration en fonction de la température d'essai

Nous avons vu précédemment que la température qui est un facteur expérimental influe sur la contrainte de rupture, les facteurs métallurgiques et en particulier la taille de grain exercent aussi leur influence sur cette caractéristique.

PETCH (58) a établi que, pour des éprouvettes non entaillées, la contrainte de rupture est donnée par une relation de la forme :

$$\sigma_R = \sigma_y + K'd^{-1/2} \quad \{ G.I3 \}$$

K' est un coefficient et d la taille de grain. Il semble toutefois que le coefficient K' ne soit pas absolument indépendant de la taille de grain et augmente assez brutalement d'un facteur deux lorsque le diamètre du grain décroît et tombe à une taille suffisamment faible. Ce résultat laisse prévoir un déplacement des courbes vers les températures les plus élevées car l'augmentation de la taille de grain a le même effet qu'une augmentation de la température.

C'est ce que nous avons constaté expérimentalement sur un acier XC 38 que nous avons traité par recuit ou surchauffe en vue de réaliser 3 tailles de grains différentes (39)

Repère	Température de recuit	Durée	Taille de grain (µm) AFNOR	Température de transition à $\delta_c = 2\pi\epsilon T_y$	Transition de résilience à 50% de cristallinité
C _I A	850°C	1/2 h	9 - 10	- 75°C	+ 30
C ₆ B	1100°C	1 h	7 - 8	- 30°C	+ 60
C ₄ B	115°C	1 h	4	- 15°C	+ 120

le déplacement se produit dans le même sens que la température de transition de résilience (définie ici à 50 % de cristallinité) avec cependant une amplitude moindre. Il faut remarquer toutefois qu'une taille de grain plus importante accroît la dispersion des mesures, ce qui peut très bien s'expliquer par la théorie probabiliste de la rupture qui tient compte de l'orientation du premier grain sous l'entaille.

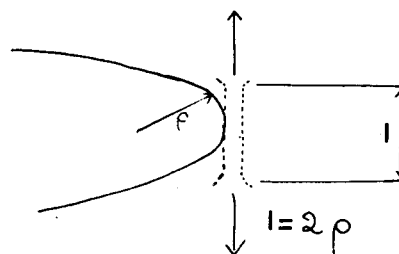
GIV - Influence de la triaxialité des contraintes

Le type d'éprouvettes utilisé pour les mesures d'écartement critique de fissure joue un rôle important et des recommandations ont été proposées par le groupe CODA (47). Cependant dans la mesure du possible, les mesures doivent être faites sur l'épaisseur du produit, l'éprouvette devant posséder une entaille aigue, il importe donc de connaître les influences de ces

deux paramètres épaisseur et acuité d'entaille.

Ces influences peuvent être déduites théoriquement à partir de la théorie de la micro-éprouvette de traction hypothétique située en fond de fissure. En effet, si le processus de rupture est induit par plasticité, le critère de rupture peut être établi en fonction de la déformation plastique de la petite région en fond de fissure, la rupture se propageant ensuite de proche en proche.

En déformation plane, cette déformation plastique est confinée dans une étroite bande dont la largeur est de l'ordre de 2 fois le rayon de fond d'entaille ρ et la longueur de l'ordre de la taille du grain.



MODELE DE LA MICRO-ÉPROUVETTE DE TRACTION

FIGURE 34

(Figure 34) (60). Toutefois, dans les aciers "sales", la longueur de cette micro-éprouvette est limitée par la distance inter-inclusionnaire. Si $\epsilon_{(c)}$ est la déformation plastique dans cette micro-éprouvette, le déplacement des lèvres de la fissure est égal à

$$\delta = 2 \rho \epsilon_{(c)} \quad \{G.I4\} \quad \text{ou} \quad \delta = d \epsilon_{(c)}$$

On s'explique ainsi l'influence des inclusions sur l'écartement critique de fissuration.

Il faut rappeler que WILSHAW (40) a établi des relations entre cette déformation $\epsilon_{(c)}$ et l'angle de flexion du type

$$\epsilon_{(c)} \approx H \theta_f \quad \{G.I5\}$$

avec θ_f l'angle de flexion, H une constante.

La combinaison des équations (G.I4) et (G.I5) explique donc les relations linéaires que nous avons obtenues entre l'écartement critique de fissuration et l'angle de flexion (ϕ_{EV}).

On peut donc prévoir que l'écartement critique de fissuration dévroit quand ρ décroît. Ceci avait d'ailleurs été constaté par de nombreux auteurs en comparant entailles mécaniques et fissures de fatigue. Nous avons vérifié, par la méthode des moirés, que cette déformation en fond d'entaille $\epsilon_{(c)}$ varie en fonction de l'acuité, pour cela nous avons comparé des éprouvettes possédant les entailles suivantes : fissure de fatigue, de fatigue corrosion,

entaille mécanique fine et entaille en V et en U. Nous avons relevé les courbes de déplacement des points d'une ligne perpendiculaire au plan de symétrie de la fissure et passant par le sommet de celle-ci pour une même charge (3 750 kg). La théorie des moirés veut que la pente de cette droite à l'aplomb du fond de fissure donne la déformation en ce point. La précision dépend du pas du réseau (0,04 mm), le déplacement en fond de fissure est égal à l'ordre de frange que multiplie la longueur de ce pas du réseau (44)(figure 35).

Cependant il est difficile d'observer une acuité effective de rayon ρ_{eff} telle que l'écartement de fissuration soit indépendant de l'acuité pour $\rho < \rho_{eff}$ comme on l'observe pour le coefficient d'intensité critique de contrainte. La raison de l'existence de cette acuité effective pour les mesures de K_{Ic} réside dans le fait que la déformation plastique requiert un minimum de volume pour initier le clivage (de l'ordre de la taille de grain). Il est de règle de prendre un rayon d'entaille inférieur à la quantité mesurée $\rho < 2\pi\epsilon_y$ ce qui justifie pour de nombreux aciers l'emploi d'entaille mécanique fine 0,20 mm. Ces considérations ont été examinées particulièrement dans le paragraphe FI lors du choix du type d'éprouvette à double entaille.

L'épaisseur influe beaucoup sur le régime de déformation. Sous faible épaisseur, le régime de contrainte plane s'établit plus rapidement et GOODIER et FIELD (61) ont donné une expression de l'écartement critique de fissure :

$$\delta = \frac{2\sigma a}{\pi E} \text{Log sec } \frac{\pi\Gamma}{2\sigma y} \quad \{G.I6\}$$

L'écartement critique de fissure augmente avec l'épaisseur ce que nous avons vérifié en comparant des mesures faites sur barreau de section 10 x 10 mm et 25 x 25 mm figure (36) avec comme valeur de profondeur à entaille $a = \frac{W}{3}$

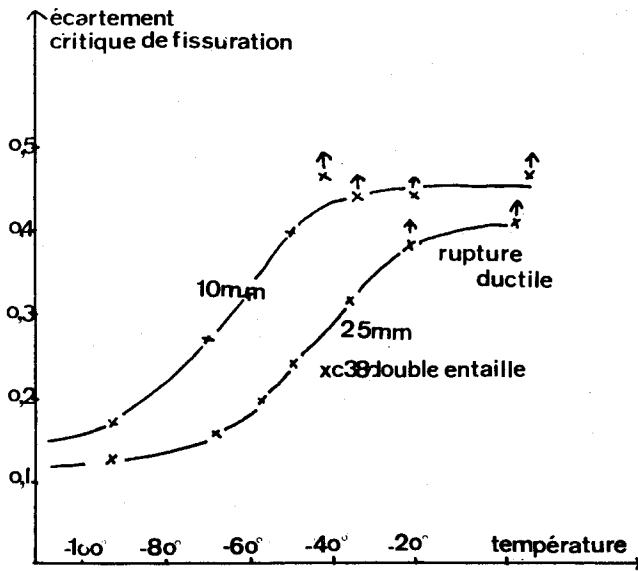
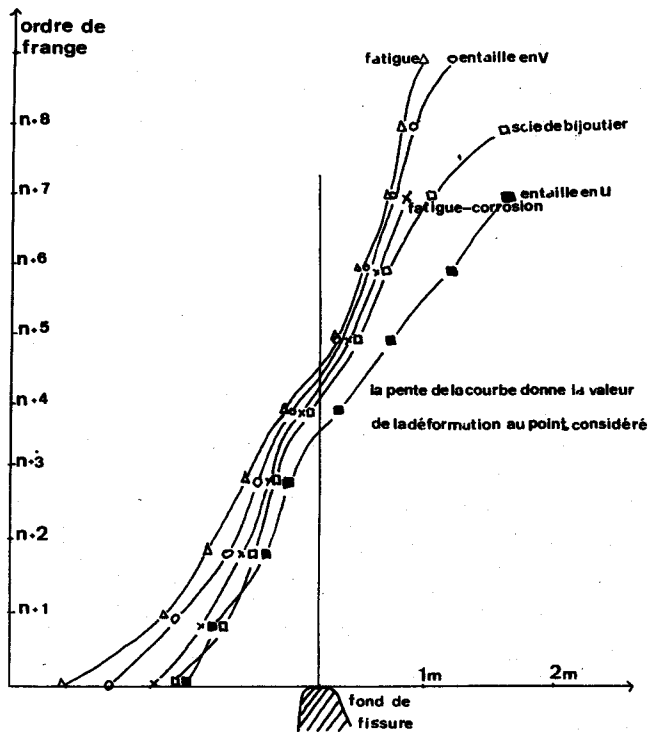


figure36 Influence de l'épaisseur sur les courbes d'écartement critique de fissuration-température



influence de l'acuité d'entaille figure35



GV - Influence de la limite d'élasticité

Dans le but d'étudier l'influence de la limite d'élasticité, nous avons tracé les courbes d'écartement critique de fissuration en fonction de la température pour huit nuances d'aciers à basse et moyenne résistance du type AFNOR. Les courbes ont été tracées à l'aide d'éprouvettes à double entaille. Le type d'acier, leur limite élastique et leur température de transition au niveau $\delta_c = 2\pi\epsilon_y T$ sont résumés dans le tableau suivant (VIII).

Acier	C 28 d	XC 32	XC 38	XC 48	XC 55	55 S7	XC 80	42 CD4
Limite d'élasticité	29,2	31,4	33,3	39,1	43,1	55,0	48,4	78,5
Température de transition	- 45°C	- 40°C	0°C	40°C	120°C	non définie		150°C

Tableau VIII : Influence de la limite d'élasticité sur la température de transition d'écartement critique de fissuration.

L'ensemble des courbes est porté sur la figure (37). On y remarque que l'accroissement de limite d'élasticité provoque :

- un accroissement de la température de transition
- une diminution de la valeur de l'écartement critique de fissuration à la limite d'élasticité généralisée (plateau supérieur des courbes).

D'autre part, pour des nuances les plus "dures" XC 80 et 55 S7, la plastification n'atteint jamais sous ces épaisseurs le bord opposé de l'éprouvette et on ne peut donc définir une température de transition de passage au régime de contrainte plane. Le cas de l'acier 42 CD4 est particulier, sa structure ferrito-bainitique lui confère malgré l'élévation de la limite d'élasticité une ténacité suffisante pour que l'on puisse définir cette température de transition.

On remarque d'autre part une augmentation de la dispersion des essais liée à la diminution de cette limite d'élasticité ; simultanément la taille de zone plastique augmente. Pour conserver au rapport taille de zone plastique sur taille de grain une valeur acceptable, il convient alors d'augmenter l'acuité si on a, par exemple, utilisé des entailles mécaniques fines, l'utilisation de fissure de fatigue conduira à des résultats moins dispersés.

