

juin 2000 6641

N° d'ordre : 2317

THESE
présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE

par

Christian GENEY



**ETUDE EXPERIMENTALE ET MODELISATION PAR APPROCHE
LOCALE DE LA RUPTURE DUCTILE DE TROIS ACIERS INOXYDABLES
AUSTENITIQUES ET D'UN ACIER 16MND5.**

Ecole Centrale de Lille
Laboratoire Mécanique de Lille
URA CNRS 1441

Soutenu le 29 Septembre 1998 devant le jury composé de :

Mr PINEAU A., Professeur, Ecole des Mines de Paris	: Président du Jury
Mr CLAVEL M., Professeur, UTC	: Rapporteur
Mr OUDIN J., Professeur, LAMIH	: Rapporteur
Mr DESPLANQUES Y., Maître de Conférences, EC-Lille	: Examineur
Mr MILLOT T., Docteur Ingénieur, DGA/DCN/INDRET/CESMAN	: Examineur
Mr NAIT ABDELAZIZ M., Professeur, EUDIL	: Examineur
Mr PILVIN P., Professeur, Ecole Centrale de Paris	: Examineur
Mme DEGALLAIX S., Professeur, EC-Lille	: Directrice de Thèse

SOMMAIRE

REMERCIEMENTS.....	REM-1
INTRODUCTION.....	INT-1
I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	I-1
I.1 : LA MECANIQUE DE LA RUPTURE.....	I-3
I.1.1 : <i>Présentation générale</i>	I-3
I.1.2 : <i>Intégrale J de Rice</i>	I-5
I.2 : APPROCHES A DEUX PARAMETRES.....	I-14
I.2.1 : <i>Approche utilisant le paramètre T</i>	I-14
I.2.1.1 : <i>Définition</i>	I-14
I.2.1.2 : <i>Méthodes de détermination de T</i>	I-18
I.2.1.3 : <i>Utilisation pratique du paramètre T</i>	I-20
I.2.2 : <i>Approche utilisant le paramètre Q</i>	I-22
I.2.2.1 : <i>Définition</i>	I-22
I.2.2.2 : <i>Méthodes de détermination de Q</i>	I-23
I.2.3 : <i>Conclusion</i>	I-27
I.3 : METHODES D'APPROCHE LOCALE.....	I-28
I.3.1 : <i>Introduction</i>	I-28
I.3.2 : <i>Processus physique de rupture ductile</i>	I-28
I.3.3 : <i>Modèle de Rice-Tracey</i>	I-29
I.3.4 : <i>Modèle de Gurson-Tvergaard</i>	I-33
I.3.5 : <i>Modèle de Rousselier</i>	I-42
I.4 : CONCLUSION.....	I-46
II. ETUDE EXPERIMENTALE.....	II-1
II.1. : MATÉRIAUX ÉTUDIÉS.....	II-3
II.1.1. : <i>Dénominations</i>	II-3
II.1.2. : <i>Compositions chimiques</i>	II-4
II.1.3. : <i>Traitements thermiques</i>	II-5
II.1.4. : <i>Microstructures</i>	II-6
II.2. : ESSAIS DE TRACTION MONOTONE.....	II-20
II.2.1. : <i>Essais de traction monotone à température ambiante</i>	II-20
II.2.2. : <i>Essais de traction monotone à 280°C</i>	II-27
II.3. : ESSAIS SUR ÉPROUVETTES AXISYMETRIQUES ENTAILLÉES.....	II-32
II.3.1. : <i>Géométries des éprouvettes</i>	II-32
II.3.2. : <i>Extensomètre diamétral</i>	II-34

II.3.3. : Essais de traction monotone sur éprouvettes AE à température ambiante.....	II-36
II.3.4. : Essais de traction monotone sur éprouvettes AE à 280°C.....	II-44
II.4. : OBSERVATIONS DES FACIÈS DE RUPTURE SUR ÉPROUVETTES AE.....	II-51
II.5. : OBSERVATION DES CAVITÉS SUR ESSAIS INTERROMPUS.	II-55
III. : APPLICATION DU MODELE DE RICE-TRACEY	III-1
III.1. : DÉFINITION DU MODÈLE ÉLÉMENTS FINIS DES ÉPROUVETTES AE.....	III-3
III.2. : RECALAGE DE LA LOI DE COMPORTEMENT PAR RAPPORT AUX DONNÉES EXPÉRIMENTALES.....	III-7
III.2.1. : <i>Insuffisance des données de l'essai de traction.</i>	III-7
III.2.2. : <i>Identification d'une loi de comportement à partir des essais sur éprouvettes AE</i>	III-9
III.2.3. : <i>Résultats</i>	III-13
III.3. : ÉVOLUTION DU TAUX DE TRIAXIALITÉ AU CŒUR DES ÉPROUVETTES AE.....	III-15
III.4. : DÉTERMINATION DU PARAMÈTRE DE RICE - TRACEY	III-18
III.4.1. : <i>Méthode de détermination du paramètre de Rice-Tracey</i>	III-18
III.4.2. : <i>Résultats</i>	III-19
III.5. : INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS OBTENUS.	III-23
III.6. : CONCLUSION	III-27
IV. : APPLICATION DU MODELE DE GURSON - TVERGAARD.....	IV-1
IV.1. : DÉFINITION DU MODÈLE	IV-3
IV.2. : RÉSULTATS	IV-4
IV.3. : VALIDATION DE LA MÉTHODE DE DÉTERMINATION DES COURBES D'ÉCROUISSAGE	IV-6
IV.4. : INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS.	IV-9
IV.4.1. : <i>Comparaison des paramètres obtenus pour les différents aciers et les différentes</i> <i>températures.</i>	IV-9
IV.4.2. : <i>Evolution de la fraction volumique de cavités au cours du chargement.</i>	IV-11
IV.5. SIMULATION D'UN ESSAI SUR EPROUVETTE CT EN 16MND5 A PARTIR DU MODELE DE GURSON-TVVERGAARD	IV-21
IV.5.1. : <i>Essai réalisé.</i>	IV-21
IV.5.2. : <i>Modélisation 2D</i>	IV-23
IV.5.3. : <i>Modélisation 3D</i>	IV-25
IV.5.4. : <i>Influence du type d'éléments.</i>	IV-27
IV.6. CONCLUSION	IV-33
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....	CONCLU-1
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	REF-1
ANNEXES	

REMERCIEMENTS

Ce travail est le fruit d'une collaboration entre l'équipe Mécanique et Matériaux du Laboratoire de Mécanique de Lille à l'Ecole Centrale de Lille et le CESMAN laboratoire de la DCN/INDRET.

