

**EDF**

**Direction des Etudes et Recherches**

21201  
1470

Electricité  
de France

SERVICE RÉACTEURS NUCLÉAIRES ET ECHANGEURS  
Département Etude des Matériaux

Gestion INIS  
Doc. enreg. le 12/9/95  
N° TRN : FR 9 128 4 581  
Destination : I, I+D, D

Février 1994

FRUND J. M.  
MARINI B.  
BETHMONT M.

**INFLUENCE DES DIMENSIONS ET DE LA  
GEOMETRIE DES EPROUVETTES SUR  
L'AMORÇAGE ET LA PROPAGATION DE LA  
DECHIRURE DUCTILE**

***EFFECT OF SIZES AND SPECIMEN GEOMETRY  
ON THE INITIATION AND PROPAGATION OF  
THE DUCTILE FRACTURE***

Pages : 00018

95NB00058

Diffusion : J.-M. Leceuvre  
EDF-DER  
Service IPN, Département SID  
1, avenue du Général-de-Gaulle  
92141 Clamart Cedex

© Copyright EDF 1995  
ISSN 1161-0611

## SYNTHÈSE :

La résistance à la rupture des tuyauteries des réacteurs à eau pressurisée doit être justifiée à l'aide d'analyses mécaniques. Ces analyses sont basées sur la résistance à la déchirure ductile des aciers que l'on évalue expérimentalement en laboratoire. Les valeurs de résistance à la déchirure sont obtenues à partir d'essais de traction sur éprouvettes de mécanique de la rupture de type CTJ (détermination des courbes  $J-\Delta a$ ). L'enjeu de cette étude est de justifier les dimensions des éprouvettes qui doivent être utilisées pour caractériser la résistance à la déchirure ductile des aciers des tuyauteries secondaires. Des essais ont été effectués sur des éprouvettes de type CTJ 12,5, CTJ 25 et CTJ 50. Deux matériaux présentant des teneurs en soufre différentes ont été étudiés. Les résultats des essais montrent une complète similitude des valeurs  $J_{0,2}$  obtenues à partir des différentes éprouvettes. En revanche, les éprouvettes CTJ 50 présentent une résistance à la déchirure ductile qui est inférieure à celle mesurée sur les éprouvettes CTJ 12,5 et CTJ 25. Les faciès de rupture des différentes éprouvettes mettent en évidence des décohésions perpendiculaires au plan d'entaille et parallèles au plan de la tôle. Ces décohésions sont causées par la séparation des inclusions de sulfure de manganèse. L'effet observé sur les courbes  $J-\Delta A$  semble lié à la présence de ces décohésions. Les raisons pour lesquelles les décohésions entraîneraient une diminution du module de déchirure ( $dJ/da$ ) ne sont pas clairement définies à ce jour.

Les résultats publiés montrent l'importance des effets de géométrie (présence ou non d'entailles latérales, ...) et du mode de chargement sur les courbes de résistance à la déchirure ductile. Il apparaît que les courbes déterminées à partir d'essais sur éprouvettes CTJ sont conservatives. Quelques études préliminaires ont montré que les effets de géométrie sur la résistance à la déchirure peuvent être étudiés et expliqués par l'utilisation des méthodes d'approche locale. Il apparaît que le modèle de Rousselier est un outil approprié à l'explication du comportement en déchirure ductile des aciers ferritiques.

## EXECUTIVE SUMMARY :

Strength to the fracture of the pipe in PWR has to be justified with mechanical analyses. These tests are based on the strength to ductile fracture of steels which are tested in lab. The values of resistance to fracture are obtained through tensile tests on CT specimens (determination of J-R curves). The purpose of this study is to justify the sizes of the specimens which have to be used to characterize the strength to ductile fracture of steel in secondary pipes. Tests were conducted on 0,5T-CT, 1T-CT and 2T-CT specimens. Two materials with different sulfur contents were studied. The test results show that the  $J_{0,2}$  values gotten from the different specimens are similar. But the strength to ductile fracture in 2T-CT specimens is lower than the one measured in 0,5T-CT and 1T-CT specimens. The surface of fracture of the different specimens displays splits perpendicular to the notch and parallel to the sheet surface. These splits are produced by the separation of the manganese sulfur inclusions. The effect notes on the J-R curves seems to be relevant to these splits. The reason why these splits might be responsible for a decrease of the tearing modulus are not clearly defined up to this point.

The results which have been published show the importance of the geometry effects (presence or not of lateral notches...) and the loading mode on the strength to ductile fracture. We note that the curves determined from tests on CT specimens are conservative. A few preliminary studies showed that the geometry effects on resistance to fracture can be studied and explained by using local approach methods. The Rousselier modeling is useful to explain the behaviour of ferritic steels in ductile fracture.

## SOMMAIRE

	Page
1 - INTRODUCTION	9
2 - LES EFFETS DE DIMENSION DES ÉPROUVETTES SUR LA RÉSISTANCE À LA DÉCHIRURE DUCTILE	9
2.1 - Présentation de l'étude menée par EDF et CEA	9
2.1.1 - Matériau étudié	9
2.1.2 - Caractérisation mécanique	10
2.1.3 - Essais de résistance à la déchirure ductile	10
2.1.4 - Résultats des essais	11
2.2 - Présentation de l'étude menée par MEA	14
2.3 - Comparaison des résultats des études EDF et MEA	15
2.4 - Conclusions	16
3 - DÉTERMINATION DE LA RÉSISTANCE À LA DÉCHIRURE DUCTILE DE STRUCTURES	16
3.1 - Analyse expérimentale	16
3.2 - Modélisation de la résistance à la déchirure ductile des structures	17
4 - CONCLUSION	19
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	20

## Pour une lecture rapide

La résistance à la rupture des tuyauteries des réacteurs à eau pressurisée doit être justifiée à l'aide d'analyses mécaniques. Ces analyses sont basées sur la résistance à la déchirure ductile des aciers que l'on évalue expérimentalement en laboratoire.

Les valeurs de résistance à la déchirure sont obtenues à partir d'essais de traction sur éprouvettes de mécanique de la rupture de type CTJ (détermination des courbes  $J - \Delta a$ ).

Il a été démontré que ces valeurs peuvent dépendre des dimensions des éprouvettes, en particulier de leur épaisseur. Ceci nécessite donc de déterminer la géométrie des éprouvettes qui conduisent à des résultats fiables qui pourront être utilisés dans les analyses mécaniques des composants.

Des études antérieures ont montré que les mesures sont d'autant plus "conservatives" que les épaisseurs des éprouvettes sont petites et que celles-ci peuvent être inférieures aux épaisseurs des composants. Par commodité, les laboratoires utilisent le plus souvent des éprouvettes CTJ d'épaisseur 25 mm.

Cependant, une étude récente a montré des résultats contradictoires : les valeurs des mesures de résistance à la déchirure les plus basses ont été obtenues avec des éprouvettes de 100 mm d'épaisseur. Ces essais ont été effectués sur un acier de cuve américaine de type A 302-B. Cet acier présente une teneur en soufre relativement importante et un niveau du palier ductile de résilience bas.

Or, certains aciers au C-Mn des tuyauteries secondaires présentent des caractéristiques (teneur en soufre et niveau ductile) tout à fait comparables. C'est pourquoi, une action a été engagée en vue de vérifier si un effet de dimension peut être observé dans le cas de ces aciers.

L'enjeu de cette étude est, par conséquent, de justifier les dimensions des éprouvettes qui doivent être utilisées pour caractériser la résistance à la déchirure ductile des aciers des tuyauteries secondaires.

Des essais ont été effectués sur des éprouvettes de type CTJ 12.5, CTJ 25 et CTJ 50. Deux matériaux présentant des teneurs en soufre différentes ont été étudiés; l'un au CEA-SRMA de Saclay, l'autre au Centre des Renardières.

Les résultats des essais montrent une complète similitude des valeurs  $J_{0,2}$  obtenues à partir des différentes éprouvettes. En revanche, les éprouvettes CTJ 50 présentent une résistance à la déchirure ductile qui est inférieure à celle mesurée sur les éprouvettes CTJ 12,5 et CTJ 25. Les faciès de rupture des différentes éprouvettes mettent en évidence des décohésions perpendiculaires au plan d'entaille et parallèles au plan de la tôle. Ces décohésions sont causées par la séparation des inclusions de sulfure de manganèse. L'effet observé sur les courbes  $J - \Delta a$  semble lié à la présence de ces décohésions.