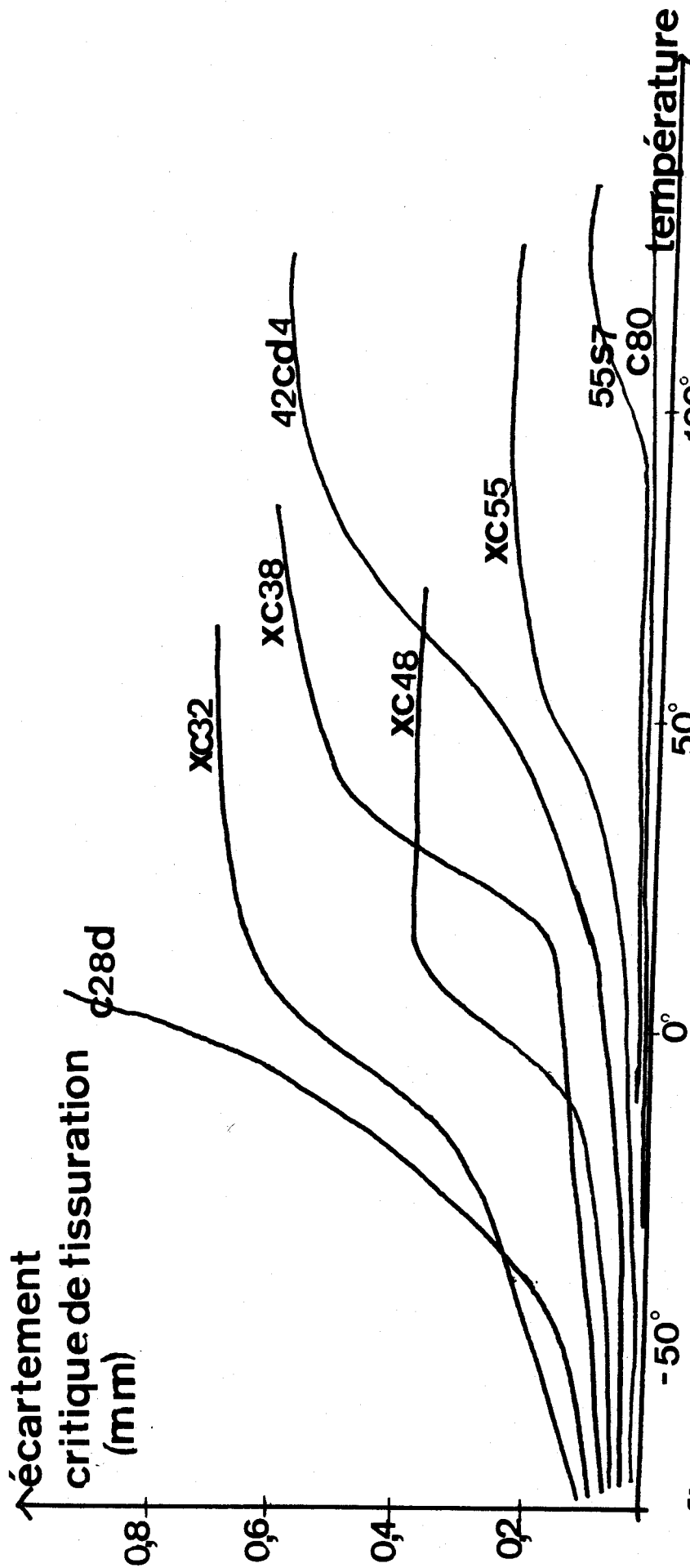


figure 37 influence de la limite d'élasticité sur les courbes d'écartement critique de fissuration - température



H - UTILISATION DU CONCEPT D'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURE A LA PREVISION DE LA TAILLE DE DEFAUT CRITIQUE

La sélection d'un matériau en vue de la réalisation d'une construction soumise à des sollicitations complexes, (par exemple un réservoir sous pression) impose aux bureaux d'études de se conformer à l'Article 4 de l'Arrêté Ministériel du 23 juillet 1943 :

"L'ouvrage ne doit pas être fragile dans les conditions de service, ni dans les conditions de l'épreuve hydraulique".

Rappelons que le déclenchement d'une rupture fragile nécessite l'existence des 3 conditions suivantes (paragraphe C) :

- la température de service est inférieure à une "température de transition" ; nous avons défini cette notion de température de transition précédemment.

- le niveau de contrainte est suffisamment élevé dans la région considérée de l'ouvrage.

- on se trouve en présence d'un défaut dont l'acuité permet d'initier une rupture fragile.

Rappelons que ces 3 conditions présentes simultanément risquent de produire une rupture fragile ; on est à l'abri de ce risque si l'une d'entre-elles n'est pas remplie, c'est-à-dire si la température est assez élevée, s'il n'existe aucune contrainte ou si l'on constate l'absence d'entaille.

Il est donc important de se soucier de l'existence de défauts ou d'effets d'entailles (dûs aux variations à l'angle vif, de la forme et de l'épaisseur de la paroi à l'existence de raidisseurs, d'attaches, de supports).

Les défauts peuvent aussi provenir des soudures ou des variations locales des propriétés mécaniques.

Une construction, et surtout une construction soudée est difficilement réalisable sans défauts aussi les codes de constructions tolèrent-ils de très petits défauts. Du fait de leur existence inéluctable, 3 questions se posent à leurs propos :

1°) - Quelle est la dimension critique du défaut (c'est-à-dire, quelle est sa taille requise pour provoquer la rupture au niveau de contrainte en service) ?

2°) - Quelle est la taille maximale du défaut qui existe dans la construction avant sa mise en service ?

3°) - Comment ce défaut initial va-t-il croître jusqu'à sa taille critique et causer la rupture durant la vie en service de cette construction.

Les réponses à ces questions dépendent de la résistance à la rupture, fragile du matériau, mais aussi des facteurs de sécurité adoptés, des essais sous pression, et également des examens non destructifs.

Des récentes études (62) ont montré l'utilisation de la mécanique linéaire des ruptures dans la prédiction de la taille de défaut critique et l'estimation de la durée de vie de ces constructions. Il faut rappeler les résultats du paragraphe C :

- cette mécanique linéaire des ruptures définit un facteur d'intensité critique de contrainte K_{1c} à la pointe d'un défaut en fonction de la contrainte appliquée et de la dimension de ce défaut par la formule :

$$K_{1c} = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{H.1})$$

α étant un coefficient qui dépend de la géométrie de l'éprouvette et de la longueur de fissure.

- le critère de rupture est alors un critère de contrainte et on pense que la rupture se produit lorsque le facteur d'intensité de contrainte atteint une valeur critique K_{1c} . Cette valeur K_{1c} est une caractéristique de la résistance d'un matériau à la propagation brutale d'une fissure par ouverture des lèvres de celle-ci dans un champ de déformation plane (et seulement lorsque cette condition est remplie).

- il existe une relation entre la longueur de fissure critique a_c et le facteur d'intensité critique de contrainte K_{1c} , relation donnée par la formule :

$$a_c = K_{1c} \frac{2 |I^2 - 0,212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right)^2|}{1,21 \pi \sigma^2} \quad (\text{H.2})$$

avec I intégrale elliptique :

$$I = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \sqrt{1 - \frac{c^2 - a^2}{c^2} \sin^2 \theta} d\theta$$

La fissure étant assimilée à une ellipse très aplatie de grand axe $2c$ et de petit axe $2a$.

Cette théorie de la mécanique des ruptures a donné quelques bons résultats notamment sur des aciers à haute limite d'élasticité et des vérifications de la prévision de la taille de défaut critique ont été faites notamment par TIFANY et MASTERS.

Les conditions d'application de la mécanique linéaire des ruptures doivent satisfaire aux exigences d'un régime de déformation plane et d'une

zone plastifiée en fond de fissure petite, il est difficile de réaliser ces conditions avec des aciers à moyenne résistance sans utiliser de très grosses éprouvettes : on doit alors faire appel à la théorie de l'écartement critique de fissuration.

Les calculs de BURDEKIN et STONE (3) montrent que l'écartement de fissure δ (au fond de la fissure réelle) donné par le déplacement en $x = \pm a$ est égal à (voir paragraphe D)

$$\delta = \frac{8\sigma}{\pi E} \frac{ya}{y} \log_e \sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right) \quad (H.3)$$

De même la déformation globale mesurée sur une longueur de jauge $2Y$ est égale à :

$$e_g = \frac{2E}{\sigma_y} 2b \coth^{-1} \left(\frac{1}{b} \sqrt{\frac{K^2 + b^2}{1 - k^2}} + 1 - \nu \cot^{-1} \sqrt{\frac{K^2 + b^2}{1 - k^2}} - \nu \cos^{-1} K \right) \quad (H.4)$$

avec $b = a/Y$ et $K = \frac{a}{a_1} \cos \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)$ (H.4 bis)

On peut d'autre part relier l'écartement critique de fissuration à l'énergie de fissuration par unité de surface G , qui est égale en mécanique linéaire des ruptures lorsque la zone plastique est petite (paragraphe C et D) :

$$G_c = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (H.5)$$

En effet, l'équation (H.3) peut se mettre sous la forme d'un développement limité :

$$\delta = \frac{8\sigma_y a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^6 + \dots \right]$$

en ne considérant que le premier terme

$$\delta = \frac{\pi\sigma^2 a}{E\sigma_y} \quad (H.6)$$

En comparant les équations (H.5) et (H.6) on obtient la relation

$$G_c = \sigma_y \delta \quad (H.7) \quad \text{quand} \quad \sigma/\sigma_y < 1$$

Notons qu'il est commode d'utiliser un écartement critique de fissuration non dimensionnel uniquement fonction du rapport $\frac{\sigma}{\sigma_y}$

$$\phi = \frac{\delta}{2\epsilon ya} = \frac{4}{\pi^2} \log_e \sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (H.8)$$

Avec ϵ_y la déformation à la limite élastique $\epsilon_y = \frac{\sigma_y}{E}$

- On voit donc qu'il est théoriquement possible à partir de mesures expérimentales d'écartement critique non dimensionnel d'obtenir une valeur de la taille de défaut critique pour un niveau de contrainte déterminé.

HI - Etude expérimentales de la relation entre l'écartement critique de fissuration et la déformation globale autour d'un défaut

Déformation globale et écartement de fissure sont liés entre eux par l'intermédiaire du rapport de la contrainte appliquée à la contrainte à la limite d'élasticité et l'utilisation de telle courbe est intéressante de point de vue de la sécurité dans la conception des constructions. Cependant, les considérations de BURDEKIN et STONE omettent l'influence de l'écroutissage, de la triaxialité des contraintes et des dimensions finies de l'éprouvette ; aussi avons-nous pensé faire la comparaison entre cette analyse théorique et une simulation expérimentale sur plaques de dimensions très supérieures aux éprouvettes habituellement utilisées en laboratoire.

- Matériau utilisé

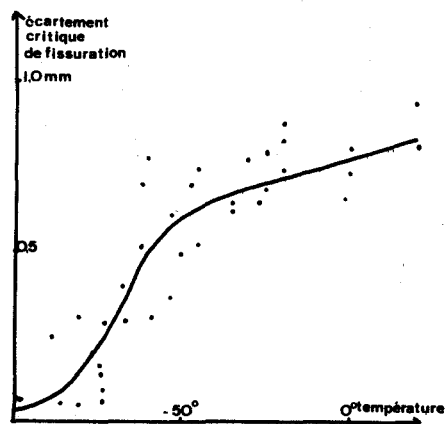
Nous avons utilisé un acier de construction non allié que nous avons reçu sous forme de tôles laminées d'épaisseur 8 mm. Cet acier était du type A 42.

Le tableau suivant nous indique sa composition chimique :

Elément	C	Mn	Si	S	P
Teneur en %	0,16	1,46	0,28	0,02	0,020

Nous avons relevé les propriétés mécaniques suivantes :

- contrainte à la limite d'élasticité : 29,6 hbar
- contrainte de rupture : 42,6 h bar
- allongement pour cent : 32,2
- énergie de rupture sur éprouvette en long prise dans l'épaisseur du produit (8 x 10 x 55 mm) avec entaille



COURBE D'ECARTEMENT CRITIQUE DE FISSURATION EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DESSAI ACIER TYPE A42
FIGURE 38

en V de 2 mm à 20°C

La courbe de la figure (38) indique les variations de l'écartement critique de fissuration en fonction de la température. Cet écartement critique de fissuration a été mesuré à l'aide de petites éprouvettes prélevées dans la pleine épaisseur de la tôle.