Je tiens tout d'abord à adresser mes sincères remerciements à ma directrice de thèse Mme S. DEGALLAIX, Professeur à l'Ecole Centrale de Lille, pour m'avoir accueilli dans son laboratoire et pour le soutien constant qu'elle m'a apporté tant du point de vue scientifique que lors de la rédaction de ce mémoire.

Je remercie également Mr M. BOUSSEAU, conseiller scientifique du CESMAN, qui a initié cette collaboration et pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail.

Je suis particulièrement reconnaissant envers Mr T. MILLOT, ingénieur d'études au CESMAN pour son soutien et sa disponibilité, plus particulièrement lors de la partie expérimentale.

Ma gratitude va également à Mr Y. DESPLANQUES, Maître de Conférences à l'Ecole Centrale de Lille, pour l'intérêt qu'il a porté à mon travail et pour ses conseils éclairés en simulation numérique.

Je suis très sensible à l'attention que Mr A. PINEAU, Professeur à l'Ecole des Mines de Paris, a bien voulu porté à ce travail et à l'honneur qu'il m'a accordé en présidant mon jury de thèse ; qu'il en soit ici vivement remercié.

J'adresse également mes sincères remerciements à Mr J. OUDIN, Professeur à l'Université de Valenciennes et Mr. M. CLAVEL, Professeur à l'UTC, pour avoir accepté de participer au jury et pour avoir examiné ce mémoire.

Je remercie Mr M. ABDELLAZIZ NAIT, Professeur à l'EUDIL pour avoir accepté d'examiner ce travail et de faire partie du jury.

Je remercie également Mr P. PILVIN, Professeur à l'Ecole Centrale de Paris d'avoir accepté d'examiner ce travail et de faire partie du jury, mais également pour nous avoir fourni le logiciel SiDoLo, et pour les conseils qu'il m'a apportés pour l'utilisation de celui-ci.

Je tiens également à remercier l'ensemble du personnel du CESMAN, pour l'accueil qu'ils m'ont réservé et toute l'aide qu'ils ont sue m'apporter.

Je remercie également mes amis et collègues de l'Equipe Mécanique et Matériaux de l'Ecole Centrale de Lille pour leur soutien et l'amitié qu'ils m'ont témoignée pendant ces quatre années, ainsi que le personnel de l'Ecole Centrale de Lille.

Enfin, je tiens à associer à ce travail ma famille qui m'a toujours soutenue pendant toutes ces années.

INTRODUCTION

Les matériaux utilisés actuellement en construction navale militaire pour réaliser les chaufferies nucléaires embarquées présentent, en général, une grande résistance à la rupture, c'est à dire un comportement fortement ductile.

La connaissance du comportement en rupture de ces matériaux est indispensable pour les calculs de dimensionnement de défauts admissibles, primordiaux pour les analyses de sûreté.

Les techniques actuellement utilisées se basent sur l'application de critères globaux, tels que le facteur d'intensité de contrainte K_{IC} (cadre de la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture), utilisé dans le cas d'une rupture brutale, avec plastification absente ou très confinée, ou l'énergie critique J_{IC} (cadre de la Mécanique Elastoplastique de la Rupture), pour l'amorçage d'une déchirure ductile, avec une zone plastique plus ou moins confinée.

Ces caractéristiques sont considérées comme intrinsèques au matériau, dans le cadre d'applications données. Or, dans le cas des matériaux très ductiles, les critères de validité de ces paramètres sont très difficiles voire impossibles à respecter. Pour les respecter, il serait nécessaire d'utiliser des tailles d'éprouvettes très importantes, ce qui n'est pas toujours possible en raison des dimensions de la pièce dont sont issues les éprouvettes, ou des capacités des machines d'essais. Par ailleurs, pour les matériaux très ductiles, la valeur de J_{IC} déterminée expérimentalement dépend des types d'éprouvette et de chargement utilisés.

Or il est impératif, vis à vis des instances de sûreté nucléaire, de pouvoir garantir qu'une fissure identifiée au cœur d'une structure ne présente aucun risque de rupture pour la structure. C'est la raison pour laquelle le Centre d'Etudes des Structures et Matériaux Navals (DGA/DCN/INDRET/CESMAN) s'est intéressé à la définition d'autres critères pouvant permettre de prévoir la déchirure de matériaux ductiles. Ce travail s'inscrit dans un projet à plus long terme portant essentiellement sur le comportement des joints soudés homogènes ou mixtes, sites privilégiés d'amorçage de fissures.

Dans un premier temps, il était important d'étudier et de valider de tels nouveaux modèles sur les matériaux de base constituant la structure.

L'objectif de l'étude proposée au LML à l'EC Lille par le CESMAN était de recenser les principaux modèles de rupture ductile présentés dans la littérature, puis, après une comparaison critique de ces modèles, d'étudier leur applicabilité aux aciers inoxydables austénitiques utilisés pour les chaufferies nucléaires embarquées, en mettant en œuvre les procédures expérimentales et numériques nécessaires à l'utilisation de ces modèles.

Le premier chapitre de ce manuscrit est une étude bibliographique centrée sur la rupture ductile. Après la présentation du critère global J_{IC} et de ses limitations dans le cas des matériaux très ductiles, nous présenterons deux grandes types de modèles :

- les approches à deux paramètres, développées depuis une vingtaine d'années, visant à étendre le domaine de validité de l'intégrale J par l'adjonction d'un second paramètre pour rendre compte des effets de géométrie et de mode de chargement sur le comportement en rupture ;

- les approches locales, développées depuis une vingtaine d'années, proposant une modélisation du processus physique de rupture ductile, soit par des modèles découplés permettant de définir un critère local de rupture par calcul élastoplastique, soit par des modèles couplés intégrant l'effet de l'endommagement du matériau sur sa loi de comportement.

L'approche locale en Mécanique de la Rupture a fait l'objet de nombreux travaux et a connu un essor important encore d'actualité, comme le prouvent les deux congrès internationaux sur l'approche locale de la rupture qui ont eut lieu en 1986 et 1996 en France.

Au vu des résultats de la littérature, notre étude s'est tournée vers des modèles de type approche locale, avec, en particulier, les modèles de Rice-Tracey et de Gurson-Tvergaard. En effet, ces modèles nous semblaient bien rendre compte de la réalité physique du processus de rupture ductile.

Le second chapitre concerne la partie expérimentale de l'étude ; elle commence par la présentation des quatre matériaux sur lesquels nous avons travaillé.