Pour des géométries d'éprouvettes et des conditions d'essai (température d'essai très supérieure au niveau bas du palier ductile) identiques, les résultats obtenus dans la présente étude sont validés par ceux de la littérature. En revanche, les raisons pour lesquelles les décohésions entraîneraient une diminution du module de déchirure ( $dJ/da$ ) ne sont pas clairement définies à ce jour.

Une part importante de la difficulté d'extrapoler les résultats d'essais sur éprouvettes au comportement des structures tient à la contrainte imposée en fond d'entaille qui évolue en fonction du mode de chargement et de la géométrie de la structure. En effet, cette contrainte conditionne les micro mécanismes de déchirure ductile. Dans le cas des éprouvettes de type CT, le ligament restant est sollicité essentiellement en flexion avec une faible composante de traction. La bibliographie montre que les courbes obtenues sont conservatives. En effet, une analyse tridimensionnelle montre que la triaxialité des contraintes est maximale pour ce type d'éprouvettes (de l'ordre de 2 à 3).

La modélisation numérique de l'effet de géométrie et du mode de chargement sur les courbes "intégrale de contour  $J -$  croissance de fissure" a été effectuée à travers, en particulier, l'utilisation d'un modèle d'endommagement développé pour la rupture ductile des métaux (modèle de Rousselier) dans le cadre des approches locales de la rupture. Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir du comportement d'éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) et CT en acier austéno-ferritique moulé. Les résultats de la simulation mettent en évidence l'aspect conservatif des courbes obtenues à partir d'essais sur éprouvettes sollicitées en flexion.

Une analyse similaire a été effectuée dans le cadre d'un programme d'essai de Northern Research Laboratories (l'essai consiste en la mise en rotation d'un cylindre d'épaisseur 200 mm, présentant une fissure axiale, à la température de 290°C). Les résultats montrent, d'une part, qu'il y a un effet de dimension entre les courbes expérimentales déterminées sur petites éprouvettes (CT) et celles déterminées sur gros composants (cylindre fissuré); et d'autre part, que la modélisation utilisée, basée sur la description de l'endommagement à partir des valeurs locales des champs de contraintes et de déformation, prend en compte les effets induits par le mode de chargement sur le champ en pointe de fissure telle que la triaxialité des contraintes.

Ainsi, les effets de géométrie sur la résistance à la déchirure peuvent être étudiés et expliqués par l'utilisation des méthodes d'approche locale. Le modèle de Rousselier est un outil approprié à l'explication du comportement en déchirure ductile des aciers ferritiques.

# ÉTUDE DE LA RÉSISTANCE À LA DÉCHIRURE DUCTILE DES STRUCTURES : INFLUENCE DES DIMENSIONS ET DE LA GÉOMÉTRIE DES ÉPROUVETTES SUR L'AMORÇAGE ET LA PROPAGATION DE LA DÉCHIRURE DUCTILE.

Séminaire "mécanique des structures"

J.M. FRUND\* - B. MARINI\*\* - M. BETHMONT\*

(\*) : EDF/DER/EMA

(\*\*) : CEA/CEREM/DTM/SRMA

-----

## 1 - INTRODUCTION

La résistance à la rupture des tuyauteries des réacteurs à eau pressurisée doit être justifiée à l'aide d'analyses mécaniques. Ces analyses sont basées sur la résistance à la déchirure ductile des aciers que l'on évalue expérimentalement en laboratoire.

Les valeurs de résistance à la déchirure sont obtenues, généralement, à partir d'essais de traction sur éprouvettes de mécanique de la rupture de type CTJ [1] (détermination des courbes J -  $\Delta a$ ). Deux problèmes majeurs se posent pour l'utilisation de ces résultats à l'analyse du comportement de structures de fortes dimensions.

Le premier problème concerne l'effet de dimension des éprouvettes sur les courbes de résistance à la déchirure ductile, cet effet étant lié au type de matériau sollicité. En effet, si la dépendance des courbes J -  $\Delta a$  vis à vis des dimensions des éprouvettes a été démontrée, certaines études [2, 3] ont mis en évidence l'aspect conservatif des courbes déterminées à partir d'essais sur petites éprouvettes, d'autres [4, 5] mettent en évidence un comportement inverse.

Le second problème concerne l'influence des géométries des éprouvettes et du mode de chargement sur les valeurs conventionnelles de résistance à la déchirure ductile. En effet, si un paramètre important est la contrainte imposée en fond d'entaille, celle-ci évolue en fonction du mode de chargement et de la géométrie de la structure.

A travers ce document, nous essayons de comprendre les mécanismes de déchirure responsables des effets de dimensions d'éprouvettes sur les courbes J -  $\Delta a$ , dans le cas de deux aciers constituant des tuyauteries vapeur du circuit secondaire des centrales REP. Nous présentons également l'influence des différents modes de sollicitation, ainsi que les résultats d'une modélisation, basée sur la description de l'endommagement à partir des valeurs locales des champs de contraintes et de déformation (modèle de Rousselier), et qui apparaît comme un outil approprié à l'explication du comportement en déchirure ductile des aciers ferritiques

## 2 - LES EFFETS DE DIMENSION DES ÉPROUVETTES SUR LA RÉSISTANCE À LA DÉCHIRURE DUCTILE

### 2.1 - Présentation de l'étude menée par EDF et CEA

#### 2.1.1 - Matériau étudié

Deux aciers au carbone-manganèse, de type A48, constituant des tôles enroulées-soudées employées pour les tuyauteries vapeur (VVP) du circuit secondaire des réacteurs à eau pressurisée ont été utilisés. Ces aciers présentent, en particulier, des teneurs en soufre différentes (0,020% et 0,032%). Les résultats des analyses chimiques sont présentés dans le tableau I.

	C	Mn	Si	Cu	Ni	S	N
Acier 1 (EDF)	0,20	0,97	0,23	0,13	0,12	0,021	0,011
Acier 2 (CEA)	0,167	1,10	0,21	0,07	0,10	0,032	0,011

Tableau I: Composition chimique des aciers A48 testés.

Les micrographies [6, 7], effectuées sur coupe transversale mettent en évidence une répartition des inclusions au niveau de bandes de ferrite de la structure en bandes ferrite/perlite. Les inclusions sont orientées dans le sens de la structure en bandes due au corroyage.

### 2.1.2 - Caractérisation mécanique

Les caractéristiques conventionnelles de traction sont rassemblées dans le tableau II.

Des essais de résilience ont été effectués sur éprouvettes KCV. Les courbes de transition de résilience sont présentées en figure 1.

	Température (°C)	Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% de déformation (MPa)	Résistance à la traction (MPa)	Allongement après rupture (%)	Coefficient de striction (%)
Acier 1 (EDF)	300	187	502	25	52
Acier 2 (CEA)	300	180	440	31,2	65
Acier 2 (CEA)	100	250	397	36	74

Tableau II: Principales caractéristiques mécaniques des aciers A48 testés (orientation transversale).