- Géométrie des éprouvettes

Nous avons utilisé pour nos essais 5 séries de plaques aux dimensions suivantes : 300 x 300 mm ; 400 x 400 mm ; 500 x 500 mm ; 600 x 600 mm et 800 x 800 mm.

Dans le centre de ces plaques et perpendiculairement à la direction de sollicitation, nous avons pratiqué des défauts artificiels dont la géométrie est donnée par la figure (39). Les plaques furent sollicitées en traction à l'aide d'une machine de capacité de 60 tonnes.

Pour mesurer l'écartement des lèvres du défaut, nous avons utilisé un capteur à lames flexibles, maintenu sur la plaque à l'aide de deux petites cales vissées à une distance de 20 mm des lèvres du défaut (photo n° 9).

On enregistre la déformation du capteur et un étalonnage à l'aide d'un comparateur au 1/100 permet de déduire l'écartement des bords de ce capteur (figure 40).

La mesure de l'écartement du défaut se fait à 20 mm de fond de celui-ci (photo n° 10) car on a cherché à éviter les perturbations dans la zone plastifiée située en avant de ce défaut, perturbations apportées par les trous de fixation des cales du capteur. remarquons que le déplacement de ce défaut est dans cette position différent de celui de l'extrémité et il faut étalonner ou calculer la valeur de l'écartement de fissuration en fonction du déplacement V des lèvres du capteur).

Pour cela on suppose qu'il existe un centre de rotation fictif dans le ligament de largeur $w-a$ ($2W$ étant la longueur de la plaque et $2a$ étant la longueur du défaut) qui existe sous le défaut. On admet que ce centre de rotation est situé à une distance $\frac{W-a}{n'}$; n' étant une constante appelée "facteur de rotation".

En considérant la figure géométrique (15) on avait obtenu (paragraphe EII) la relation qui lie l'écartement de fissure au déplacement des lèvres du capteur

$$\delta = \frac{V}{1 + \frac{n'^2 a}{b(W-a)}} \quad (H.9)$$

La valeur de la constante n' est donnée par des auteurs (33) comme étant égale à 3, valeur que nous retiendrons à la suite des considérations du paragraphe EII.

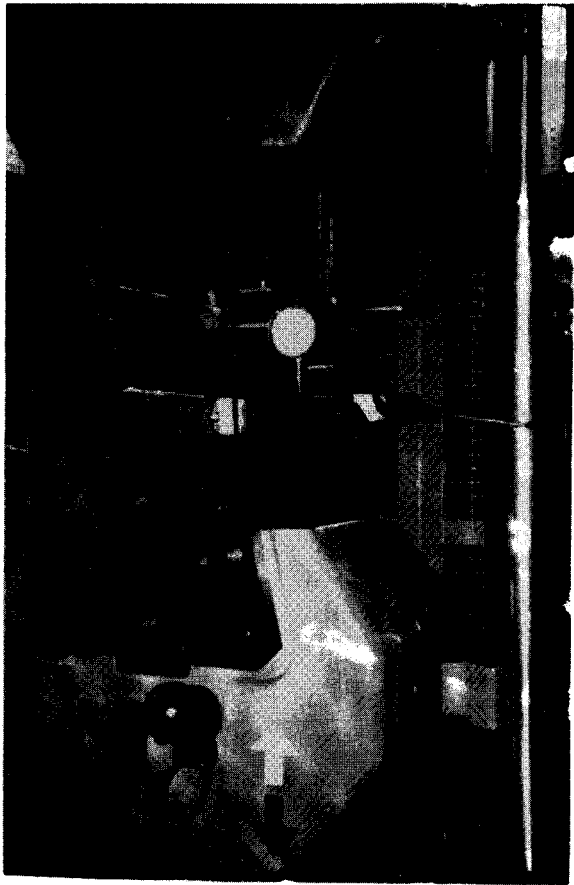
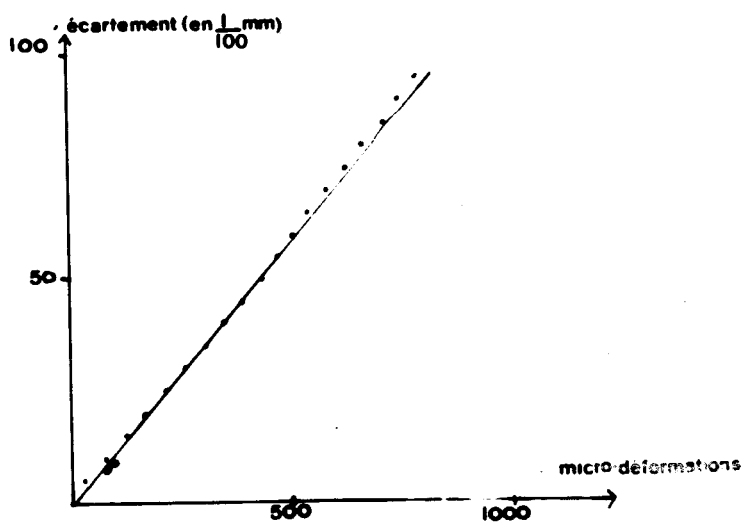


Photo n° 9



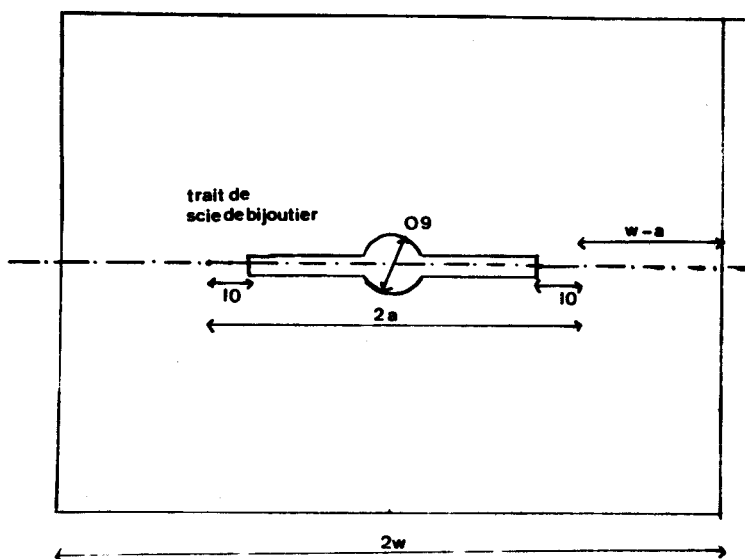
Photo n° 10

BUS
LILLE



COURBE D'ETALONNAGE DU CAPTEUR

FIGURE 40

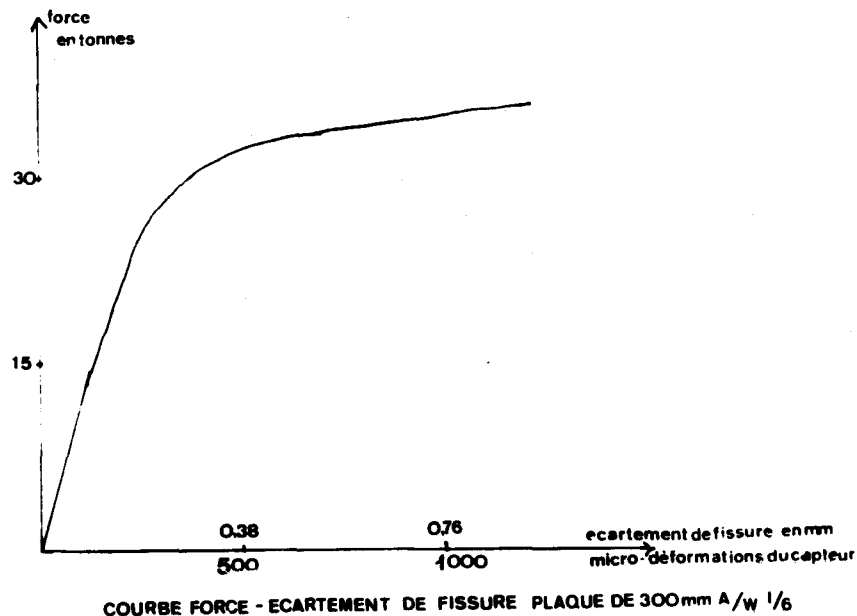


DESSIN DES EPROUVETTES

FIGURE 39



Le tableau VIII rassemble les caractéristiques géométriques des éprouvettes utilisées et la valeur du coefficient de passage Q et Q' permettant d'obtenir les valeurs de l'écartement de fissuration δ en fonction de l'écartement ou de la déformation du capteur

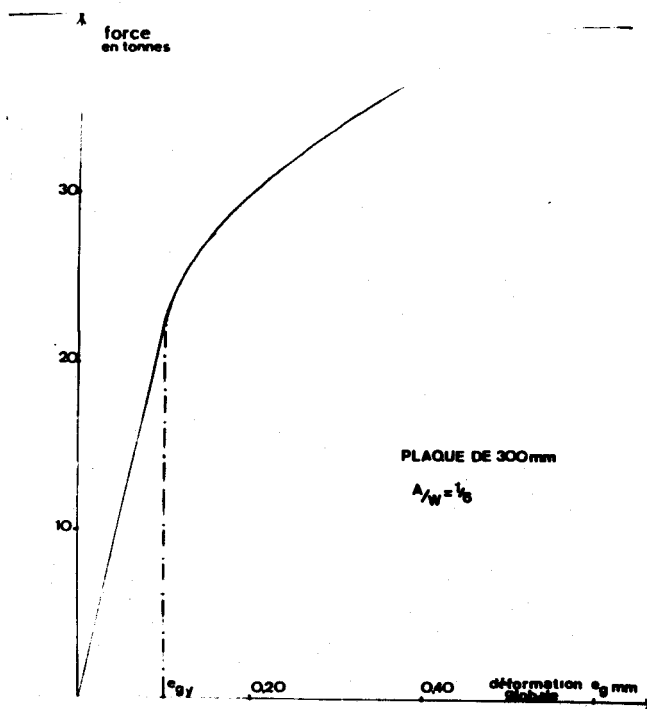


COURBE FORCE - ECARTEMENT DE FISSURE PLAQUE DE 300mm A/W 1/6

FIGURE 41

On enregistre simultanément de diagramme des efforts appliqués en fonction d'une part, du déplacement des lèvres du capteur, et d'autre part, de l'allongement global de part et d'autre du défaut mesurée sur une base de 100 mm à l'aide d'un comparateur au 1/100 (photo n° 11). Les figures (41) et (42) donnent un exemple des courbes de l'effort appliqué en fonction de l'écartement ou de l'allongement global. La courbe présente une similitude avec une courbe de traction conventionnelle (42). L'exemple est pris sur une plaque carrée de 300 mm et de rapport $\frac{a}{W} = \frac{1}{6}$.

On peut définir un allongement élastique e_{gy} sur la courbe $F = f(e_g)$ à l'endroit où celle-ci perd sa linéarité.