Les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées, réalisés ici à température ambiante et à 280°C, utilisées en règle général pour déterminer les différents paramètres des modèles de type approche locale, seront ensuite présentés. Une comparaison des faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées (dites éprouvettes AE) des quatre matériaux, sera ensuite exposée, permettant d'appréhender les différences existant entre ces matériaux en ce qui concerne les mécanismes d'amorçage de fissure. Des observations de coupes d'éprouvettes axisymétriques entaillées chargées jusqu'à un niveau proche de la rupture seront également analysées.

Le troisième chapitre porte sur la modélisation élastoplastique des essais de traction sur éprouvettes AE en vue de la détermination du paramètre de Rice-Tracey. Après la définition du modèle éléments finis utilisé, nous montrerons l'insuffisance des données d'un essai de traction sur éprouvette lisse pour définir une courbe d'écrouissage permettant d'obtenir des résultats satisfaisants, insuffisance nous ayant conduit à déterminer ces courbes par résolution inverse. Une comparaison des évolutions du taux de triaxialité au cœur des éprouvettes AE sera ensuite développée. Puis la méthode de détermination du paramètre de Rice-Tracey à partir des résultats des calculs élastoplastiques sera exposée et les résultats seront présentés puis interprétés.

Le quatrième et dernier chapitre traite de l'application du modèle de Gurson-Tvergaard. Après avoir présenté le modèle utilisé, nous décrivons la méthode adoptée pour l'identification de ses différents paramètres et présenterons les résultats obtenus. Une comparaison de ces résultats pour les différents matériaux et températures étudiés sera ensuite effectuée. Enfin, nous simulerons un essai de traction sur éprouvette CT en acier 16MND5, en vue de déterminer la taille de maille caractéristique liée à ce modèle, et les résultats obtenus seront alors discutés.

Une conclusion résumera les principaux résultats obtenus et sera suivie par l'exposé des perspectives ouvertes par cette étude.

I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

SOMMAIRE DU CHAPITRE I

I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	I-1
I.1 : LA MECANIQUE DE LA RUPTURE.....	I-3
<i>I.1.1 : Présentation générale</i>	<i>I-3</i>
<i>I.1.2 : Intégrale J de Rice</i>	<i>I-5</i>
I.2 : APPROCHES A DEUX PARAMETRES.....	I-14
<i>I.2.1 : Approche utilisant le paramètre T</i>	<i>I-14</i>
I.2.1.1 : Définition.....	I-14
I.2.1.2 : Méthodes de détermination de T	I-18
I.2.1.2.a : Méthode de substitution des contraintes.....	I-18
I.2.1.2.b : Méthode du théorème d'ESHELBY	I-19
I.2.1.2.c : Méthode d'interaction intégrale.....	I-19
I.2.1.2.d : Méthode des fonctions de poids.....	I-19
I.2.1.2.e : Méthode des éléments ressorts.....	I-19
I.2.1.3 : Utilisation pratique du paramètre T	I-20
<i>I.2.2 : Approche utilisant le paramètre Q.....</i>	<i>I-22</i>
I.2.2.1 : Définition.....	I-22
I.2.2.2 : Méthodes de détermination de Q.....	I-23
I.2.2.2.a : Méthodes de substitution des contraintes	I-23
I.2.2.2.b : Utilisation du paramètre T.....	I-24
<i>I.2.3 : Conclusion</i>	<i>I-27</i>
I.3 : METHODES D'APPROCHE LOCALE.....	I-28
<i>I.3.1 : Introduction.....</i>	<i>I-28</i>
<i>I.3.2 : Processus physique de rupture ductile.....</i>	<i>I-28</i>
<i>I.3.3 : Modèle de Rice-Tracey</i>	<i>I-29</i>
<i>I.3.4 : Modèle de Gurson-Tvergaard.....</i>	<i>I-33</i>
<i>I.3.5 : Modèle de Rousselier.....</i>	<i>I-42</i>
I.4 : CONCLUSION.....	I-46

L'objet de notre étude est de caractériser et de modéliser le comportement en rupture de matériaux ductiles et en particulier d'aciers inoxydables austénitiques. Nous nous limiterons donc à la présentation des modèles de calcul développés dans le cadre de la mécanique de la rupture ductile.

Nous présenterons tout d'abord l'intégrale J de Rice, largement utilisée en mécanique de la rupture, et ses limitations dans le cas des matériaux très ductiles, puis les approches à deux paramètres visant à prendre en compte les effets de géométrie et de mode de chargement sur les valeurs de J. Puis nous présenterons trois modèles de type approche locale, visant à modéliser le processus physique de rupture ductile.

I.1 : LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

I.1.1 : Présentation générale

L'objet de la mécanique de la rupture est l'étude du comportement d'une microfissure préexistante dans une structure, sous l'action des forces appliquées.

Elle permet, à l'aide de données expérimentales, de prévoir l'évolution d'une fissure, sa propagation, et la taille critique au-delà de laquelle les sollicitations en service sont susceptibles d'entraîner une rupture brutale.

Plusieurs approches existent, dépendant de la loi de comportement du matériau :

- la Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture, ou MELR (en anglais LEFM, Linear Elastic Fracture Mechanics) suppose que le matériau a un comportement élastique linéaire, (cas le mieux connu) ; elle a fait l'objet de nombreux travaux depuis le début du siècle ;

- la Mécanique Elastoplastique de la Rupture, ou MEPR (en anglais EPFM, Elastic Plastic Fracture Mechanics) suppose que le matériau est élasto-plastique, (cas étudié depuis une quarantaine d'années), afin de se rapprocher du comportement réel des matériaux métalliques, qui est rarement purement élastique ;

- la Mécanique de la Rupture Ductile, qui suppose que le matériau est ductile (cas étudié depuis une vingtaine d'années à l'aide des approches à deux paramètres et de l'approche locale).

On distingue trois modes principaux de sollicitation d'une fissure, sous les efforts appliqués, dont la combinaison permet de traiter l'ensemble des problèmes réels :

- le mode d'ouverture, ou mode I : les lèvres de la fissure se déplacent perpendiculairement à leur plan (Figure I-1) ;

- le mode de glissement droit ou perpendiculaire, ou mode II : les lèvres de la fissure se déplacent dans le plan de la fissure, dans une direction perpendiculaire au front de fissure (Figure I-2) ;

- le mode de glissement vis ou parallèle, ou mode III : les lèvres de la fissure se déplacent dans le plan de la fissure, dans une direction parallèle au front de fissure (Figure I-3).