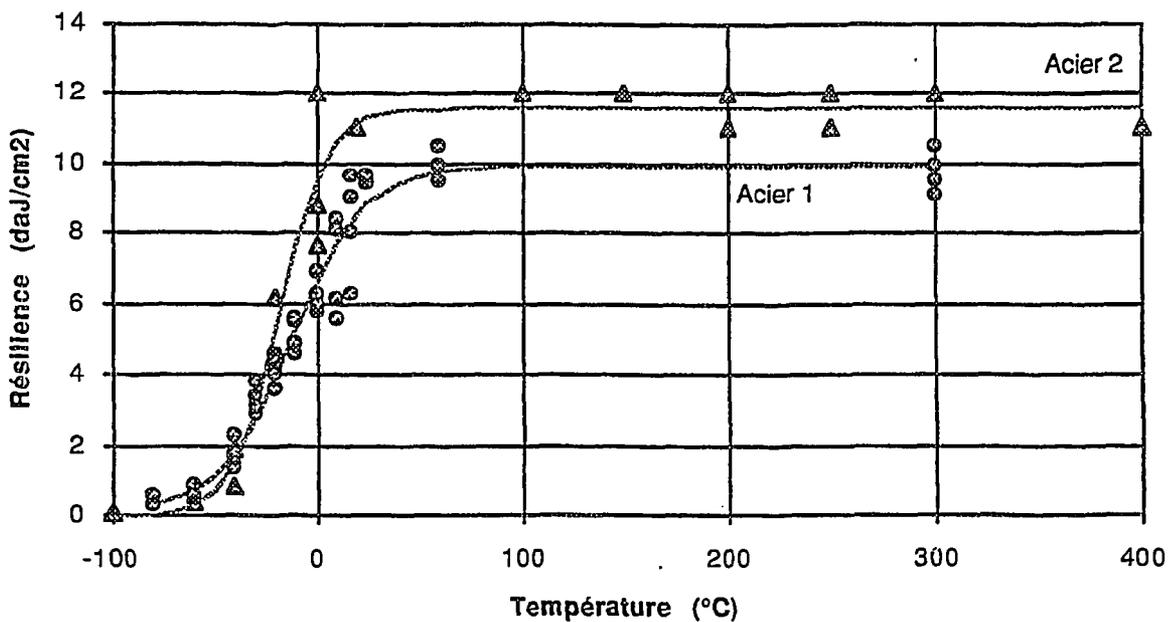


Figure 1: Courbes de transition de résilience des aciers A48 testés (orientation TL).

### 2.1.3 - Essais de résistance à la déchirure ductile

Les essais de résistance à la déchirure ductile ont été effectués sur des éprouvettes CTJ 12,5; CTJ 20, CTJ 25 et CTJ 50 avec entailles latérales à 45° usinées sur 20 % de l'épaisseur après la préfissuration. Le choix de la plus grande dimension d'éprouvette (CTJ 50) a été défini à partir des épaisseurs maximales des tuyauteries secondaires (56 mm pour les tranches CPO et CPY et 64 mm pour les tranches P4, P'4 et N4). Le prélèvement a été effectué suivant l'orientation TL.

Les éprouvettes sont préalablement fissurées par fatigue jusqu'à ce que la profondeur relative de la fissure atteigne la valeur:  $a_0/W = 0,60$ .

Les essais ont été conduits aux températures 100°C (acier 2) et 300°C (acier 1 et 2), à la fois, selon la méthode des déchargements partiels et des chargements interrompus, conformément à la procédure décrite dans la recommandation [1].

Le paramètre  $J$ , caractérisant la résistance à la rupture ductile, est calculé en fonction de la croissance de fissure  $\Delta a$ , d'après l'expression suivante :

$$J = \frac{\eta_0 U}{B_N (W - a_0)} \quad (1)$$

avec :  $\eta_0 : 2,00 + 0,522 (1 - a_0/W)$

$a_0$  : longueur totale du défaut avant l'essai de rupture ductile (défaut usiné + fissure de fatigue)

$U$  : aire sous la courbe charge/ouverture

$B_N$  : épaisseur, dans le plan de l'entaille, de l'éprouvette.

Le domaine de lissage des courbes ( $J$ ,  $\Delta a$ ) est délimité par la droite  $J = a (\Delta a - \delta_1)$ , parallèle à la droite d'érousement de fissure, par la droite  $J = J_{\max}$  correspondant à la borne supérieure du domaine où  $J$  est une approximation satisfaisante de l'intégrale de contour de Rice, et par la verticale  $\Delta a = \Delta a_{\max}$ . Les points valides permettent de déterminer les courbes ( $J$ ,  $\Delta a$ ) par lissage sous forme de fonction puissance:

$$J = C_1 (\Delta a + C_2)^n \quad (2)$$

Deux valeurs conventionnelles sont déterminées pour chaque type d'éprouvettes. L'une ( $J_{0,2}$ ) caractérise l'amorçage de la déchirure et représente l'énergie pour une propagation de 0,2 mm en tenant compte de l'érousement de la fissure. La seconde ( $dJ/da$ ) caractérise la résistance à la propagation de la déchirure et est définie comme la pente de la courbe exprimant la relation entre l'amplitude de croissance stable et l'intégrale  $J$ .

#### 2.1.4 - Résultats des essais

##### Étude des faciès de rupture

La microstructure en bandes du produit se traduit sur les surfaces de rupture par l'existence sur le front de déchirure de décohésions perpendiculaires au plan d'entaille et parallèles au plan de la tôle qui conduisent à un "feuilletage" de l'éprouvette (figure 2).

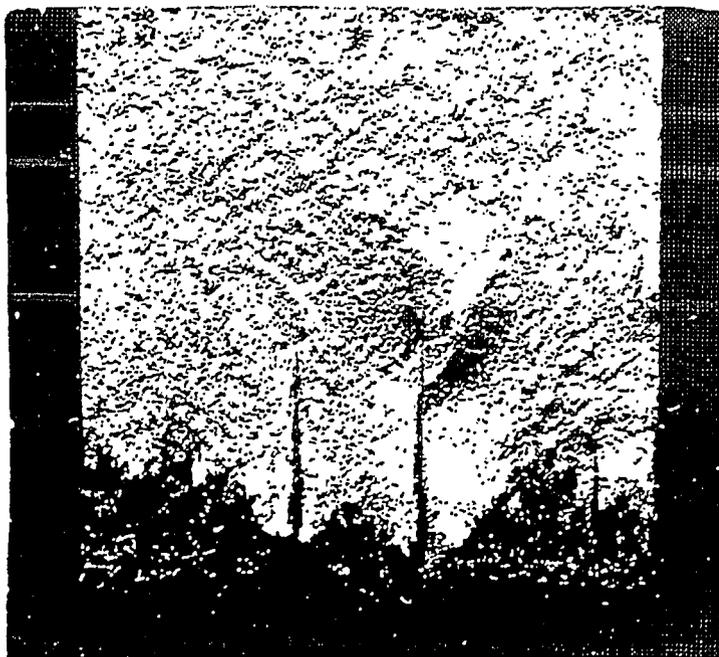


Figure 2: Surface de rupture d'une éprouvette CTJ 50 : mise en évidence de décohésions perpendiculaires au plan de la fissure.

Plusieurs causes possibles sont avancées, en général, pour expliquer l'apparition de ces décohésions [5]:

- une décohésion des inclusions,
- une rupture par clivage due à une structure cristallographique préférentielle, parallèle au plan de la tôle;
- une rupture par clivage de la structures en bandes.

Dans le cas des tôles enviroilées-soudées, il apparaît que ces décohésions sont causées par la séparation des inclusions de sulfure de manganèse [4, 5]. Dans la littérature [4, 5, 9, 10], ces décohésions sont présentées comme caractéristiques des essais effectués sur des éprouvettes prélevées dans l'orientation TL, pour un domaine de température comprenant la transition fragile-ductile et les basses températures du palier ductile. Il apparaît, à partir de nos résultats, que ce domaine peut être étendu à tout le palier ductile. Par ailleurs, des études menées sur un acier similaire (taux de soufre de 0,030 %), ont montré que ce type de faciès de rupture pouvait être rencontré dans le cas d'essais sur des éprouvettes prélevées dans le sens LT [7]. Cela s'explique par des structures longitudinale et transversale similaires, seule la teneur en inclusion change.

### Comparaison des résultats

Le tableau III regroupe les valeurs  $J_{0,2}$  et  $dJ/da$  pour chacune des éprouvettes. La figure 3 rassemble les courbes de résistance à la déchirure ductile pour les différents types d'éprouvettes.

Le premier résultat important est la similitude entre les valeurs  $J_{0,2}$  obtenues à partir des essais sur les différents types d'éprouvettes. En effet, l'écart très faible constaté entre ces différentes valeurs de  $J_{0,2}$  entre totalement dans la dispersion expérimentale mesurée lors des essais. Dans le cas de l'acier 2, pour la température de 300°C, il apparaît que la valeur d'amorçage déterminée à partir des éprouvettes CTJ 50 est nettement inférieure à celles déterminées à partir d'autres éprouvettes. En fait, il semble que la forte dispersion liée à l'utilisation de la méthode des déchargements partiels soit à l'origine de ce phénomène.