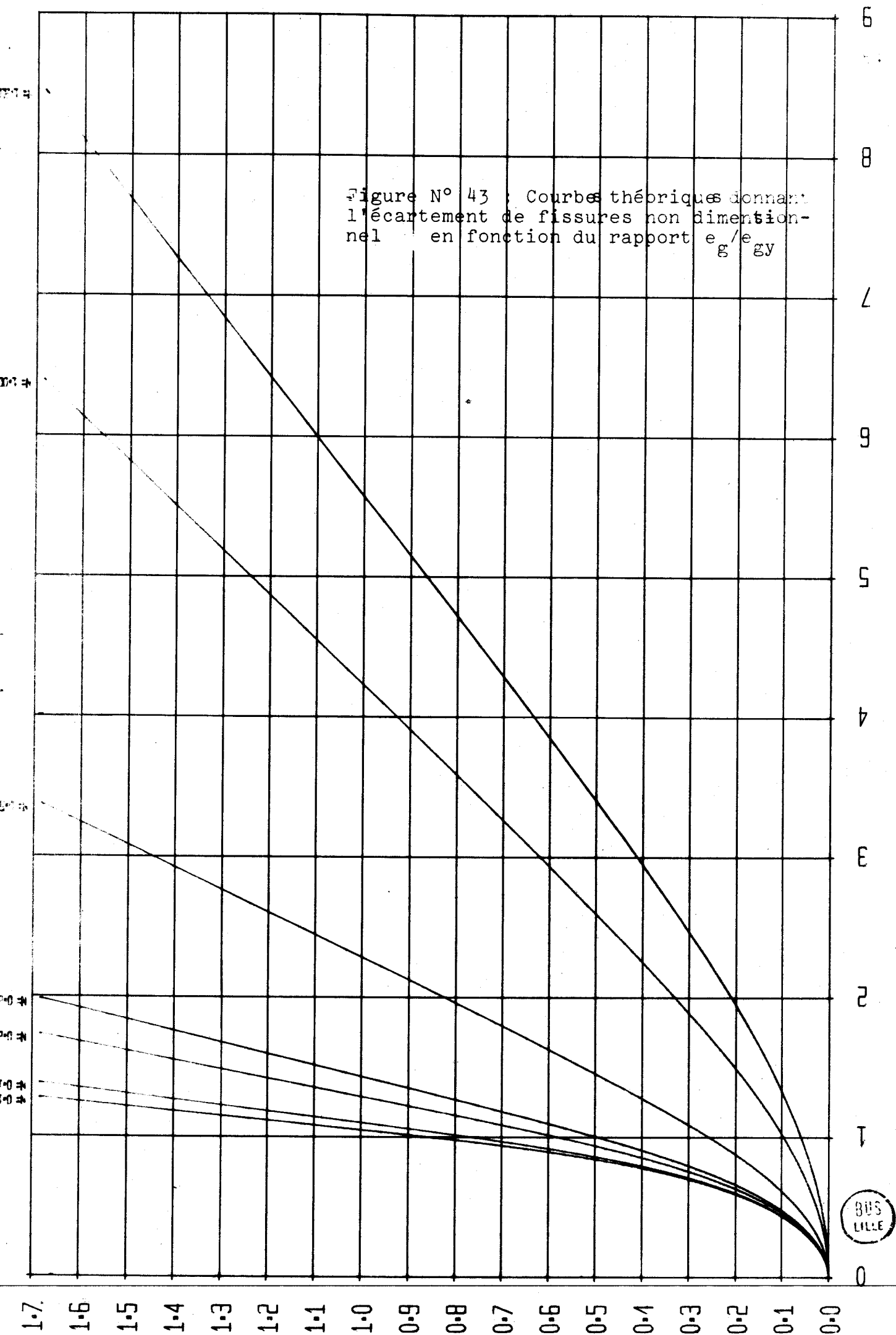


COURBE CHARGE-DEFORMATION GLOBALE AUTOUR DU DEFAUT

FIGURE 42



Figure N° 43 : Courbes théoriques donnant l'écartement de fissures non dimensionnel en fonction du rapport e_g/e_{gy}



$2 W$ mm	a/W	a	W - a	$\frac{3d}{W - a}$	Q	Q' 10^{-2}
300	1/6	25	125	0,52	0,67	0,76
300	1/5	30	120	0,5	0,66	0,75
300	1/4	37,5	112,5	0,58	0,63	0,71
300	1/3	50	100	0,6	0,62	0,70
300	1/2	75	75	0,78	0,56	0,63
400	1/3	67	133	0,45	0,69	0,78
500	1/3	83	162	0,37	0,735	0,83
600	1/3	100	200	0,30	0,77	0,88
600	1/2	150	150	0,40	0,715	0,80
600	2/3	200	100	0,6	0,62	0,70
800	3/4	300	100	0,60	0,62	0,70
800	7/8	350	50	1,2	0,45	0,51

Tableau VIII

Tableau des caractéristiques géométriques des plaques utilisées et des valeurs correspondantes des coefficients Q et Q' permettant de déduire l'écartement de fissuration en fonction du déplacement, ou de la déformation du capteur.

HIII - Résultats expérimentaux

Les équations (H.4) et (H.8) nous indiquent que l'écartement non dimensionnel de fissuration d et la déformation globale autour du défaut e_{gy} sont liés par l'intermédiaire du rapport de la contrainte appliquée sur la limite élastique $(\frac{\sigma}{\sigma_y})$. Les courbes $e_{gy} = f(\frac{g}{e})$ ont été calculées pour plusieurs valeurs du rapport longueur de fissure g / longueur de jauge (figure 43). On remarque que ces courbes deviennent rapidement linéaires et une pente de la courbe qui dépend de ce rapport (b) longueur de fissure / longueur de jauge, c.a.d. la longueur de la base de mesure de la déformation globale (100 mm dans tous les essais).

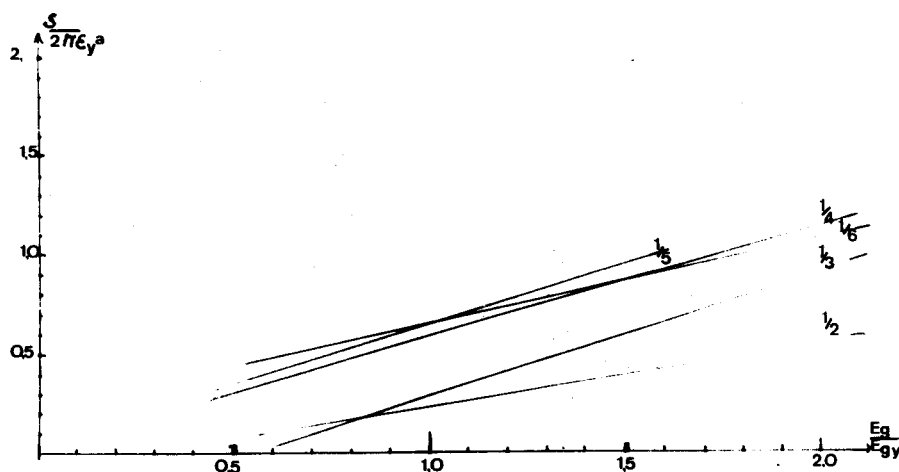
Nos résultats expérimentaux se proposent la vérification de cette linéarité entre l'écartement critique de fissuration et le degré d'avancement de la déformation caractérisée par le rapport $\frac{g}{e_{gy}}$.

a) Pour cela dans une première série d'essais nous avons utilisé des éprouvettes de 300 mm de côté dans lesquelles nous avons fait varier le rapport longueur de défaut sur la largeur de l'éprouvette. Ce rapport b a pris successivement les valeurs 1/6, 1/5, 1/4, 1/3 et 1/2.

La figure (44) indique bien pour chaque valeur du rapport longueur du défaut/longueur de jauge une linéarité des courbes et que les 4 courbes pour les rapports 1/3, 1/4, 1/6 et 1/5 sont dans une même bande de dispersion

indiquant une faible dépendance vis à vis de ce rapport a/W . On remarque que la pente de la courbe peut traduire l'influence du rapport longueur de défaut/longueur de jauge, que l'on peut prévoir d'après les courbes théoriques.

Notons cependant que la valeur relevée de la déformation globale élastique est deux fois plus élevée dans ce cas, d'autre part le "ligament existant entre le bord de l'éprouvette et le défaut est le plus petit ; la pente de la courbe est d'autre part voisine de courbes possédant de plus faibles "ligaments" sous défaut ce qui laisse supporter l'influence alors non négligeable de l'envahissement des bords de l'éprouvette par la zone plastique créée sous le défaut.



RELATIONS EXPERIMENTALES ENTRE L'ECARTEMENT DE FISSURE ET LA DEFORMATION GLOBALE AUTOUR DU DEFAUT POUR DIVERSES VALEURS DE LONGUEUR DE DEFAUT
la dimension des plaques est constante et égale à 300mm

FIGURE 44

Dans le but d'étudier cette influence, nous avons cherché à préciser expérimentalement la forme de cette zone. Par une méthode s'apparentant aux vernis craquelants, on visualise cette zone plastique ; on remarque que deux zones de déformation s'étendent dans une direction voisine de 45° dans deux axes et qu'un accroissement de déformation augmente la longueur de ces zones plastiques dans la direction x et leur largeur.

La plaque ayant des dimensions finies, la zone plastique finit par atteindre les bords de l'éprouvette, on peut constater alors que l'écartement de fissure devient égal à la déformation globale. La zone rigide confinée entre les rotules plastiques est alors envahie, ce qui oblige nécessairement à limiter les investigations en dessous de la déformation plastique généralisée (c'est-à-dire au moment où les rotules plastiques atteignent le bord de l'éprouvette) ; en effet, lorsque $a_1 = W$ l'équation (H.4 bis) entraîne $\sigma/\sigma_v > 1$ ce qui oblige à tenir compte de l'écroutissage.

Un essai utilisant 9 jauges de contraintes dans la zone plastique comme l'indique la figure (45) a permis de préciser dans une plaque de 200 mm de côté, l'évolution des déformations au cours d'un essai. Les courbes charge-déformation relatives aux jauges 1, 2 et 3 et 6, 7 et 8 sont assez proches et indiquent un avancement parallèle et symétrique des bords de la zone plastique et une distribution non homogène des déformations. La répartition en fond du défaut est précisée à l'aide d'une chaînette constituée de 5 petites jauges parallèles à la direction de sollicitation (figure 46). Une anomalie sur la courbe indique l'envahissement de la jauge par la zone plastique, cet effet est masqué du fait de l'éloignement dans les autres jauges.

b) Dans un deuxième groupe d'essais, nous avons maintenu le rapport longueur de défaut sur largeur d'éprouvette constant et égal à 1/3. Nous avons fait varier les dimensions géométriques des éprouvettes en utilisant des plaques carrées de 300 mm de côté, 400 mm, 500 mm et 600 mm (figure 47).

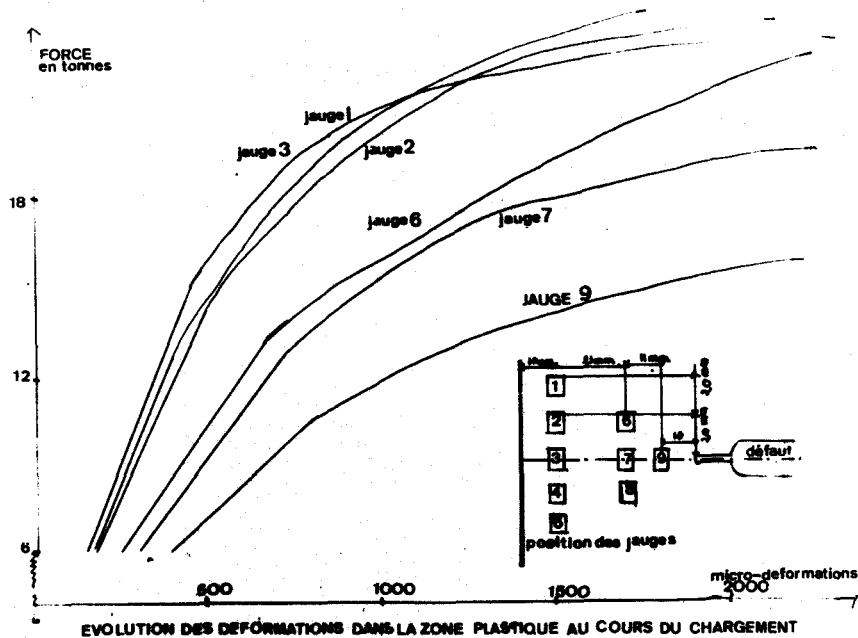


FIGURE 45

De la même façon on obtient des relations linéaires entre l'écartement de fissure nondimensionnel et le rapport $\frac{e_g}{e_{gy}}$, les droites sont cependant situées dans une bande de dispersion un gy peu moins large que dans la première série d'essais. On observe une bonne concordance entre les résultats théoriques de la figure (43) et nos résultats expérimentaux, ainsi que la même dépendance vis à vis de la longueur de jauge. Il faut noter une diminution importante de la pente de la droite lorsque les défauts deviennent très grands (figure 46) et les essais conduisent d'autre part à un phénomène de gauchissement des plaques quand le rapport e_g/e_{gy} dépasse 1,5 à 2.