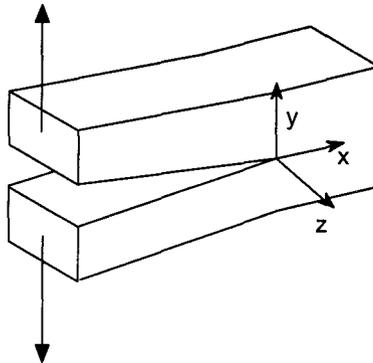


Figure I-1: Fissure sollicitée en mode I.

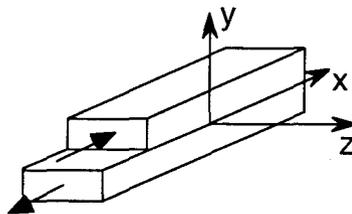


Figure I-2 : Fissure sollicitée en mode II.

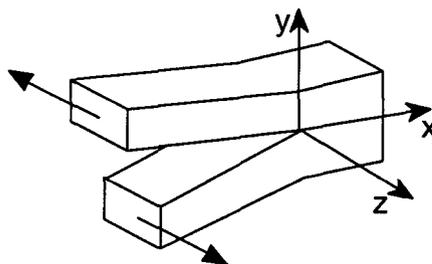


Figure I-3 : Fissure sollicitée en mode III.

On se limite souvent à l'étude du mode I, qui est le mode de rupture le plus dangereux. Ce mode est celui pour lequel les recherches sont les plus développées, et sur lequel on sait le mieux travailler.

I.1.2 : Intégrale J de Rice

En utilisant les résultats des travaux d'Eshelby [ESH74], Cherepanov [CHER67] et Rice [RIC68] ont défini une intégrale de contour appelée intégrale J, caractérisant le taux de restitution d'énergie d'une structure contenant une fissure, lors de l'avancée de celle-ci.

Considérons une plaque d'épaisseur unité contenant une fissure plane.

Le matériau est supposé élastique non linéaire, et l'état de chargement bidimensionnel (contraintes planes, déformations planes ou déformations antiplanes)

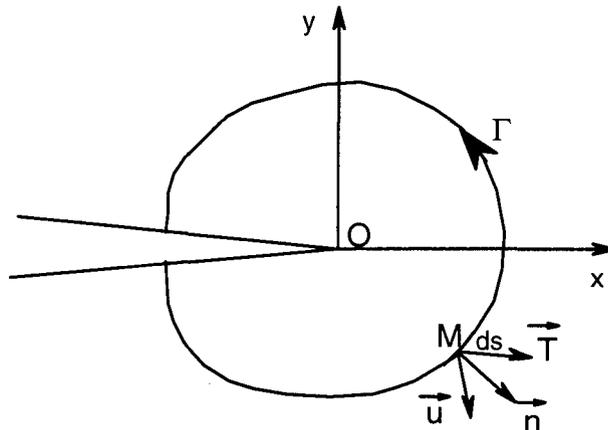


Figure I-4 : Intégrale J

Soit un contour Γ entourant le fond de fissure.

Soit M un point du contour Γ et ds l'élément curviligne en M du contour.

On définit par :

- \vec{T} : le vecteur force extérieure appliquée en M ,
- \vec{n} : le vecteur unitaire normal au contour Γ dirigé vers l'extérieur en M ,
- \vec{u} : le vecteur déplacement du point d'application de \vec{T} en M ,
- W : l'énergie de déformation élastique par unité de volume.

L'intégrale J est définie par :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds$$

L'hypothèse d'un comportement élastique non linéaire implique que le chargement soit radial et monotone.

Un chargement est radial si, en tout point M d'un solide donné, le tenseur des contraintes $\sigma(M,t)$ est proportionnel à un tenseur $S(M)$ indépendant du temps, le facteur de proportionnalité étant une fonction monotone du temps, $\alpha(t)$, telle que $\alpha(0)=0$ et $\sigma(M,t)=\alpha(t).S(M)$

Un matériau réel ne possède pas en général le même comportement lors d'un chargement et d'un déchargement, du aux phénomènes de plasticité et de viscosité. Cette différence de comportement contredit l'hypothèse d'un matériau élastique, contradiction que l'on supprime en supposant le chargement monotone.

L'intégrale J possède trois propriétés importantes :

- elle est indépendante du contour d'intégration choisi,
- elle représente, en élasticité non linéaire, le taux de restitution d'énergie correspondant à une avancée infinitésimale de la fissure,
- elle permet de définir les champs de contraintes et déformations suivant les formulations de Hutchinson [HUT68], Rice et Rosengren [RIRO68] (champs dits HRR) en coordonnées polaires en fond de fissure :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_y} = \left(\frac{J}{\epsilon_y \cdot \sigma_y \cdot \ln \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$$

avec :

- σ_y , limite d'élasticité
- ϵ_y , déformation correspondant à σ_y
- n, exposant d'écrouissage de la loi $\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n$
- \ln , constante d'intégration, dépendant de n
- $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n)$, fonction adimensionnée de θ et n

Il y aura amorçage d'une fissure lorsque J atteindra une valeur critique notée J_{IC} . J_{IC} est alors une caractéristique à rupture du matériau.

La norme ASTM E813 définit différentes méthodologies d'obtention du paramètre J_{IC} . Cette détermination peut se faire à partir des différents types d'éprouvette présentés Figure I-5.