MATÉRIAUX	ÉPROUVETTES CTJ	TEMPÉRATURE (°C)	$J_{0,2}$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$\frac{dJ}{da}$ (MPa)
Acier 1 (EDF)	12,5	300	95	65
	25	300	102	70
	50	300	99	47
Acier 2 (CEA)	12,5	100	184	162
		300	136	73
	20	100	182	125
		300	153	59
	50	100	178	91
		300	66	74

Tableau III: Caractéristiques conventionnelles de résistance à la déchirure ductile (orientation TL).

En outre, nous pouvons remarquer que les valeurs du paramètre  $dJ/da$  obtenues à partir des essais sur éprouvettes CTJ 12,5 et CTJ 25 ou CTJ 20 sont très proches (acier 1 et acier 2 pour 100°C). En revanche, il apparaît que les éprouvettes CTJ 50 présentent une résistance à la déchirure plus faible que les autres éprouvettes testées dans le cadre de cette étude (acier 1 et acier 2 pour 100°C). Un dépouillement de cette courbe limitée au domaine de validité des éprouvettes CTJ 25 ( $\Delta a_{max} = 3$  mm environ) présente une valeur  $dJ/da$  qui est plus proche des valeurs  $dJ/da$  des courbes concernant les autres types d'éprouvettes.

Dans le cas de l'acier 2, pour la température d'essai de 300°C, nous ne pouvons pas déceler un effet de dimension sur le module de déchirure.

Des explications, de la baisse de résistance à la déchirure, basées sur la propriété de vieillissement dynamique du matériau [8], ou sur une hétérogénéité de la tôle dans laquelle ont été prélevées les éprouvettes de résistance à la déchirure, ne peuvent pas être prises en compte. En effet, les vitesses de sollicitation sont identiques pour chaque type d'éprouvettes, et les éprouvettes CTJ 12,5, qui ont été prélevées à travers toute l'épaisseur de la tôle, n'ont pas montré de dispersion liée au prélèvement.

Les résultats obtenus dans cette étude sont cohérents avec ceux de la littérature. En effet, Dexter et Griesbach [5], qui ont procédé à une importante recherche bibliographique, montrent que dans le cas d'essais sur éprouvettes entaillées, on ne note aucun effet de dimension sur l'énergie d'amorçage  $J_{IC}$  (ou  $J_{0,2}$ ), et un effet limité sur le module de déchirure ( $dJ/da$ ). Ils nous apprennent, par ailleurs, que cet effet n'augmente plus pour des épaisseurs d'éprouvettes supérieures à 50 mm.

Afin d'affiner nos conclusions concernant cette étude, nous allons à présent nous appuyer sur d'autres résultats de la littérature afin de mieux comprendre les mécanismes liés aux différences de comportement d'éprouvettes de dimensions variables.

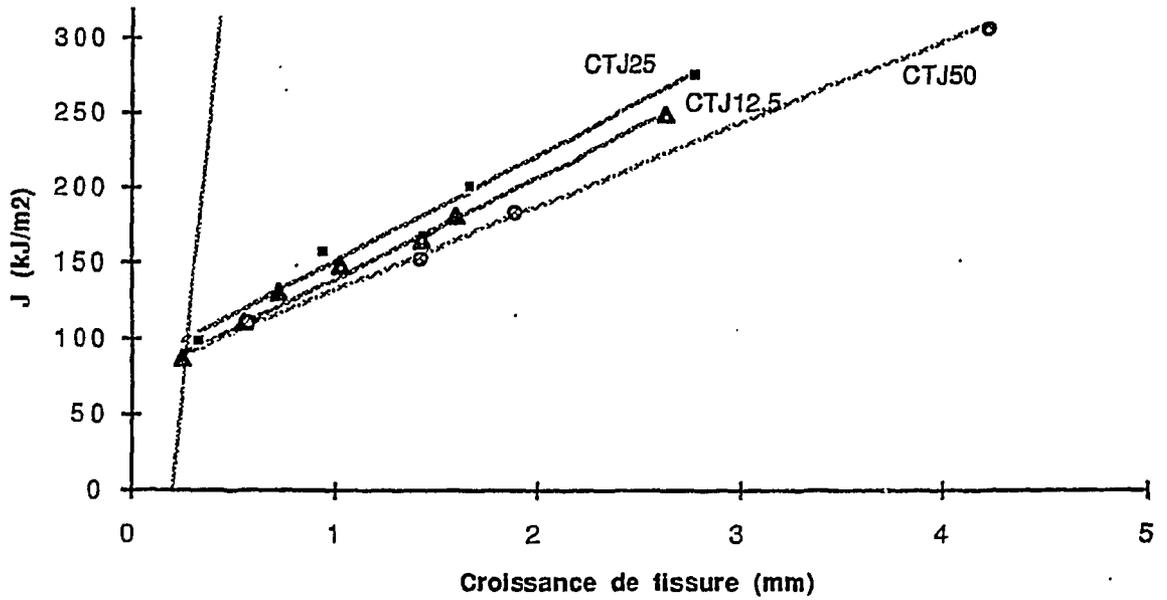


Figure 3a: Acier 1 (EDF) : courbes de résistance à la déchirure ductile (orientation TL, 300°C).

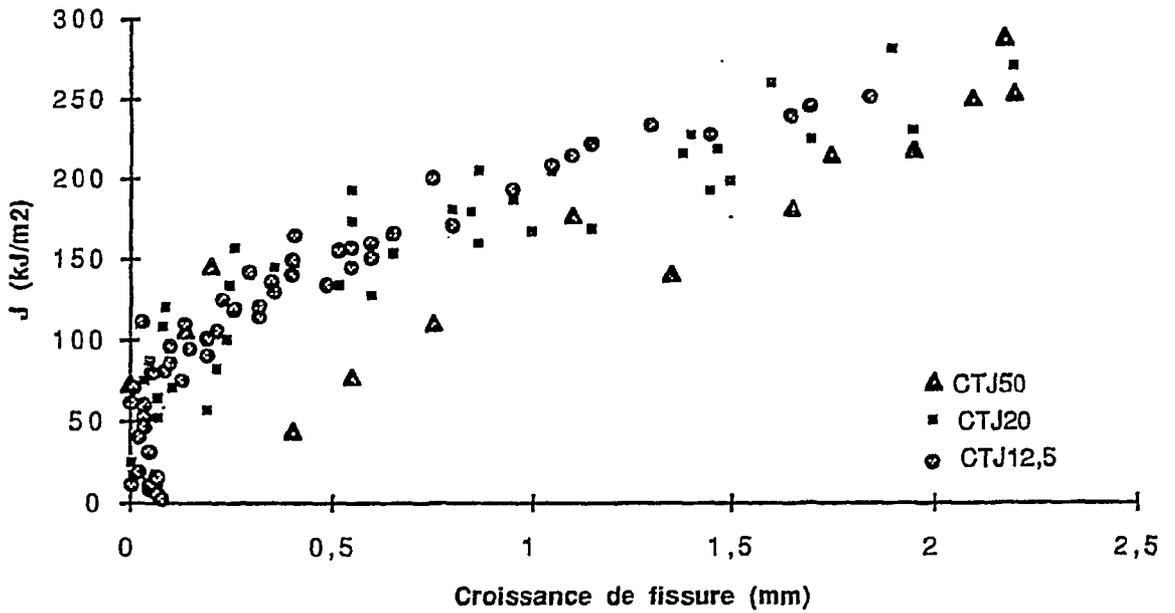


Figure 3b: Acier 2 (CEA) : courbes de résistance à la déchirure ductile (orientation TL, 300°C).

## 2.2 - Présentation de l'étude menée par M.E.A

Une importante étude a été menée par Hiser et Terrell [4] (Materials Engineering Associates, MEA) sur l'effet des dimensions des éprouvettes sur les courbes de résistance à la déchirure dans le cas d'une tôle en acier au Mn-Mo-V (référence ASTM : A 302-B). C'est une référence importante dans le cadre de notre étude car les éprouvettes ont été prélevées dans une tôle présentant une teneur en soufre très proche (0,021 %) de celle qui a servi de support à notre étude (acier 1). Par ailleurs, cette tôle en acier A 302-B présente, dans la direction TL, un palier ductile relativement bas (71 J) qui est à comparer avec les 99 J du palier ductile de l'acier 1. Le tableau IV rassemble les principales différences entre les deux études.