Cette diminution importante de la pente de la courbe est due à une valeur élevée du rapport longueur du défaut sur longueur de jauge, diminution mise en évidence sur les courbes théoriques, et à l'influence importante d'effet de bord ; il faut remarquer que le risque de rupture par ouverture des lèvres du défaut diminue fortement mais on augmente alors les risques de rupture "par glissement vis" des lèvres du défaut (rupture du mode III).

Ce phénomène de gauchissement a été étudié par J.R. DIXON et J.S. STRANNIGAN (64) et est dû à l'existence d'une contrainte σ_c de direction parallèle à l'axe du défaut, contrainte de compression plus souvent.

En effectuant le rapprochement du phénomène observé avec le flambement caractérisant une poutre soumise à un effort de compression et en utilisant la formule d'EULER, on obtient l'expression de σ_c .

$$\sigma_c = \frac{\lambda E W^2}{a^2} \tag{H.10}$$

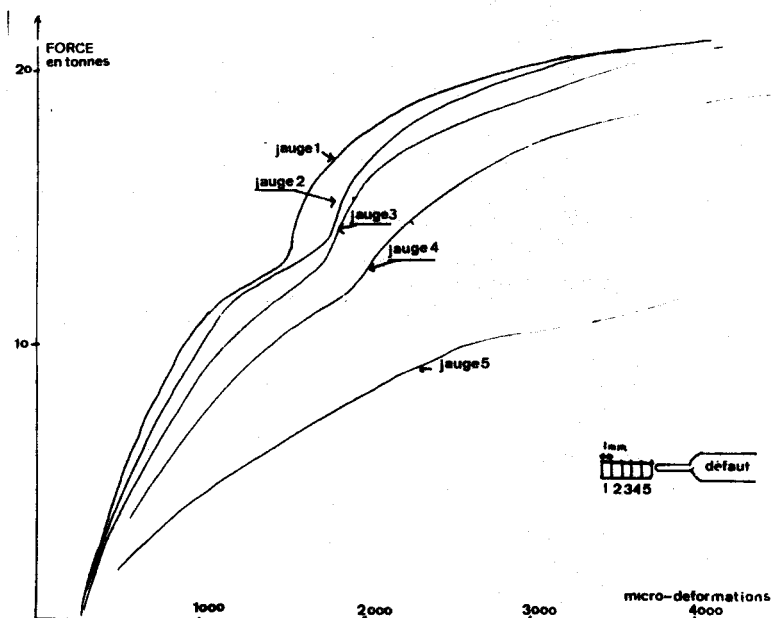
Avec E, le module d'YOUNG ; 2a la longueur du défaut, W l'épaisseur du matériau et λ coefficient qui dépend de la géométrie du défaut.

Dans ces conditions définies par la figure 47 $\lambda = \frac{\pi^2}{48}$

En prenant $\sigma_N = 1,5 \sigma_c$ (valeur que nous avons relevée dans un essai sur plaque comportant des jauges parallèles à la direction du défaut (figure 43) σ_N étant la contrainte nominale soit $\frac{F}{2W}$

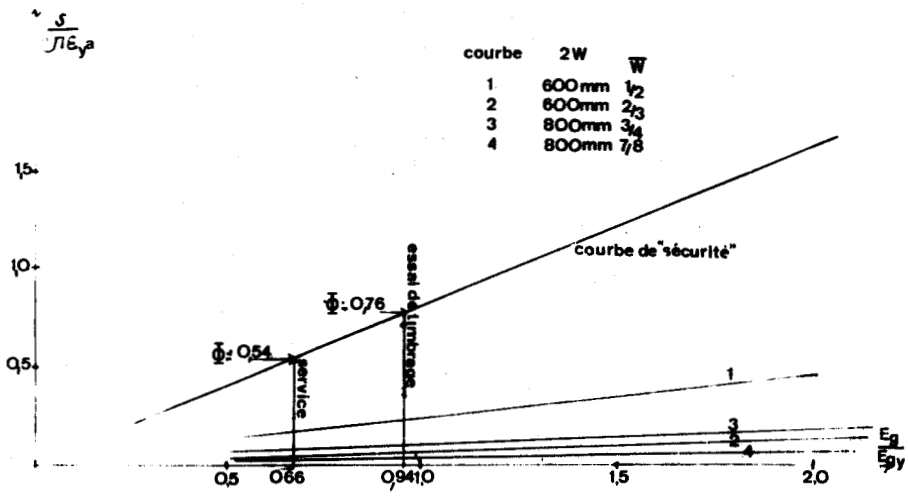
On peut donc estimer la valeur de la contrainte critique

$$\sigma_{N \text{ critique}} = 1,5 \frac{2}{48} \frac{EW^2}{2} \tag{H.11}$$

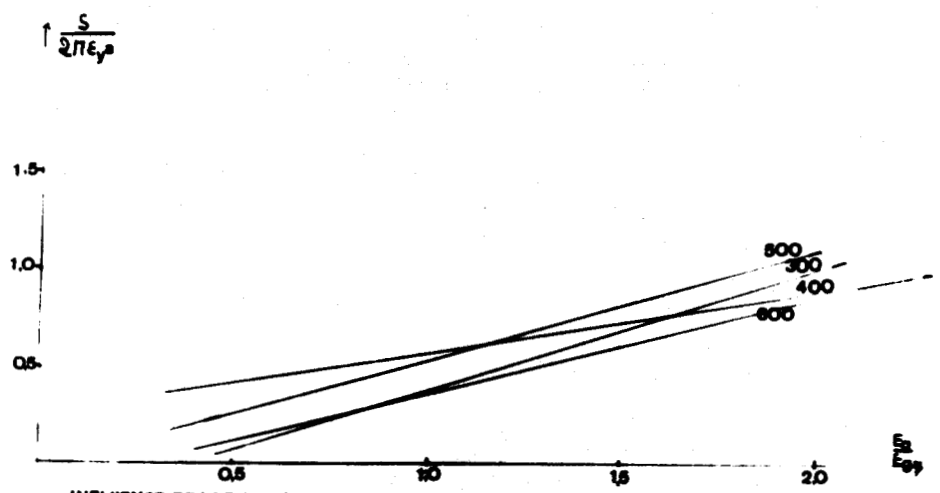


MESURE DES DEFORMATIONS A PROXIMITE DU FOND D'ENTAILLE

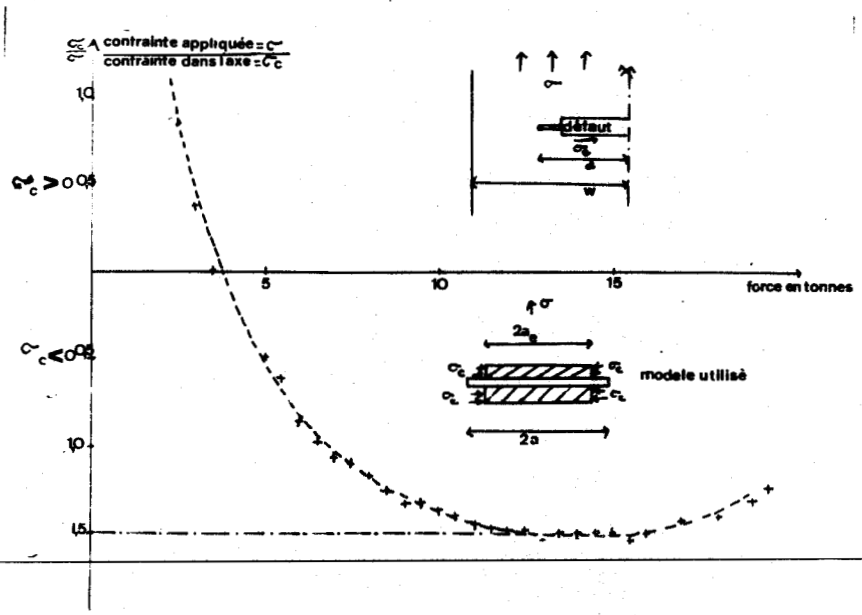
FIGURE 46



COURBES D'ECARTEMENT DE FISSURE-DEFORMATION RELATIVE AUX GRANDS DEFATS
FIGURE 48



INFLUENCE DE LA DIMENSION DES PLAQUES SUR LES COURBES D'ECARTEMENT DE FISSURE
EN FONCTION DE LA DEFORMATION
le rapport longueur de défaut sur largeur est constant et égal à 1/3
FIGURE 47



VARIATION DE LA CONTRAINTE DANS L'AXE DU DEFAT



a_e est la longueur de la poutre équivalente de notre figure 49. Ce phénomène est important dans les constructions, car bien que de grands défauts ne soient pas évidemment admissibles, il faut noter qu'en mécanique de la rupture une petite fissure prenant naissance sur le bord d'un orifice est assimilable à un défaut du diamètre de l'orifice, de même la propagation d'un défaut peut l'amener à une taille suffisante, pour provoquer ce phénomène qui se caractérise par une déformation "en tonneau" de la construction.

Ainsi du point de vue de la mécanique de rupture, un défaut peut-il être en-dessous de sa taille critique, mais toutefois lorsque l'épaisseur est faible posséder une longueur telle qu'elle provoque ce type de rupture après déformation.

IIII - Utilisation de la théorie de l'écartement critique de fissuration à la prévision de la taille des défauts critiques

L'intérêt de la mécanique des ruptures est qu'elle procure une classification des matériaux par une valeur calculée de la ténacité (cette classification se fait habituellement par l'approche "température de transition"), mais elle permet en outre théoriquement d'estimer la taille des défauts admissibles dans les constructions. Le développement rapide de nombreuses réalisations tant au point de vue de leurs tailles que de leur diversité a entraîné les bureaux d'études et les ingénieurs chargés de sélectionner les matériaux utilisés, à prendre des précautions pour se prémunir du risque de rupture fragile.

Ces précautions de plus en plus draconiennes entraînent le rejet de matériau de bonne qualité et le rebut de constructions possédant des défauts inférieurs à ce que l'on pourrait théoriquement admettre pour satisfaire aux normes dont la détermination est parfois empirique. Cela a une incidence sur le coût des constructions et ne permet pas de tirer parti au maximum des matériaux utilisés. Ces défauts rencontrés dans les matériaux peuvent être dus aux procédés de fabrication (laminage par exemple), aux procédés de constructions (soudage), ils peuvent être très fins (fissure) ou volumineux (nids d'inclusions, soufflures). Il faut cependant remarquer que la mécanique des ruptures ne se soucie pas de la spécificité du défaut : en effet, on considère que l'on a affaire à un défaut plan, de forme géométrique simple (généralement elliptique) avec une acuité très grande. Ce défaut est situé d'autre part, dans un matériau aux propriétés élasto-plastiques supposées homogènes et isotropes. Signalons une étude de PARIS sur quelques formes géométriques de défauts.