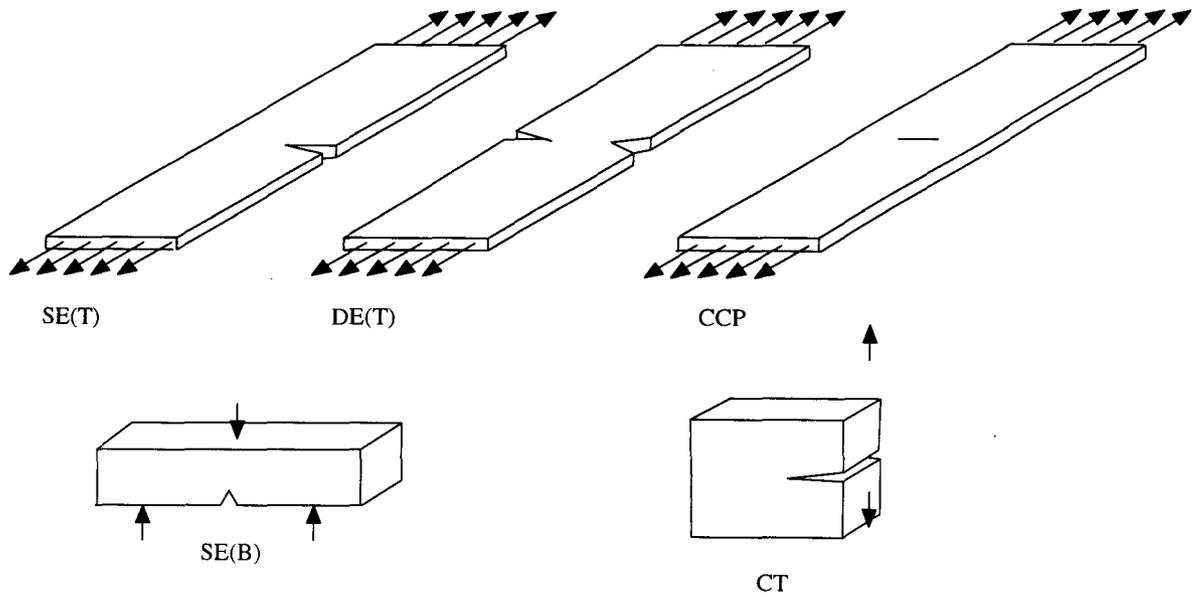


Figure I-5 : Types d'éprouvettes utilisés en mécanique de la rupture.

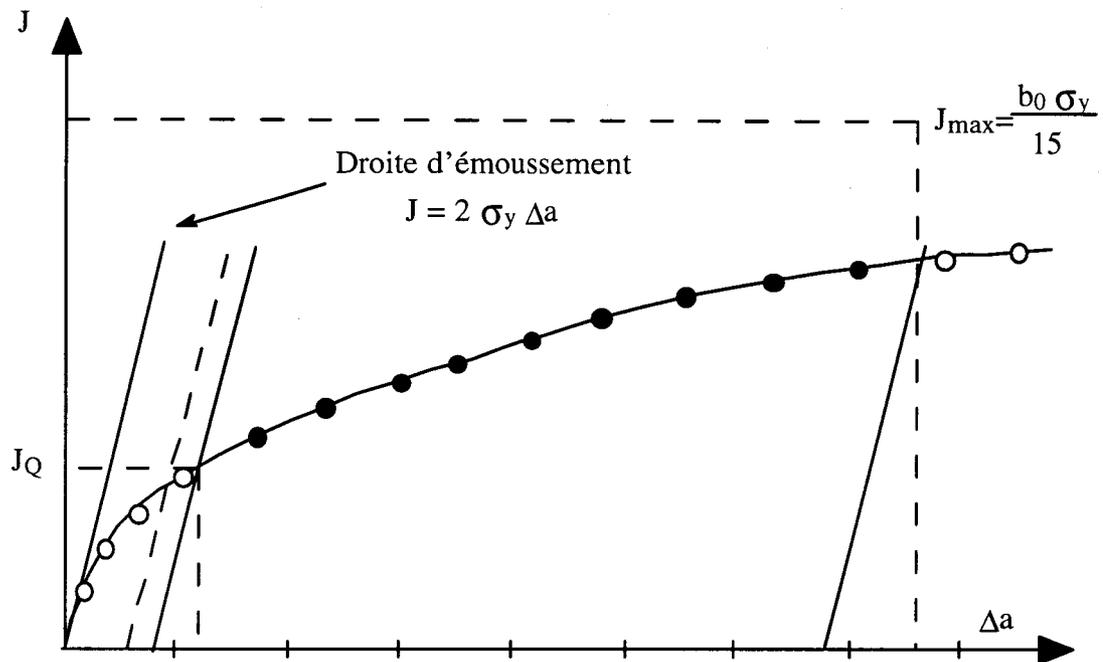
Deux modes d'obtention de J_{IC} existent :

- une méthode utilisant plusieurs éprouvettes, sans déchargement,
- une méthode utilisant une seule éprouvette, avec déchargements partiels.

Dans le deuxième cas, on s'écarte alors des hypothèses de la théorie : le paramètre J n'est plus égal en toute rigueur à l'intégrale J , mais traduit néanmoins encore le comportement d'une structure fissurée.

Le calcul de J se fait à partir de l'aire sous la courbe Charge-Déplacement le long de la ligne de charge d'une éprouvette fissurée, et de fonctions tabulées dépendant de la forme et de la géométrie de l'éprouvette considérée.

La valeur de Δa , avancée de fissure, est soit mesurée sur l'éprouvette rompue, lorsque l'on utilise plusieurs éprouvettes, soit calculée à partir de la variation de la complaisance de l'éprouvette, pour un essai avec déchargements partiels. On obtient alors une courbe $J-\Delta a$ dont l'allure est donnée Figure I-6.

Figure I-6 : Allure type d'une courbe J- Δa (ASTM E813)

La valeur J_Q retenue pour définir J_{Ic} est la valeur obtenue par intersection de la courbe J- Δa et de la droite parallèle à la droite d'émoussement (définie Figure I-6) coupant l'axe des abscisses à un Δa donné. La valeur $\Delta a = 0,2$ mm est couramment utilisée, et on parle alors de $J_{0,2}$, ténacité correspondant à la création d'une fissure de 0,2 mm.

La " droite d'émoussement " traduit une pseudo-avancée de fissure due à la formation d'un arrondi, appelé émoussement, en fond de fissure. En effet, le rayon de courbure en fond de fissure obtenue par pré-fissuration de l'éprouvette en fatigue est très faible et va rapidement croître au cours du chargement, par déformation plastique, avant propagation.

Pour être validée, la valeur J_Q doit vérifier certaines conditions. Parmi celles-ci et dans le cas d'une éprouvette de type CT, citons :

- épaisseur $B \geq 25 \frac{J_Q}{\sigma_y}$
- ligament initial $b_0 \geq 25 \frac{J_Q}{\sigma_y}$
- $J_Q \leq J_{max}$ avec $J_{max} = \frac{b_0 \sigma_y}{15}$

Ces conditions traduisent essentiellement le fait que, pour que le critère J_{Ic} soit valide, la plasticité doit rester confinée en fond de fissure et l'état de déformation doit y rester plan.