	EDF	MEA
Types d'éprouvettes	CTJ 12,5, CTJ 25, CTJ 50	0,5T-CT, 1T-CT, 2T-CT, 4T-CT, 6T-CT
Niveau ductile	79 J	73 J
TK7	-7,8°C	13,6°C
Température de début de palier ductile	69°C	84°C
Température d'essai	300°C	82°C
Procédure d'essai	Recommandation GFR [1]	ASTM E813 et E1152 [11]
Longueur relative de défaut $a_0/W$	0,6	0,5
Méthode de calcul de J	$\frac{\eta_0 U}{B_N (W - a_0)}$	JD, JM Formules de Ernst [5, 12]

Tableau IV: Comparaison des études EDF et MEA.

(On rappelle qu'une éprouvette 1T-CT est une éprouvette de type CT présentant une épaisseur de 1 pouce soit 25,4 mm).

Les faciès de rupture obtenus dans le cadre de cette étude, sont tout à fait similaires à ceux rencontrés dans le matériau "acier 1". La microstructure en bandes du produit A302-B se traduit sur les surfaces de rupture par l'existence sur le front de déchirure de décohésions perpendiculaires au plan d'entaille et parallèles au plan de la tôle qui conduisent à un "feuilletage" de l'éprouvette.

Les courbes de résistance à la déchirure ductile obtenues par MEA, pour les différents types d'éprouvettes testées, sont rassemblées sur la figure 4 (on rappelle que la norme ASTM définit  $J_{Ic}$  comme l'intersection de la courbe de résistance à la déchirure avec la parallèle à la droite d'émoussement de pente  $2^*R_{p0,2}$ ). Le tableau V rend compte des valeurs conventionnelles  $J_{Ic}$  et  $dJ/da$  pour les différents types d'éprouvettes.

Les résultats de cette étude montrent que l'amorçage de la déchirure est indépendant des dimensions des éprouvettes. En revanche, la résistance à la déchirure ductile apparaît dépendante des dimensions des éprouvettes. On peut remarquer que les essais sur éprouvettes 4T (d'épaisseur 100 mm environ) permettent de définir la courbe  $J - \Delta a$  la plus basse.

Les explications de cet "effet dimension", données par Hiser et Terrell, sont basées sur la présence des décohésions, des inclusions de sulfure de manganèse, perpendiculaires au plan de la fissure.

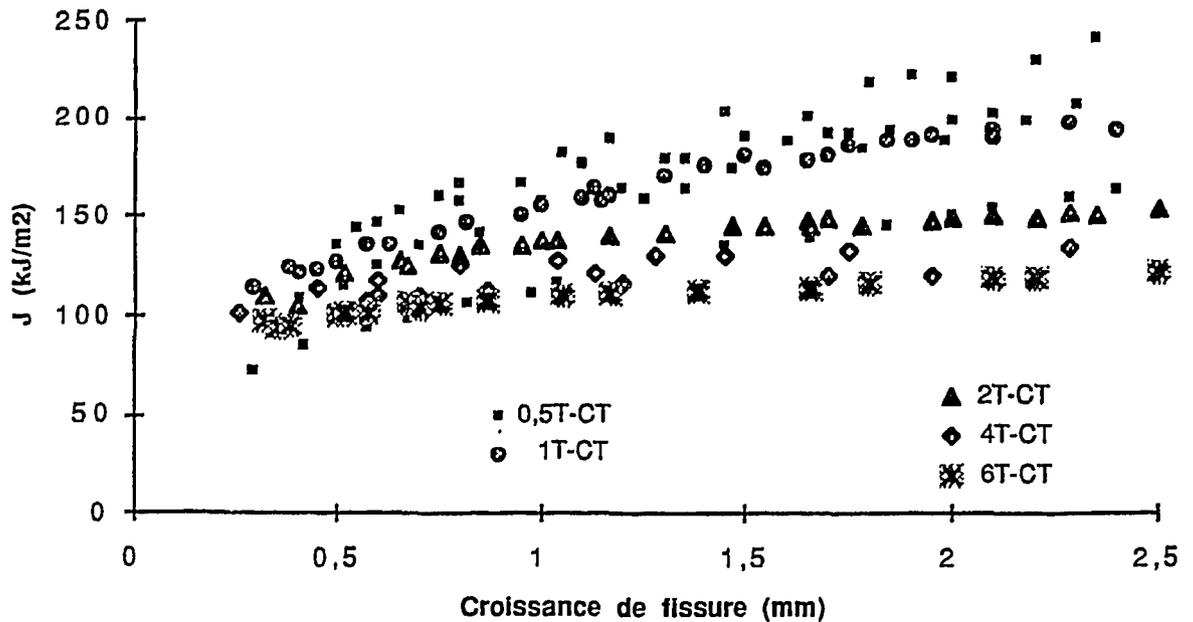


Figure 4: Étude MEA : Courbes de résistance à la déchirure ductile. Acier A302-B. Orientation TL, 82°C.

Éprouvettes	J <sub>lc</sub> (en kJ/m <sup>2</sup> )	$\frac{dJ}{da}$ (en MPa)
0,5T - CT	102	45
1T - CT	115	37
2T - CT	110	24
4T - CT	104,5	14
6T - CT	92	14

Tableau V : Valeurs conventionnelles d'amorçage et de résistance à la déchirure ductile obtenues dans le cadre de l'étude MEA.

### 2.3 - Comparaison des résultats des études EDF et MEA

Il apparaît que dans le cas des deux études, un phénomène particulier, lié au matériau, vient perturber les résultats des essais : il s'agit des décohésions dans le plan perpendiculaire au plan de la fissuration.

La création de ces décohésions est liée à la présence d'une contrainte de traction, dans le plan perpendiculaire au plan de la fissure de fatigue, suffisamment importante pour que le critère de la contrainte maximale soit atteint sur un "point faible", c'est à dire une inclusion de sulfure de manganèse. Cette contrainte est évidemment nulle sur les bords (condition de bord libre) et maximale au centre de l'épaisseur de l'éprouvette. Cela explique les décohésions importantes au centre de l'éprouvette. Nous pouvons remarquer que, lors d'importantes décohésions, la propagation de la déchirure se fait par "effet tunnel" liée à la présence d'une contrainte dans l'épaisseur, nulle sur les bords libres formés par les décohésions, et maximale au centre de la zone formée par deux décohésions (figure 2).

Dexter et Griesbach [5] montrent qu'en général, les éprouvettes de forte largeur ou épaisseur créent des contraintes, à travers l'épaisseur, plus importantes pour des distances, au delà du front de fissure, plus grandes.

L'extension de la zone de tension est limitée par le lieu de la fibre neutre du ligament non-fissuré; elle est donc une fonction directe de la dimension du ligament restant, donc de la dimension des éprouvettes.

Cependant, les effets de dimension des éprouvettes sur la résistance à la déchirure sont nettement plus importants dans le cas des essais MEA que dans le cas des essais que nous avons menés. Trois raisons peuvent expliquer ce phénomène:

#### a) Influence du matériau

On ne peut pas exclure, dans un premier temps que le matériau A302-B soit plus sensible à l'effet de dimension. Cela pourrait s'expliquer par une anisotropie plus importante, de ce matériau, liée à une teneur en inclusions plus importante.

#### b) Influence de la longueur relative de défaut $a_0/W$

Une différence importante entre les études MEA et EDF fait référence à la longueur relative de défaut ( $a_0/W$ ) et donc à la longueur du ligament non-fissuré ( $W - a_0$  suivant [1]). Le ligament fissuré, au début de l'essai, est égal à  $0,5 W$  dans le cas de l'étude MEA et  $0,4 W$  pour la procédure d'essai GFR [1].

De nombreux auteurs [4, 5, 13, 14] ont étudié l'influence de la longueur relative de défaut sur la résistance à la déchirure ainsi que sur l'influence de cette longueur sur la sensibilité des courbes  $J - \Delta a$  à "l'effet de dimension". Hellmann et Schwalbe [14] montrent que lorsque le ligament non fissuré diminue, les décohésions des inclusions de sulfure de manganèse se produisent pour des croissances de fissures plus faibles. Ainsi, les éprouvettes de dimensions réduites intègrent, dans leur comportement, les perturbations liées à ces décohésions.