Rappelons les résultats de la mécanique des ruptures sur la relation liant la taille de défaut critique à l'énergie de propagation de fissure G_c dans les conditions de contrainte plane.

$$a = \frac{E G_c}{\pi \sigma_y^2}$$

en tenant compte de la relation $Gc = \sigma_y \delta$

On aboutit à une relation de la forme $a = \text{const.} \times \frac{\delta}{\epsilon_y}$ (H.13)

Ce sont WELLS, BURDEKIN et DAWES (66) qui ont signalé l'importance de ce facteur $\frac{\delta}{\epsilon_y}$ dans la prévision de la taille des défauts pour les ruptures au-delà de la limite d'élasticité comme le facteur $(\frac{K_{1c}}{\epsilon_y})^2$ l'est dans les aciers à haute limite d'élasticité.

La relation (H.13) peut s'écrire sous la forme :

$$a = \frac{(1)}{2 \pi \phi} \frac{(\delta)}{\epsilon_y} \quad (\text{H.14})$$

Donc à un niveau de déformation globale fixé par une valeur du rapport e_g/e_{gy} la valeur de ϕ obtenue sur les courbes établies au préalable $\phi = f(e_g/e_{gy})$ permet de calculer la constante de la relation (H.13). On en déduit d'après les résultats expérimentaux de l'écartement critique de fissure et de la limite d'élasticité dans les conditions de service.

En utilisation de récipients sous pression, deux valeurs de pression sont importantes : la pression maximale de service qui va correspondre à une valeur du rapport σ/σ_y égal à 0,67 et la pression atteinte lors de l'essai de timbrage qui va correspondre à une mise en pression une fois et demie plus grande que la pression de service, soit un rapport $\sigma/\sigma_y = 0,94$.

Pratiquement, les courbes σ/σ_y et e_g/e_{gy} sont homothétiques, on peut donc remplacer les valeurs de σ/σ_y par celles de e_g/e_{gy} c'est ce qui fait l'intérêt de l'utilisation de la f déformation globale autour du défaut.

Nous avons choisi une courbe "de sécurité" qui correspond à la courbe supérieure de la bande de dispersion des essais que nous avons réalisés. Cette courbe de sécurité nous donne pour les valeurs de e_g/e_{gy} : 0,67 une valeur de $\phi = 0,54$ ce qui entraîne $a = 0,295 \times (\frac{\delta c}{\epsilon_y})$; de la même manière pour une valeur de $e_g/e_{gy} = 0,94$ $\phi = 0,76$ et $a = 0,213 (\frac{\delta c}{\epsilon_y})$ (figure 48).

Ces conditions sont plus sévères que celles de BURDEKIN et DAWES qui préconisent respectivement les coefficients 0,5 et 0,25. On peut d'ailleurs augmenter la sévérité des conditions en introduisant les facteurs de concentration de contrainte qui sont introduits inévitablement notamment au piètement des récipients soudés.

Nous avons cherché à étendre cette étude à des défauts dont l'aspect se rapproche de celui susceptible d'être rencontré notamment dans les constructions soudées. Nous avons pour cela relié deux plaques de dimensions 300 x 300 x 8 mm par une première passe d'un cordon de soudure, les bords des plaques portant une chanfrein double en V. Ce cordon est fissuré ensuite par flexion alternée. Ce défaut est ensuite rebouché par une reprise à l'envers. Un trépannage aux

deux extrémités permet de n'en conserver qu'une longueur déterminée. On réalise une soudure saine aux deux bouts du défaut. Après contrôle radiographique, les essais sont réalisés de la manière décrite précédemment.

On constate bien évidemment une fragilisation et on conserve une relation linéaire entre l'écartement critique de fissuration non dimensionnel et la déformation globale autour du défaut, la pente est voisine de celle de la courbe théorique ($b = 1$ dans cette expérience) (Figure 43).

Toutefois il faut noter une dispersion notable des résultats, entre plusieurs essais, une reproductibilité du type de défaut délicate ; en outre, le plan de fissure n'est pas toujours normal à la direction de sollicitation, ce qui nous éloigne des conditions de l'analyse de DUGDALE-BARENBLATT. Nous ne pouvons réaliser tous les types de défauts, par exemple, les nids d'inclusions.

Il n'existe malheureusement pas à notre connaissance d'excellentes techniques de réalisation de défauts spécifiques et de longueur donnée.

I - AUTRES APPROCHES DE LA TENACITE DES ACIERS A BASSE ET MOYENNE RESISTANCE

Nous avons longtemps insisté, dans les chapitres précédents, sur l'écartement critique de fissuration car il reste à l'heure actuelle, malgré les insuffisances de l'analyse de BURDEKIN, un moyen expérimental relativement simple d'estimer la ténacité des aciers à basse et moyenne résistance. D'autres voies existent cependant, plus délicates de mise en oeuvre mais cependant plus prometteuses en ce qui concerne une solution plus proche de la réalité et plus facilement étendues au domaine de la déformation plastique généralisée. Il ne faut cependant pas perdre de vue que s'il y a insuffisance dans le traitement théorique des données à l'heure actuelle, celles-ci demeurent et pourront peut être être reprises plus tard lorsqu'une nouvelle formulation sera apportée à l'aide d'hypothèses plus réalistes ou d'un modèle plus raffiné.

II - Hypothèses du modèle de DUGDALE-BARENBLATT

Il faut se rappeler que le calcul de la ténacité, à l'aide du modèle de DUGDALE-BARENBLATT, fait appel à un certain nombre d'hypothèses :

- 1) le matériau en dehors de la zone plastique est élastique
- 2) le matériau dans la zone plastique est rigide - parfaitement plastique
- 3) le critère de plasticité utilisé est le critère de TRESCA (ou de cission maximale)
- 4) la zone plastifiée est confinée dans une étroite bande (conséquence du critère de TRESCA).

Nous avons vérifié à l'aide d'une technique s'apparentant aux vernis craquelants la forme de zone plastifiée. Cette technique consiste à déposer par évaporation sous vide un film de carbone sur la surface préalablement polie de l'échantillon. Nous constatons effectivement pour des aciers à limite d'élasticité relativement basse (inférieure à 40 h bar) une telle configuration confinée de zone plastifiée (photo n° 11). Pour des limites d'élasticité plus élevées, la zone plastique est plus diffuse et plus large (photo n° 12) semblant indiquer plutôt l'utilisation du critère de VON MISES (ou de l'énergie de distorsion). Toutefois, RICE (67) suggère que l'explication du changement de configuration de la zone plastique ne repose pas sur une classification des matériaux obéissant au critère de TRESCA ou de VON MISES, mais sur une sensibilité de ces matériaux à l'anisotropie des propriétés (dues au laminage par exemple) en état de contrainte plane (la connaissance des effets du processus de laminage sur cette morphologie de la zone plastique peut être une solution aux problèmes de la ténacité).

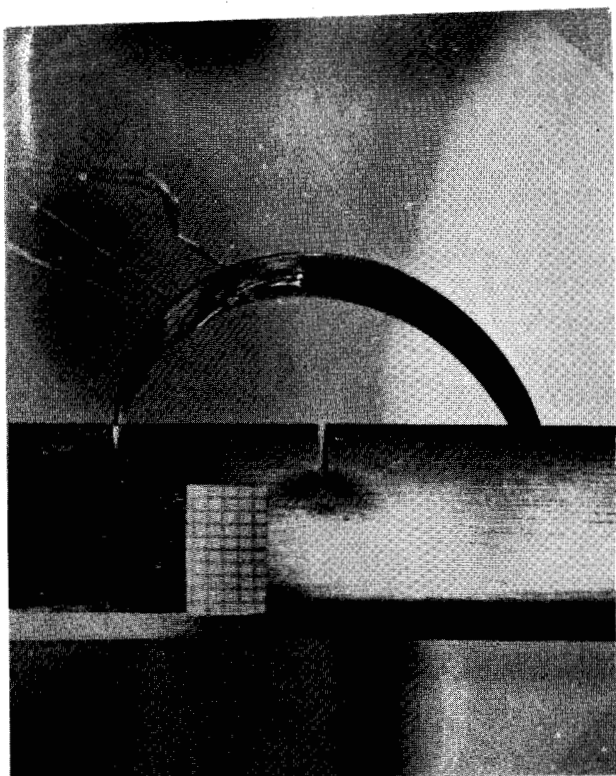


Photo N° 11 :
Zone plastique en fond de
fissure Acier XC 80

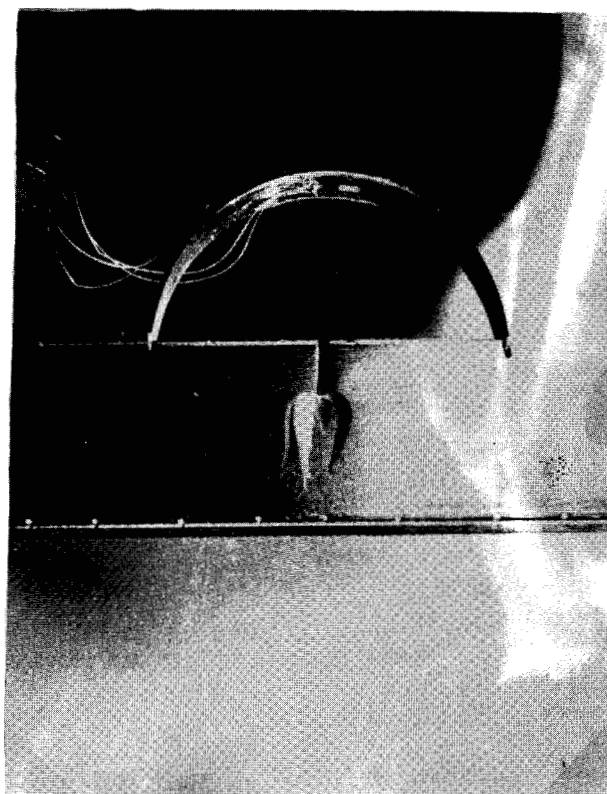


Photo N° 12 :
Zone plastique en fond
de fissure Acier C222 d

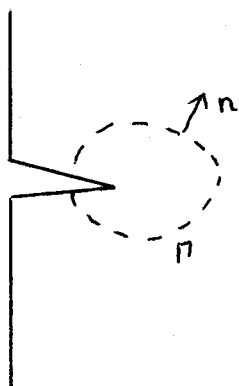
BUS
LILLE

Une autre approximation qui limite l'utilisation du concept d'écartement critique de fissuration avec le modèle de DUGDALE-BARENBLATT, est celle de la déformation plastique confinée. Cette approximation reste valable en toute rigueur jusqu'à charge équivalente à 0,8 fois la limite d'élasticité mais perd beaucoup de sa validité au moment de la rupture pour les matériaux semi-fragiles ou ductiles. Pour de tels matériaux, la dissipation d'énergie lors de la déformation plastique est comparable à la libération d'énergie élastique nécessaire pour faire propager la fissure. A partir de ceci, RICE (67) définit une intégrale curvilinéaire choisie de telle façon que, quelque soit le chemin d'intégration suivi, la valeur du champ de déformation bidimensionnel d'une déformation plastique ou élasto-plastique soit le même.

I2 - Définition de l'intégrale J

Si l'on considère un corps homogène d'un matériau élastique ou élasto-plastique, libre de tension et soumis à un champ de déformation bidimensionnel, de sorte que les contraintes σ_{ij} dépendent de coordonnées cartésiennes X et Y.

On suppose que le corps contient une entaille comme sur la figure et on définit le contour fermé Γ .



On définit d'autre part :

- la densité d'énergie de déformation W_d

$$W_d = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} \partial \epsilon_{ij} \quad (I.1)$$

- et l'intégrale J par

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T \frac{\partial e}{\partial x} ds) \quad (I.2)$$

avec Γ un contour fermé, T le vecteur tension défini avec la normale dirigée à l'extérieur de Γ ($T_i = \sigma_{ij} n_{ij}$)

e le vecteur déplacement et ds un élément de l'arc le long de Γ

Définition de l'intégrale curvilinéaire de RICE.

I3 - Propriétés de l'intégrale J

- Elle est indépendante du contour Γ choisi. En particulier, si on choisit le contour Γ tel que celui-ci suive le fond d'entaille où $T = 0$, dans ce cas $J = \int_{\Gamma} W dy$, de sorte que J est une mesure moyenne de la déformation en fond d'entaille.