Dans le cas des aciers à forte ductilité, ces trois conditions ne sont pas remplies, et les valeurs J_Q obtenues ne peuvent être utilisées en toute rigueur. La plasticité n'est en effet plus confinée, et l'état de déformation en fond de fissure n'est plus un état plan. Dans le cas d'un acier de type 316L, une essai sur éprouvette de type CT25 conduit à une valeur de J_Q de

l'ordre de 1500 kJ/m², ce qui est en dehors des limites de validité. Il faudrait alors utiliser une éprouvette de largeur supérieure à $25 \cdot 1500 / 200 = 170$ mm, soit une valeur importante compte tenu des dimensions des pièces habituellement utilisées.

De nombreuses études montrent que, pour les matériaux très ductiles, la valeur de J_{IC} ainsi mesurée dépend fortement de la géométrie de l'éprouvette et du type de chargement, comme le montre par exemple la Figure I-7, pour un acier HY100 et quatre géométries différentes d'éprouvettes [JOY94].

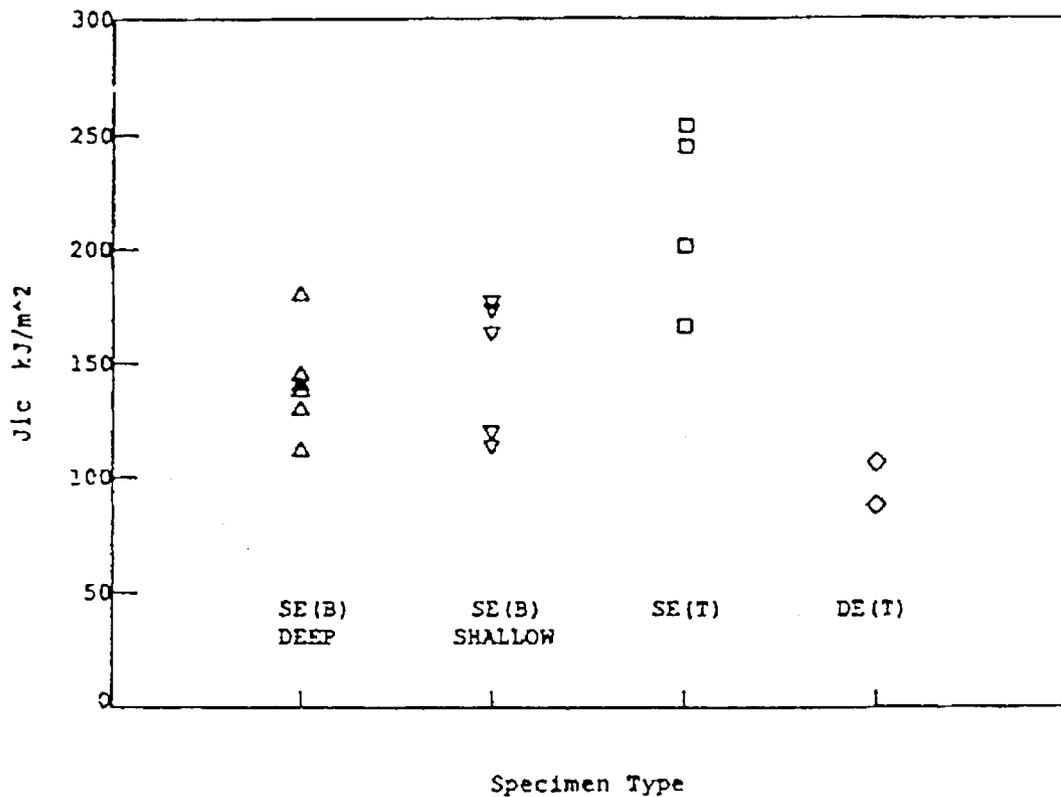


Figure I-7 : J_{IC} mesurés pour différents types d'éprouvettes en acier HY100 [JOY94].

Des modifications ont été proposées par différents auteurs pour déterminer la courbe $J-\Delta_a$, en particulier dans le cas des matériaux ayant une ductilité importante.

La droite d'émoussement en fond de fissure, modélisée suivant l'ASTM par $J = 2 \sigma_y \Delta_a$, est en fait mieux représentée par une droite d'équation $J = 4 \sigma_f \Delta_a$ [MILLS81] [BALL83] [DAV83] (cf exemple Figure I-9), avec :

- $\sigma_f = (\sigma_{0,2} + \sigma_u) / 2$
- $\sigma_{0,2}$ étant la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% de déformation plastique
- σ_u étant la contrainte à rupture.

Cette formulation permet de mieux rendre compte de l'émoussement, et donc de ne pas considérer comme auparavant une partie de cet émoussement comme une avancée de fissure ; cela permet d'obtenir une valeur de $J_{0.2}$ plus proche de la réalité.

Les éprouvettes doivent être entaillées de part et d'autre de la zone de propagation de fissure, d'une valeur de 20% de l'épaisseur (10% de part et d'autre), de manière à avoir un fond de fissure le plus rectiligne possible. La Figure I-8 présente un schéma du front de fissure sur une éprouvette avec et sans entailles latérales. On retrouve l'effet tunnel caractéristique d'une éprouvette dépourvue d'entailles latérales. Ceci est dû au fait que l'état de chargement passe d'un état de déformations planes au centre de l'éprouvette à un état de contraintes planes sur les bords. Les entailles latérales permettent d'augmenter la taille de la zone en déformations planes, et d'obtenir un front de fissure plus rectiligne. La Figure I-10 montre l'effet d'un entaillage latéral sur la courbe $J - \Delta a$, l'entaillage abaissant la pente la courbe.

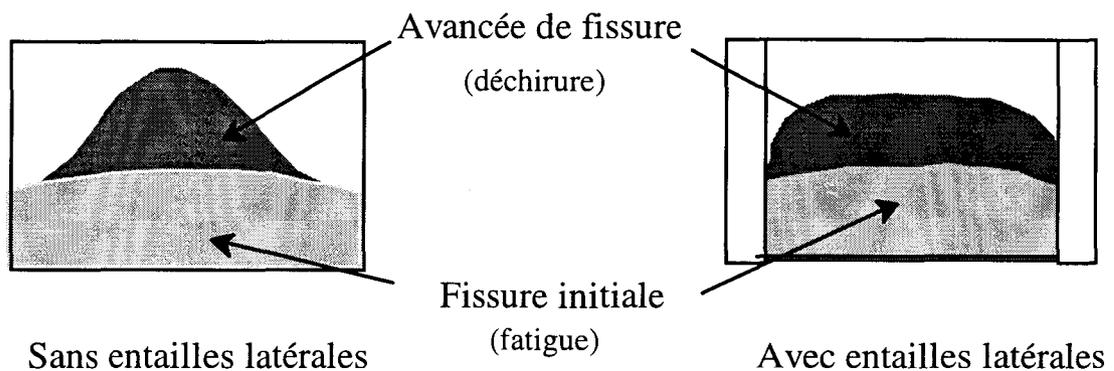


Figure I-8 : Comparaison entre les faciès de rupture obtenus avec et sans entailles latérales.