#### c) Influence du domaine de température

Dexter et Griesbach [5] montrent que la plupart des recherches effectuées sur les effets de dimension des éprouvettes débouchent sur des conclusions liées à un mode d'amorçage en clivage ou mixte clivage/ductile. Dans le cas de l'étude menée par MEA, la température d'essai ( $82^\circ\text{C}$ ) est une température basse du palier ductile (tableau V). Nous ne pouvons donc pas exclure un mode mixte d'initiation de la rupture.

En dépit du fait qu'un même paramètre mécanique ( $J$ ) peut être utilisé pour représenter la rupture brutale (clivage) et la déchirure, il est important de rappeler que ces deux modes de rupture sont liés à des micro mécanismes tout à fait différents. Ainsi, en clivage les effets de dimension des éprouvettes sont importants, en revanche, la littérature tend à montrer que ces effets deviennent pratiquement nuls pour des températures d'essais très supérieures au domaine des basses températures du palier ductile (ceci ne s'applique qu'aux éprouvettes avec entailles latérales qui est le cas qui nous intéresse).

## 2.4 - Conclusions

La littérature présente les décohésions, mises en évidence dans cette étude, comme la source des effets de dimension sur le module de déchirure. En revanche, les mécanismes liés à ces décohésions, qui pourraient expliquer cet effet de dimension, ne sont pas connus. Dexter et Griesbach [5] tentent d'apporter une explication, en utilisant le modèle de Lereim [15], basée sur la relation entre l'angle en fond de fissure, créé par la flexion (CTOA) et par les décohésions, et le déplacement en fond de fissure (CTOD). Mais cette explication ne peut nous convenir car elle est incompatible avec les résultats similaires des essais sur éprouvettes CTJ 12,5 et CTJ 25.

Malgré la présence de ce type de décohésions sur les faciès de rupture des éprouvettes CTJ, une simulation numérique utilisant un critère d'approche locale est envisagée. Pour cela, il est nécessaire d'identifier les mécanismes de rupture, à la fois, dans le plan de la fissure et perpendiculairement à ce plan.

## 3 - DÉTERMINATION DE LA RÉSISTANCE À LA DÉCHIRURE DUCTILE DE STRUCTURES

Les travaux présentés ci-dessus montrent la difficulté d'appliquer les caractéristiques de déchirure ductile déterminées sur éprouvettes, à la détermination du comportement de structures. L'utilisation d'éprouvettes standard mais présentant des dimensions comparables à celle de la structure étudiée (éprouvettes CTJ 50 dans le cas de l'étude du comportement de tuyauteries d'épaisseur 56 mm, par exemple) peut faciliter l'extrapolation des résultats obtenus. Mais d'autres problèmes, autres que ceux liés aux dimensions des éprouvettes, doivent être pris en compte.

### 3.1 - Analyse expérimentale

#### Influence des conditions expérimentales

Deux problèmes, d'ordre technologique, apparaissent lors des tentatives de corrélations entre les valeurs d'amorçage ( $J_{0,2}$ ) et de propagation ( $dJ/da$ ) obtenues sur éprouvettes et sur maquettes plus représentatives des structures. En ce qui concerne la détermination de la valeur conventionnelle d'amorçage de la déchirure, les moyens de mesure de la propagation utilisés sur les structures (mesure de la différence de potentiel, ...) ne permettent pas une bonne justesse des mesures. C'est pourquoi, les valeurs de  $J_{0,2}$  déterminées par des essais sur structures sont très

supérieures aux mêmes valeurs déterminées sur éprouvettes. Par ailleurs, afin de respecter les conditions de plasticité confinée, les taux de déchirure mesurés sur éprouvettes n'excèdent pas quelques millimètres alors que celles mesurées sur maquettes atteignent plusieurs dizaines de millimètres. La figure 5 présente une comparaison des courbes de résistance à la déchirure ductile déterminées à partir, d'essais de flexion 4 points sur des tuyauteries de diamètre extérieur 406 mm présentant un défaut circconférentiel traversant, ou d'essais de traction sur éprouvettes CTJ.

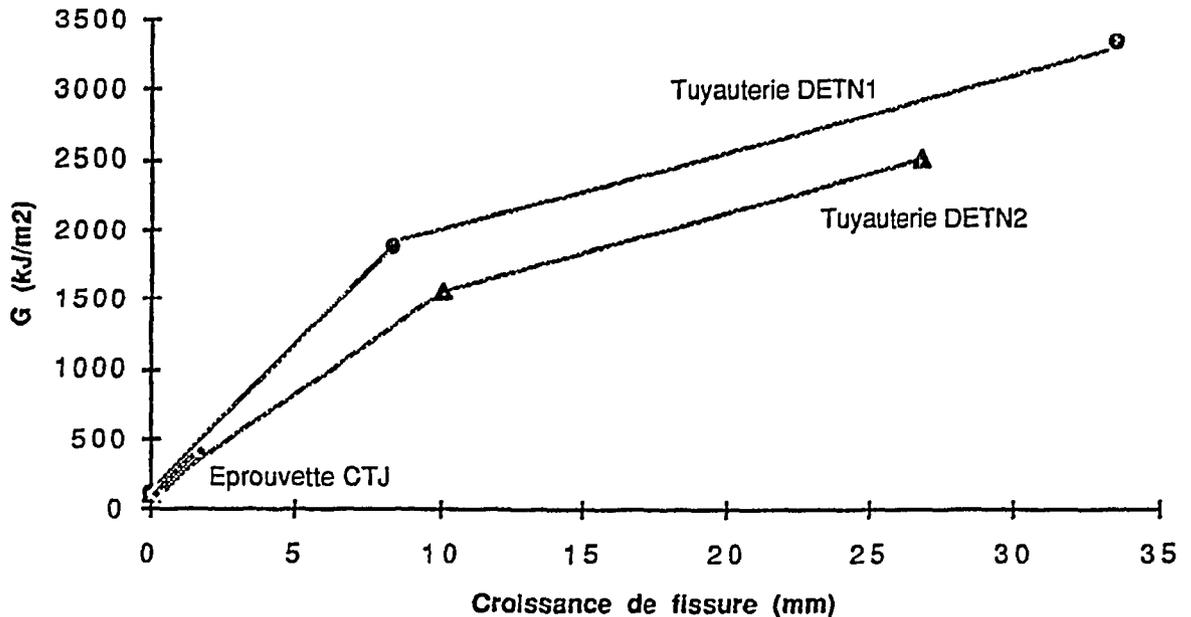


Figure 5: Courbes de résistance à la déchirure ductile. Essais sur tuyauteries de diamètre 406 mm (16"), présentant un défaut circconférentiel traversant d'angle 120° (DETN1) ou 60° (DETN2), et sur éprouvettes CT (acier A42) [20].

### Influence du mode de chargement et de la géométrie des éprouvettes

Une part importante de la difficulté d'extrapoler les résultats d'essais sur éprouvettes au comportement des structures tient à la contrainte imposée en fond d'entaille qui évolue en fonction du mode de chargement et de la géométrie de la structure. En effet, cette contrainte conditionne les micro mécanismes de déchirure ductile. C'est pourquoi, de nombreux auteurs [16 - 19] se sont attachés à montrer l'influence du mode de chargement et de la géométrie des éprouvettes. En particulier, Garwood [16] et Gibson [17, 19] ont étudié l'influence de la présence d'entailles latérales dans le plan de fissuration sur le comportement d'éprouvettes sollicitées en traction ou en flexion (éprouvettes CCT, SENB,...). Les résultats (figure 6) montrent que les valeurs d'énergie à l'amorçage sont tout à fait comparables. En revanche, le module de déchirure est très affecté par la présence ou non d'entailles latérales ainsi que par le mode de chargement. Il apparaît que les essais sur éprouvettes entaillées latéralement et sollicitées en flexion introduisent des valeurs basses de module de déchirure. En outre, la présence d'entailles latérales diminue l'écart lié au mode de sollicitation mais ne l'annule pas totalement.

Dans le cas des éprouvettes de type CT, le ligament restant est sollicité essentiellement en flexion avec une faible composante de traction. Dexter et Griesbach [5] montrent que les courbes obtenues sont conservatives. En effet, une analyse tridimensionnelle montre que la triaxialité des contraintes est maximale pour ce type d'éprouvettes (de l'ordre de 2 à 3).