- J est égale à la force d'extension de fissure pour les corps élastiques. Ce résultat est obtenu en faisant coïncider Γ avec le contour extérieur de la pièce.

D'autre part, si on considère une fissure fine dans un solide en état de tension tel qu'une petite zone déformée plastique existe à la pointe de fissure (c'est le cas de la déformation plastique confinée), là encore :

$$J = G_c \quad (I.4)$$

- En prenant comme contour Γ un cercle de rayon r , nous pouvons évaluer la valeur de l'intégrale J dans l'hypothèse de la déformation plastique confinée :

$$J = \frac{1 - \nu^2}{E} K_1^2 \quad (I.5)$$

avec E le module d'YOUNG, ν le coefficient de POISSON et K_1 le facteur d'intensité de contrainte.

I4 - Relation entre l'intégrale J, la taille de zone plastique et l'écartement de fissuration

En déterminant le champ de déformation à partir de l'analyse des champs de lignes de glissement, on démontre que l'écartement de fissuration est fonction de la taille de zone plastique $R(\theta)$. Une étude expérimentale des figures de déformation permet d'attribuer à $R(\theta)$ une formulation du type

$$R(\theta) = R_0 \cos^2 \left(\theta - \frac{\pi}{2} \right) \quad (I.6)$$

R_0 étant la valeur maximale de la fonction $R(\theta)$. Ce modèle est donc plus proche de la réalité que celui d'IRWIN qui suppose cette zone plastique circulaire.

Si on évalue la valeur de l'intégrale J le long d'un cercle de rayon r autour du bout de fissure, on montre que :

$$W_d = \tau_0 \gamma_0 \frac{R(\theta)}{2} \quad (I.7)$$

τ_0 et γ_0 étant respectivement la contrainte et la déformation de cisaillement à

la limite d'élasticité.

Soit :

$$J = 2 \tau_0 \gamma_0 \int_{-\pi/4}^{3\pi/4} R(\theta) \left| \cos \theta + (1 + 3\pi/2 - 2\theta) \sin \theta \right| d\theta \quad (I.8)$$

L'analyse par le champ des lignes de glissement montre d'autre part que $\frac{\partial V}{\partial \theta} = \gamma_0 R(\theta) \sin \theta$, V est le déplacement dans la direction y.

$$J = 2 \tau_0 \int_{\pi/4}^{3\pi/4} \frac{\partial V}{\partial \theta} \left| (\cotg \theta + (1 + 3\pi/2 - 2\theta)) \right| d\theta \quad (I.9)$$

Comme $v = \frac{\delta}{2}$ à $\theta = 3\pi/2$ et si on suppose que $R(\theta)$ est symétrique par rapport à y, ce qui entraîne que la partie symétrique de l'équation précédente n'intervient pas, J devient :

$$J = 2 \left(1 + \frac{\pi}{2}\right) \tau_0 \int_{\pi/4}^{3\pi/4} \frac{\partial V}{\partial \theta} d\theta \quad (I.10)$$

Soit :

$$J = \left(1 + \frac{\pi}{2}\right) \tau_0 \delta \quad (I.11)$$

On tire alors la valeur de δ et de R_0 :

$$\delta = \frac{J}{1 + \frac{\pi}{2} \tau_0} = \frac{1 - \nu^2}{1 + \frac{\pi}{2}} \frac{K_1^2}{E \tau_0} \quad (I.12)$$

$$R_0 = \frac{3J}{4\sqrt{2} \left(1 + \frac{\pi}{2}\right) \tau_0 \gamma_0} \quad (I.13)$$

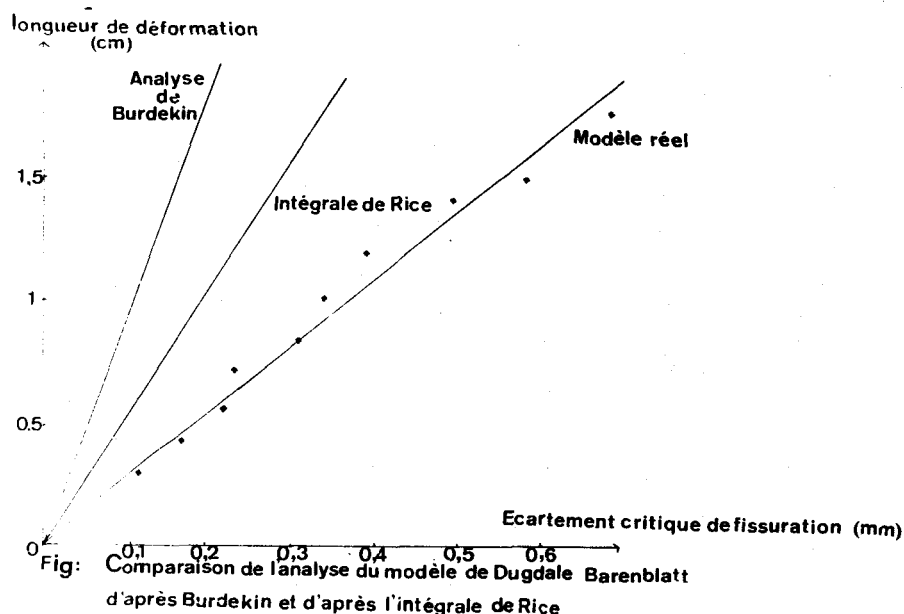
$$\text{ou } R_0 = \frac{3(1 - \nu) K_1^2}{8\sqrt{2} \left(1 + \frac{\pi}{2}\right) \tau_0^2} \quad (I.14)$$

La solution de RICE permet, en outre, l'introduction d'une loi d'écroutissement du type :

$$\tau = \tau_0 \left(\gamma/\gamma_0\right)^n \text{ pour } \gamma > \gamma_0$$

et permet de calculer la forme de la zone plastifiée $R(\theta)$ pour chaque valeur du coefficient d'écroutissement n.

La valeur de l'intégrale J peut servir de critère de rupture lorsque J atteint sa valeur critique J_c . A partir de la charge de rupture et de la courbe contrainte/déformation, un calcul numérique à l'aide de la méthode des éléments finis (68) conduit à des valeurs de ténacité acceptables. Toutefois, nous avons constaté une légère variation entre le modèle réel et les valeurs obtenues par l'intégrale de RICE (69) à partir du modèle de DUGDALE-BARENBLATT, cette différence étant plus faible que celle obtenue par l'analyse de BURDEKIN (Figure 50). Les modèles mathématiques, si raffinés soient-ils, font toujours appel à des hypothèses simplificatives à l'heure actuelle ne font pas intervenir la triaxialité. Cette méthode d'évolution de la ténacité est encore dans ses balbutiements et nécessite des moyens de calcul numérique très puissants.



15 - Le critère de taille de zone plastique critique

Nous avons vu, dans l'analyse de BURDEKIN ou celle de RICE, l'équivalence des 2 critères écartement critique de fissuration et taille de zone plastique. Si l'analyse expérimentale du critère d'écartement de fissuration est assez aisée, la détermination de la zone plastifiée en fond de fissure est beaucoup plus délicate. Nous avons successivement essayé :

- la méthode du réactif de FRY qui met en évidence les zones plastifiées dans l'acier doux après vieillissement. Cette méthode manque de sensibilité et ne permet que la visualisation des zones fortement déformées.

- la méthode utilisant le réactif de MORRIS (70) utilisable

uniquement pour les alliages fer-silicium mais qui reste extrêmement délicate.

- la méthode mesurant les variations de micro-dureté ; intéressante pour les matériaux monophasés, cette méthode est très fastidieuse.

- la méthode des moirés qui manque énormément de sensibilité à cause de la grandeur du pas des réseaux que l'on trouve commercialement.

- la méthode voisine des vernis craquelants que nous avons exposée précédemment (paragraphe II).

Beaucoup de ces méthodes ne permettent que l'examen en surface et leur intérêt s'en trouve réduit, d'autre part l'évolution quantitative de la déformation est extrêmement difficile.

L'avantage de préférer le critère de taille de zone plastique pour se prémunir du risque de rupture fragile réside dans son principe de mesure qui reste très clair, nous avons vu que l'écartement critique de fissuration devient mal défini lorsque l'émoussement en fond de fissure devient important. Les deux critères de rupture sont d'un calcul facile et aussi utilisables dans le cas de contraintes résiduelles. Le critère de taille de zone plastique n'est hélas pas applicable au-delà de la charge limite (l'écartement critique de fissuration peut l'être) et sa mesure reste quand même délicate.



J - CONCLUSION

L'introduction de la mécanique plastique des ruptures et notamment le concept d'écartement critique de fissuration permet, non seulement d'envisager une classification du point de vue de leur ténacité, d'aciers à basse et moyenne résistance, mais aussi de connaître les dimensions acceptables des défauts inévitablement introduits lors de l'assemblage (notamment lors du soudage). Ce deuxième point, très important, confirme son intérêt par rapport à l'approche "température de transition" qui ne permet que la classification.

Nous avons vu comment une bonne connaissance des phénomènes macroscopiques et microscopiques qui apparaissent en fond d'une fissure soumise à un système de contraintes biaxial nous a permis de mettre au point un test relativement simple et bon marché : celui de la mesure de l'écartement critique de fissure à l'aide d'éprouvette à double entaille. Nous pensons que ce test a beaucoup de chances d'être introduit dans les cahiers des charges lorsque des confrontations entre laboratoires spécialisés auront été réalisés, ces confrontations étant nécessaires pour sa totale crédibilité.

Nous pensons avoir ouvert une voie intéressante en ce qui concerne la prévision de la taille de défaut critique, notamment dans les joints soudés. Cependant, nous avons été contraints de négliger l'influence de la spécificité du défaut, faute d'expérience ou de "savoir mal faire" dans la réalisation de défauts artificiels de taille et de nature bien déterminées et nous lançons un appel pressant chez les soudeurs pour réaliser des nids d'inclusions, des manques de pénétration ou des collages en racine selon nos désirs.

Nous avons, d'autre part, limité nos travaux au problème plan pour les conditions de contrainte ou de déformation. Malgré son énorme complexité, la résolution du problème tridimensionnel présente une grande importance pratique et théorique. En effet, le champ de contraintes tridimensionnel est responsable notamment de l'influence de l'épaisseur sur la ténacité de la proportion des lèvres cisaillement sur la surface de rupture et de la modification du régime de déformation en fond de fissure.

Nous avons pensé que notre travail serait incomplet si nous avions négligé les autres moyens d'estimer la ténacité des aciers. C'est pour cela que nous avons étudié les aspects expérimentaux du critère de taille de zone plastique puisque c'est là que réside la difficulté de son utilisation. Il semble que certaines solutions puissent être trouvées (émission acoustique et microscope détectant les exo-électrons (électrons éjectés de la surface d'un métal sous contrainte (71)). Elles risquent de se révéler fort coûteuses et le prix de l'essai sans commune mesure avec le prix des aciers de construction testés.

L'écartement critique de fissuration s'est introduit avec difficulté en FRANCE et, au début de nos travaux nous avons eu besoin de défendre notre choix ; mais les choses ont vite évolué, si vite d'ailleurs que le passage du stade de recherche au stade d'application semble proche. Cet état de fait nous a obligé à confronter sans cesse les modèles théoriques à la réalité expérimentale d'un métal industriel et nous pensons que cette confrontation nous fut hautement bénéfique pour l'évolution de nos idées sur ce problème mais aussi pour situer notre place de chercheur dans le monde scientifique et technique.