Il faut tenir compte de la rotation des deux parties de l'éprouvette de part et d'autre de la fissure lors des différents calculs effectués relativement à l'essai, car cette rotation est très importante dans le cas des matériaux ductiles, et influe sur la détermination de la complaisance, et donc de Δa .

En conclusion, on peut dire que J_{IC} n'est pas une caractéristique intrinsèque au matériau mais dépend fortement de la géométrie de l'éprouvette utilisée pour sa détermination, et de son mode de chargement. Bauvineau [BAU96] obtient, pour les valeurs de J déterminées sur différentes éprouvettes en acier au Carbone Manganèse, la classification suivante :

$$J_{CCP} \geq J_{DENT} \geq J_{SENT} \geq J_{SENB} \geq J_{CT \text{ fissure longue}} \geq J_{CT \text{ fissure courte}}$$

Marques [MARQ98] obtient, pour un acier de type 304L, testé à 300°C, une classification différente :

$$J_{SENB} \geq J_{CT} \geq J_{SENT}$$

La détermination de $J_{0.2}$ seul ne permet donc pas de prédire avec précision le comportement d'une fissure existante, dans une structure en matériau ductile.

Les théories conventionnelles de la rupture supposent que les champs de contraintes et de déformations en fond de fissure sont caractérisés par un seul paramètre, K ou J , en plus de la loi de comportement du matériau. Il est reconnu maintenant que ceci n'est vrai que dans des circonstances particulières, à savoir lorsque le confinement plastique en pointe de fissure est très important (ou encore que la zone plastique est très petite).

Comme nous l'avons vu précédemment, la norme ASTM E813 impose, pour une mesure valide de J_{IC} , que les dimensions caractéristiques des éprouvettes d'essais (épaisseur, longueur de ligament, longueur de fissure initiale) soient supérieures à $25 J_{IC} / \sigma_y$. Ces conditions ne sont pas toujours réalisables, les dimensions du produit étant souvent trop petites pour permettre de réaliser de telles éprouvettes, ou les dimensions de la structure étant inférieures aux conditions de validité.

Actuellement, l'idée est de prendre comme valeur critique J_{IC} la limite inférieure des valeurs obtenues par différents essais avec des géométries et des chargements différents, cette limite correspondant le plus souvent au résultat obtenu sur une éprouvette contenant une fissure profonde et chargée en flexion. Or les défauts les plus couramment observés sur les structures sont plutôt des fissures peu profondes chargées en traction et flexion, ou des fissures traversant l'épaisseur de la structure, chargées en traction. Les valeurs de J_{IC} obtenues sur des éprouvettes représentant le mieux ce type de structure sont plus élevées que les résultats valables au sens de la norme. Le choix de cette limite inférieure impose alors des surépaisseurs de structures, des contrôles sévères et des réparations parfois prématurées.

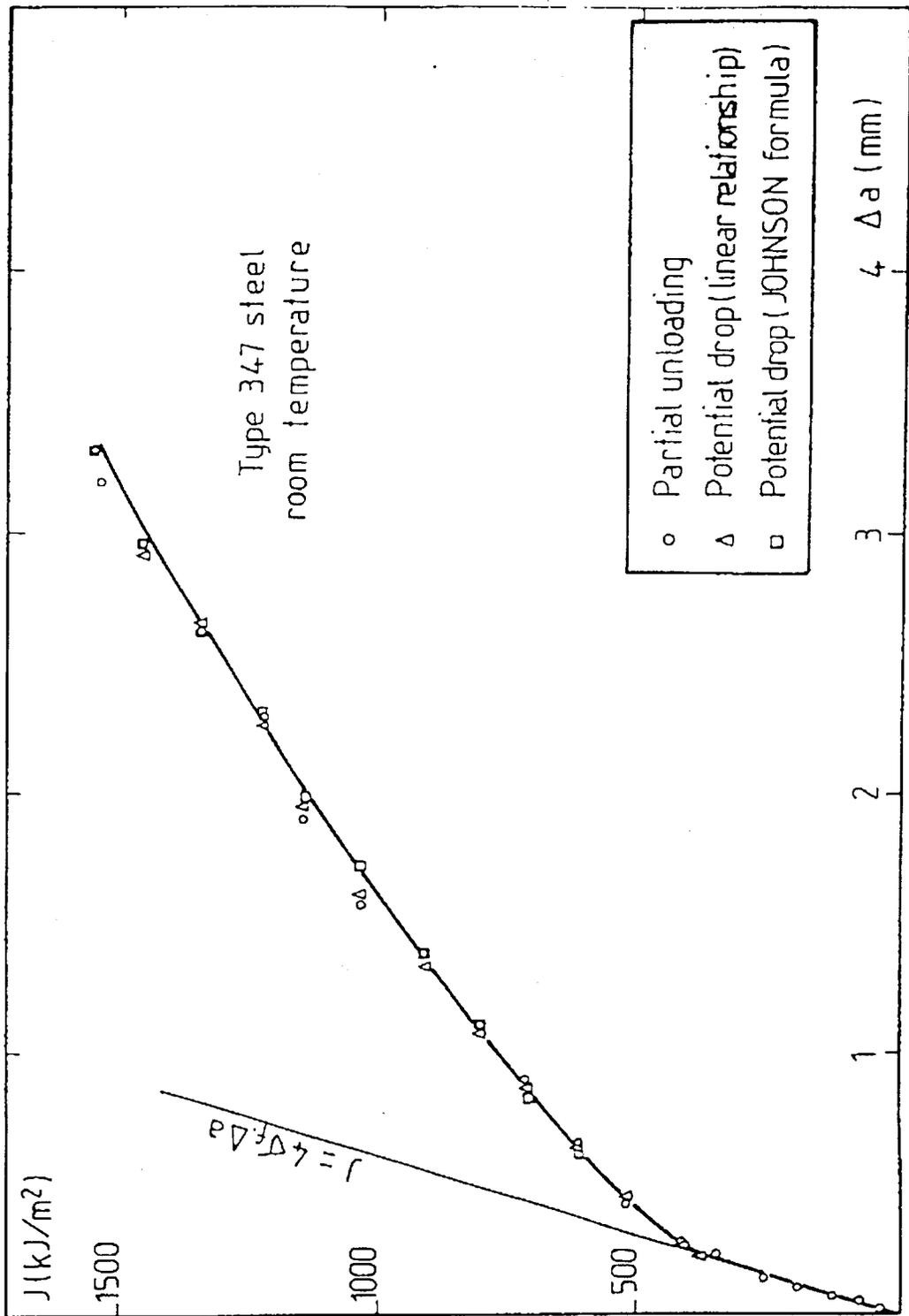


Figure I-9 : Courbe J-Δa d'un l'acier AISI 347 [BALL86]
Eprouvette de type CT.