### 3.2 - Modélisation de la résistance à la déchirure ductile des structures

La modélisation numérique de l'effet de géométrie et du mode de chargement sur les courbes "intégrale de contour J - croissance de fissure" a été effectuée à travers, en particulier, l'utilisation d'un modèle d'endommagement développé pour la rupture ductile des métaux (modèle de Rousselier) dans le cadre des approches locales de la rupture [21, 22]. Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir du comportement d'éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) et CT en acier austénoferrique moulé. Les résultats de la simulation mettent en évidence l'aspect conservatif des courbes obtenues à partir d'essais sur éprouvettes sollicitées en flexion.

Une analyse similaire a été effectuée dans le cadre d'un programme d'essai de Northern Research Laboratories [23]. Ce programme entre dans le cadre de l'analyse de la résistance à la rupture des cuves de centrales REP. Le principe expérimental est basé sur la mise en rotation d'un cylindre d'épaisseur 200 mm, présentant une fissure axiale,

à la température de 290°C. La figure 7 présente les courbes de résistance à la déchirure ductile obtenues, à la fois, sur des éprouvettes CT et lors des essais sur le cylindre fissuré, ainsi que la courbe obtenue à partir du modèle de Rousselier, dont les paramètres ont été identifiés grâce aux essais sur CT.

Deux conclusions s'imposent, tout d'abord nous retrouvons un effet de dimension entre les courbes expérimentales déterminées sur petites éprouvettes (CT) et celles déterminées sur gros composants (cylindre fissuré). Enfin, il apparaît, que la modélisation utilisée, basée sur la description de l'endommagement à partir des valeurs locales des champs de contraintes et de déformation, prend en compte les effets induits par le mode de chargement sur le champ en pointe de fissure telle que la triaxialité des contraintes.

Ainsi, les effets de géométrie sur la résistance à la déchirure peuvent être étudiés et expliqués par l'utilisation des méthodes d'approche locale. Le modèle de Rousselier est un outil approprié à l'explication du comportement en déchirure ductile des aciers ferritiques.

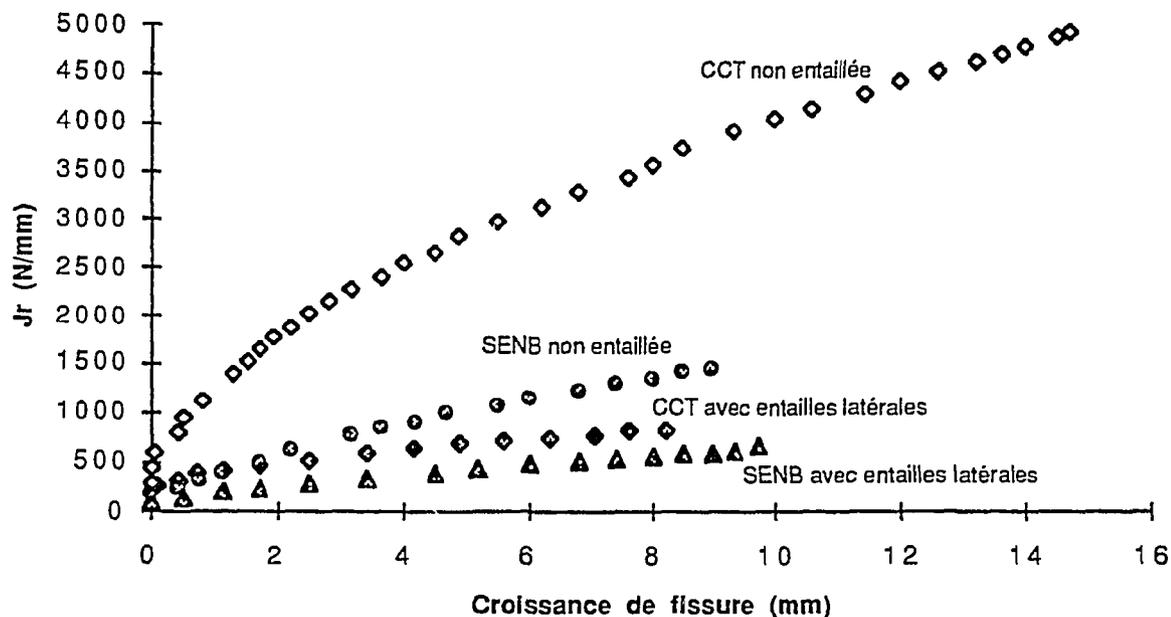


Figure 6: Courbes de résistance à la déchirure ductile : étude de l'influence du mode de chargement et de la géométrie [16].

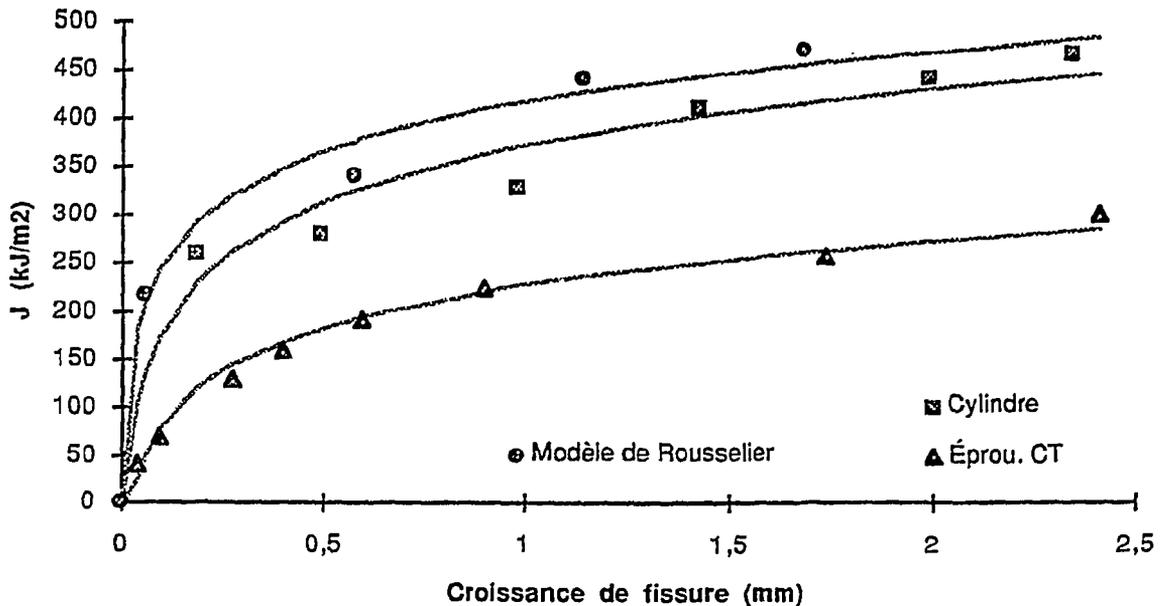


Figure 7: Comparaison des courbes expérimentales (éprouvettes CT et cylindre fissuré soumis à une sollicitation de pression interne) et numériques de résistance à la déchirure ductile.

#### 4 - CONCLUSION

La résistance à la rupture des tuyauteries des réacteurs à eau pressurisée doit être justifiée à l'aide d'analyses mécaniques. Ces analyses sont basées sur la résistance à la déchirure ductile des aciers que l'on évalue expérimentalement en laboratoire.

Les valeurs de résistance à la déchirure sont obtenues, généralement, à partir d'essais de traction sur éprouvettes de mécanique de la rupture de type CTJ [1] (détermination des courbes  $J-\Delta a$ ). Deux problèmes majeurs se posent pour l'utilisation de ces résultats à l'analyse du comportement de structures de fortes dimensions.

Le premier problème concerne l'effet de dimension des éprouvettes sur les courbes de résistance à la déchirure ductile, cet effet étant lié au type de matériau sollicité. Le second concerne l'influence des géométries des éprouvettes et du mode de chargement sur les valeurs conventionnelles de résistance à la déchirure ductile.

Une étude sur l'influence des dimensions des éprouvettes a été lancée. Des éprouvettes de type CTJ 12,5, CTJ 20, CTJ 25 et CTJ 50 ont été prélevées dans deux tôles enviroloées-soudées constituant les lignes VVP de centrales REP.