B I B L I O G R A P H I E

- 1 - La mécanique de la rupture et son application aux travaux de l'ingénieur. Mémoires scientifiques de la Revue de Métallurgie LXII N°2, p. 102-117 (1960)
- 2 - A.A. WEELS "Application of fracture mechanics at and beyond general Yielding". British welding Journal 10, 11, p. 563-570 (1963)
- 3 - F.M. BURDEKIN et D.E.W. STONE "The crack opening displacement approach to fracture mechanics yielding materials" Journal of STRAIN analysis I, 2, p. 145-153 (1966)
- 4 - J. FRIEDEL "Les Dislocations" Gauthier Villars (1956)
- 5 - A. CHEVIET, M. GRUMBACH, M. PRUDHOMME, G. SANZ "Comparaison des résultats de divers essais de rupture fragile". Revue de Métallurgie mars p. 217-236 (1970)
- 6 - Rapport Bonhomme au public "Considérations à prendre sur la classification des nuances d'aciers susceptibles de répondre aux besoins de la construction métallique soudée" Revue de la Soudure 13ème année, N°2 (1957)
- 7 - J. ULMO, F. BASTENAIRE et R. BORIONE "La zone de transition de la résilience des aciers doux" Revue de Métallurgie 50 N°12, décembre, p. 868-887 (1953)
- 8 - G. PLUVINAGE et F. MONTARIOL "Contribution à l'étude des transitions de résilience dans le cas d'un acier doux" Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie LXV N°4, p. 297-308 (1968)
- 9 - G. POMEY et M. GRUMBACH "Contribution à l'étude de l'essai de résilience et de la rupture fragile" Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie LXIII N°9, p. 709-729 (1966)
- 10 - H. SCHNODT, Publications Qerlikon Zurich, note 601, janvier 1960 et n°35 (mai 1963)
- 11 - A.P. GREEN et B.B. HUNDY "Initial plastic yielding in notch bend tests", Journal of mechanics physics solids 4, p. 128-144 (1956)
- 12 - A.A. TETELMAN "Fracture of structural material" Wileys 1966
- 13 - M.P. TARDIF et M. MARQUIS, "Impact testing with an instrumented machine" Metal Progress 2 Feb, p. 79-81 (1964)
- 14 - M. GRUMBACH et G. SANZ "Essais de fragilité", Circulaire d'informations techniques du C D S 25 N°9, sept. p. 1997-2027 (1968)
- 14 (bis) - G. MESMAQUE "Mise au point de la technique d'enregistrement des essais dynamiques de rupture fragile" D.E.A. Lille le 23 décembre 1969
- 15 - A.A. WELLS "Rupture fragile des appareils à pression et informations nécessaires sur les moyens de l'éviter par un conception appropriée", Soudage et techniques connexes, Nov. Déc. (1960)
- 16 - G.R. IRWIN "Analysis of stress and strains near the end of crack traversing a plate", Journal of applied mechanics, septembre 9, p. 361-364 (1957)
- 17 - P.C. PARIS et G.C. SIH "Stress analysis of cracks" A S T M S T P 381 p. 30-81
- 18 - M. NEUBER "Theory of notch stress", Edwards, Ann Arbor
- 19 - G.N. SAVIN "Stress concentration around holes" Pergamon Press (1961)
- 20 - G.R. IRWIN "Structural aspects of brittle fracture" Applied materials research 4 avril, p. 68-51 (1964)
- 21 - G. SANZ "Applications de la mécanique de rupture à l'étude des aciers à résistance moyenne fournie en forte épaisseur", Rapport IRSID RE 34, mars (1970)

- 22 - A S T M S T P 381
- 23 - A S T M S T #10
- 24 - E.T. WESSEL, "Linear elastic fracture mechanics for thick walled welded steel pressure vessels : material property considerations", Symposium on fracture toughness concepts for weldable structural steels. Culcheth 20, 30 avril (1969)
- 25 - M.M. WESTERGAARD, "The application of fracture mechanics at and beyond general yielding" british welding journal, juin 6 A 99 (1959)
- 26 - D.S. DUGDALE, "Yielding of steel sheets containing slits", Journal of mech phys. solids, vol 8, p. 100-104 (1960)
- 27 - D.C. DRUCKER et J.R. RICE, "Plastic deformation in brittle and ductile fracture", Engineering fracture mechanics, vol 1, p. 577-602 (1970)
- 28 - G.T. HAHN et A.R. ROSENFELD, "Local yielding and extension of a crack under plane stress", Acta Met 13, mars p. 293-306 (1965)
- 29 - A.A. WELLS, "Crack opening displacement from elastic analysis of externally unatched tension bars", Engineering fracture mechanics, vol 1, p. 399-410 (1969)
- 30 - A.A. WELLS et F.M. BURDEKIN, "Discussion on the sharpness of crack compared with Wells's COD", Int Journal of fracture mechanics 7, p. 233-244 (1971)
- 31 - F.M. BURDEKIN, "Crack opening displacement : a review of principles and methods", Atomic energy proceeding symposium on parctical fracture mechanics for structural steels reply, Avril C₁ - C₁₂ (1969)
- 32 - D. ELLIOT and M.J. MAY, "Crack opening displacement inferred from plasticity phenomene", Bisra open report M G/C/86/66 (1966)
- 33 - D. ELLIOT and M.J. MAY, "The effect of position on measurement crack opening displacement" Bisra open report M 6/C/47/69 (1969)
- 34 - T. INGHAM, G.R. EGAN, D. ELLIOT, T.C. HARRISSON, "The effect of geometry on the interpretation of C O D test data", Proceedings on the conference on pratical application of fracture mechanics to pressure Vessel technology London 1971
- 34 bis - GUITTET "Colloque sur la rupture des matériaux" Grenoble, janvier 1972
- 35 - G. FREDERICK "Interprétation dans le domaine plastique de l'essai de mécanique de rupture", rapport du C R M. R A. 857/71 Décembre (1971)
- 36 - G. PLUVINAGE "Aspects théoriques et expérimentaux de l'ouverture critique de fissure", Journée de l'A T S Dunkerque Mai (1971)
- 37 - D. ELLIOT et M.J. MAY "The fracture toughness of two low strength structural steels", Bisra open report MG/E/904/68 (1968)
- 38 - T. INGHAM et J. RAO, "Crack opening displacement test on three swedish p^ressure vessel steels", Jernkonte ann 153, p. 227-235 (1969)
- 39 - G. PLUVINAGE et F. MONTARIOL "Influence de la taille de grain sur les courbes de C O D. Température d'essai d'un acier doux", mémoires scientifiques Rev. Met. LX VIII N°4 p. 247-253 (1971)
- 40 - T.R. WILSHAW, "Deformation and fracture of mild steel charpy specimens" J ISI 204 p. 936 (1966)
- 41 - A.A. WELLS, Symposium on crack propagation, Cranfield 1961 p.210-230 (1961)
- 42 - G. PLUVINAGE, B. SAVAGE, F. MONTARIOL, "Dynamic crack opening displacement, effect of yield stress, relation with overall, 3ème congrès international sur la rupture, MUNICH avril 1973
- 43 - P. DANTU, "Utilisation des réseaux pour l'étude des déformations", Publication du Laboratoire Central des Ponts et Chaussées, rapport N°57-6

- 44 - G. PLUVINAGE et F. MONTARIOL, "Mesures simultanées de l'écartement critique de fissure et de la déformation en fond de fissure par la méthode des Moirés", Colloque sur la rupture des matériaux, GRENOBLE 1972
- 45 - T. KANAZAWA, S. MAGIRAWA, S. MOMOTA, Y. MAGIRAWA, "A study of the C O D concept, for brittle fracture initiation" Proceeding of second international conference on fracture, Brighton (1969) avril p.1-14
- 46 - G.D. FEARNENOUGH et R.W. NICHOLS, "Fracture mechanics considerations in the charpy impact test", International Journal of fracture mechanics vol. 4 N°3 septembre p. 245-256 (1968)
- 47 - "The use of critical crack opening displacement", Technique for the selection of fracture resistant materials, Document I I W IX 655 69
- 48 - S. VRBENSKY, L. MUNCNER, "Evaluation of resistance towards brittle fracture initiation of welded joints of low temperature steels", Symposium on practical application of fracture mechanics to pressure vessels technology, LONDRES C 90 71, p. 65-75 MAI (1971)
- 49 - T. KANAZAWA, M. MIMURA, S. MACHIDA, T. MIYATA, Y. MAGIRAWA, "Some critical considerations on the criteria for the onset for brittle crack propagation", Symposium on practical application of fracture mechanics to pressure vessels technology, Londres C 90-71 pages 239 à 245 mai 1971
- 50 - A.A. WELLS, "The specification of permissible defect sizes in welded metal structures", Proceeding of second international conference on fracture, Brighton APRIL 1969 p. 868-880
- 51 - G. FREDERICK et R.V. SALKIN, "Fracture mechanics assesement of steel plates to brittle fracture", Symposium on practical application of structure mechanics to pressure vessels technology, Londres C 35 71 p. 136-147 mai 1971
- 52 - R.F. SMITH et S.J. KNOTT, "Crack opening displacement and fibrous fracture in mild steel", Symposium on practical application of fracture mechanics to pressure vessels technology, Londres C 9 71 p. 65-75 mai 1971
- 53 - J.M.LOWES et G.D. FEARNEHAUGH, "The detection of slow crack growth in crack opening displacement specimen using on electrical potential method", à paraître dans "Journal of engineering fracture mechanics"
- 54 - M. CRUMBACH, M. PRUD'HOMME et G. SANZ, "Essais dynamiques de rupture fragile avec enregistrement" Revue de métallurgie N°4, avril p. 273-281 (1969)
- 55 - J.M. KRAFT, "Fracture Toughness of Metals" Report of Naval Research Laboratory Nov. p. 4 (1963)
- 56 - A.K. SHOEMAKER, "Factors influencing the plane-stain crack toughness value of structural steel", Transaction of A.S.M.E. septembre 10 p.506-511 (1969)
- 57 - G.R. IRWIN "Crack toughness testing of strainrate sensitive materials" Journal of Engineering for Power Trans. A.S.M.E. série H vol.86 p.144 (1964)
- 58 - N.S. PETCH, Prog. Met. Phys. 5,1 (1954)
- 59 - G. PLUVINAGE, M. SABLONNIERE et F. MONTARIOL, "Mesure d'écartement critique de fissure à l'aide d'éprouvettes à double entaille" à paraître dans la revue de métallurgie
- 60 - A.M. COTTRELL, Proc. Roy. Soc. (285), 10, (1965)
- 61 - J.N. GOODIER et F.A. FIELD, "Fracture of solids" Interscience, New-York p.103 (1963)
- 62 - E.T. WESSEL et W.G. CLARK, "Pryle fracture Mechanics Technology"
- 63 - C.F. TIFFANY et S.N. MASTERS, "Applied Fracture Mechanics", Fracture toughness Testing and its applications - A.S.T.M. - S.T.P. 381
- 64 - J.R. DIXON et S.S. STRANNIGAN, "Stress distribution and buckling in thin sheets with central slits" Fracture 1969 Brighton p.105-118 (1969)

- 65 - A.A. WELLS, "The spécification of permissible defect sizes in welded metal" Fracture 1969 Proceeding of the Second International Conference on fracture Brighton, April (1969)
- 66 - F.M. BURDEKIN et M.G. DAWES, "Practical use of linear elastic and yielding fracture mechanics with particular reference to pressure vessels", Int. Mech. engrs. p. 228-237 (1971)
- 67 - P.C. BRUCKER et S.R. RICE, "Plastic deformation in brittle and ductile fracture" Engineering fracture vol. 1 p. 577-602 (1970)
- 68 - "X", "A note on the finite element method in linear fracture mechanics" Engineering fracture mechanics vol. 2 p. 173-176 (1970)
- 69 - G. PLUVINAGE et F. MONTARIOL, "Mesure de déplacement en fond de fissure" Réunion du groupe Fragilité-Rupture, Saclay, 6 mai (1971)
- 70 - C.E. MORRIS, "Electropolishing of steel in chrome-acetic acid electrolyte" Metal progress Novembre p. 696-712 (1949)
- 71 - M.J. BATER "Exoelectron emissions Detect Failure Earlier", Metal progress mai p.11 (1972)