Les résultats des essais montrent une complète similitude des valeurs  $J_{0,2}$  obtenues à partir des différentes éprouvettes. En revanche, les éprouvettes CTJ 50 présentent une résistance à la déchirure ductile qui est inférieure à celle mesurée sur les éprouvettes CTJ 12,5 et CTJ 25. Les faciès de rupture des différentes éprouvettes mettent en évidence des décohésions perpendiculaires au plan d'entaille et parallèles au plan de la tôle. Ces décohésions sont causées par la séparation des inclusions de sulfure de manganèse. L'effet observé sur les courbes  $J-\Delta a$  semble lié à la présence de ces décohésions.

Pour des géométries d'éprouvettes et des conditions d'essai (température d'essai très supérieure au niveau bas du palier ductile) identiques, les résultats obtenus dans la présente étude sont validés par ceux de la littérature.

En revanche, les raisons pour lesquelles les décohésions entraîneraient une diminution du module de déchirure ( $dJ/da$ ) ne sont pas clairement définies à ce jour.

Les résultats publiés montrent l'importance des effets de géométrie (présence ou non d'entailles latérales,...) et du mode de chargement sur les courbes de résistance à la déchirure ductile. Il apparaît que les courbes déterminées à partir d'essais sur éprouvettes CTJ sont conservatives.

Quelques études préliminaires ont montré que les effets de géométrie sur la résistance à la déchirure peuvent être étudiés et expliqués par l'utilisation des méthodes d'approche locale. Il apparaît que le modèle de Rousselier, basé sur la description de l'endommagement à partir des valeurs locales des champs de contraintes et de déformation, est un outil approprié à l'explication du comportement en déchirure ductile des aciers ferritiques.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] - Recommandation d'essais de mesure de la résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (essais J - Da). Groupe Fragilité Rupture, juin 1990.
- [2] - DE ROO P. - MARANDET B. - PHELIPPEAU G. - ROUSSELIER G. - Effect of Specimen Dimensions on Critical J-Value at the Onset of Crack Extension, ASTM STP 833, juillet 1982.
- [3] - ROUSSELIER G. - Interrupted Test Method : The Effect of Specimen Geometry - Proceedings of a CSNI Workshop, NEA, pp 144-158, décembre 1982.
- [4] - HISER A.L. - TERRELL J.B. - Size Effects on J-R Curves for A 302-B Plate, Materials Engineering Associates, Inc., NUREG/CR-5265, janvier 1989.
- [5] - DEXTER R.J. - GRIESBACH T.J. - The causes of geometry effects in ductile tearing, IAEA/CSNI, Fracture Mechanics Verification by Large-Scale Testing, Oak Ridge, Tennessee, USA, octobre 1992.
- [6] - CROUZET D. - Caractérisation mécanique de produits en acier au carbone manganèse pour tuyauteries du circuit secondaire principal des centrales à eau sous pression: étude d'un produit à teneur en soufre intermédiaire (0,020%), Procès verbal EDF, Document à paraître.
- [7] - CROUZET D. - GUILLLOTEAU J.L. - Caractérisation mécanique de produits en acier au carbone manganèse pour tuyauteries du circuit secondaire principal des centrales à eau sous pression: caractérisation mécanique du matériau constituant la butée fixe de la ligne 2 de la tranche 1 de la centrale de Fessenheim, Procès verbal EDF n° HT-43 PV D 649-A, avril 1988.
- [8] - CROUZET D. - SAINTON L. - Caractérisation mécanique de produits en acier au carbone manganèse pour tuyauteries du circuit secondaire principal des centrales à eau sous pression. Essais complémentaires: tracé des courbes rationnelles de traction dans le sens long à température ambiante et à 300°C, sur le matériau constituant la butée fixe de la ligne 2 de la tranche 1 de la centrale de Fessenheim, Procès verbal EDF n° HT-43 PV G 320-B, novembre 1988.
- [9] - ENGL B. - FUCHS A. - The cause of separations and its effects on fracture toughness, 4th European Conference on Fracture, Leoben, Austria, septembre 1982.
- [10] - FIRRAO D. - DOGLIONE R. - ILIA E. - Thickness constraint loss by delamination and pop-in behavior, ASTM Symposium on Constraint Effects in Fracture, Indianapolis, USA, mai 1991.
- [11] - ASTM, Standard Test Method for JIC, a Measure of Fracture Toughness, E813-87.
- [12] - ERNST H.A. - Materials resistance and instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth, ASTM STP 668, PP5-36, 1979.
- [13] - CHAVAILLARD J.P., MIANNAY D. - Application of the J concept to very small specimens of austenitic stainless steels - The experimental point of view - Proceedings of a CSNI Workshop, NEA, pp 144-158, décembre 1982.
- [14] - HELLMANN D. - SCHWALBE K.-H. - Geometry and size effects on J-R and d-R curves under plane stress conditions, ASTM STP 833, juillet 1982.
- [15] - LEREIM J. - Ductile Fracture Mechanisms of Structural Steel, 4th European Conference on Fracture, Leoben, Autriche, K.L. Maurer and F.E. Matzer, Eds., pp. 11-22, 1982.
- [16] - GARWOOD S.J. - Geometry and Orientation Effects on Ductile Crack Growth Resistance, Int. J. Pres. Ves. & Piping, n° 10, pp. 297-319, 1982.
- [17] - GIBSON G.P. - DRUCE S.G. - TURNER C.E. - Effect of Specimen size and Geometry on Ductile Crack Growth Resistance in a C-Mn Steel, International Journal of Fracture, n° 32, pp. 219-240, 1987.
- [18] - MAI Y.W. - COTTERELL B. - Effect of Specimen Geometry on the Essential Work of Plane Stress Ductile Fracture, Engineering Fracture Mechanics Vol. 21, n° 1, pp. 123-128, 1985.
- [19] - GIBSON G.P. - DRUCE S.G. - Progress in Understanding Specimen size and Geometry Effects on Ductile Fracture, ICF 7 Advances in Fracture Research, pp. 181-188, Houston, mars 1989.
- [20] - LE DELLIQU P. - CROUZET D. - Essais de Rupture sur des Tuyauteries Comportant des Défauts Circonférentiels Traversants : Résultats et Analyses des Essais Réalisés en 1987 et 1988, Rapport EDF/DER n° HT-46/NET 1114-A, août 1990.

[21] - DEVESA G. - BETHMONT M. - ROUSSELIER G. - *Etude des effets de géométrie sur la courbe de résistance à la rupture après maintiens en température d'un acier austénoferritique pour coudes moulés*, Rapport EDF/DER n°HT43/PVD-666, mars 1988.

[22] - ROUSSELIER G. - DEVESA G. - BETHMONT M. - *Effect of Specimen Geometry on J-resistance Curves in Near Small-scale Yielding Conditions*, ICF 7 *Advances in Fracture Research*, pp. 181-188, Houston, mars 1989.

[23] - ERIPRET C. - ROUSSELIER G. - *First Spinning Cylinder Test Analysis by Using Local Approach to Fracture*, IAEA/CSNI, *Fracture Mechanics Verification by Large-Scale Testing*, Oak Ridge, Tennessee, USA, octobre 1992.



*Direction des Etudes  
et Recherches*

*Service Information  
Prospective et Normalisation*

CLAMART

Le 07/09/95

*Département Systèmes d'information  
et de documentation*

CEA

MIST/SBDS/SPRI  
CENTRE DE SACLAY

91191 GIF SUR YVETTE CEDEX

*Groupe Exploitation  
de la Documentation Automatisée*

1, avenue du Gal de Gaulle  
92141 CLAMART Cedex  
tel : 47 65 56 33

à l'attention de :

## MEMOIRE TECHNIQUE ELECTRONIQUE

\*\*\*\*\*  
Cette feuille est détachable grâce à la microperforation sur le coté droit.  
\*\*\*\*\*

Référence de la demande : **F542242**

Votre commande :

Origine : **CATALOGUE DES NOTES DER**

Numéro du document : **95NB00058**

Titre : **INFLUENCE DES DIMENSIONS ET DE LA GEOMETRIE DES EPROUVETTES SUR  
L'AMORCAGE ET LA PROPAGATION DE LA DECHIRURE DUCTILE**

Auteurs : **FRUND J. M./MARINI B./BETHMONT M.**

Source : **COLL. NOTES INTERNES DER. PRODUCTION D'ENERGIE (HYDRAULIQUE, THE**  
Serial :

Référence du document : **SANS**

Nombre de pages: **0001**

Nombre d'exemplaires : **001**

Support : **P**