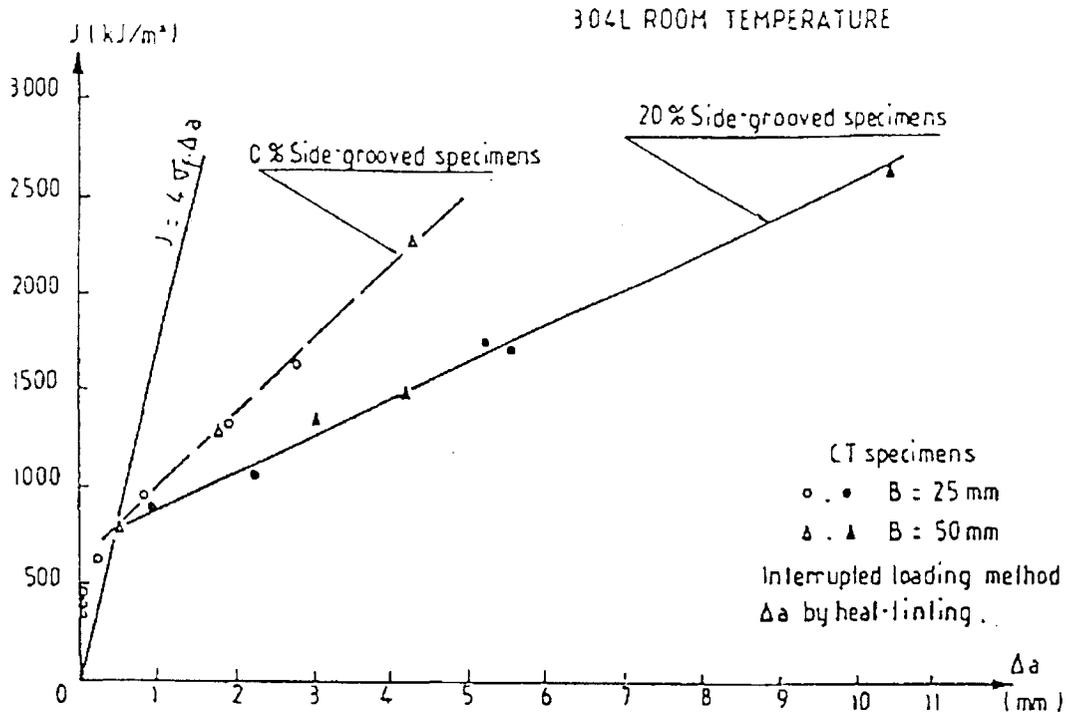


Figure I-10 : Effet de l'entaillage latéral d'éprouvettes CT [BALL83]

I.2 : APPROCHES A DEUX PARAMETRES

Afin de mieux caractériser la résistance à la rupture de structures pouvant contenir différents types de fissures, soumises à différents types de chargement, un certain nombre d'auteurs proposent d'utiliser un second paramètre pour rendre compte de ces effets géométriques, et mieux définir le champ de contraintes en fond de fissure. Ils définissent alors une " courbe de résistance ", donnant, en fonction de ce paramètre, la valeur de J au delà de laquelle il y a risque de rupture (Figure I-11).

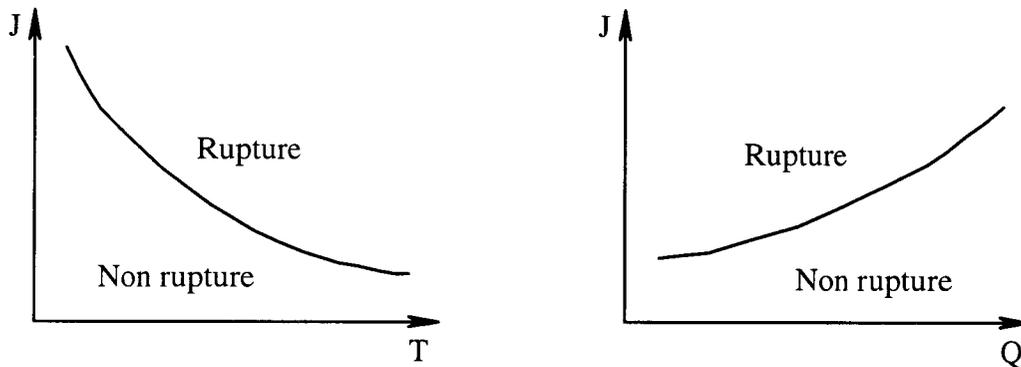


Figure I-11 : Courbes de résistance J-T et J-Q

Les deux approches à deux paramètres proposées actuellement dans la littérature sont présentées ci-dessous.

I.2.1 : Approche utilisant le paramètre T

I.2.1.1 : Définition

L'une des possibilités permettant de prendre en compte les effets géométriques sur les valeurs de J_{IC} est l'utilisation du paramètre T [RICE74].

Une description des contraintes en fond de fissure a été proposée par WILLIAMS [WILL57] sous forme d'un développement limité en r (coordonnées polaires dans le plan 12 en fond de fissure, cf. Figure I-12) :

$$\sigma_{ij} = A r^{-1/2} f_{ij}(\theta) + B r^0 g_{ij}(\theta) + C r^{1/2} h_{ij}(\theta) + \dots$$

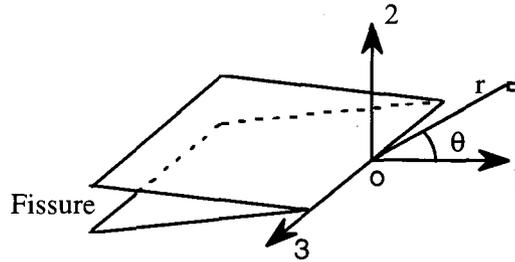


Figure I-12 : Système de coordonnées polaires r, θ en fond de fissure plane.

La théorie linéaire élastique de la rupture ne fait intervenir que le premier terme de ce développement :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta)$$

Ce terme traduit une singularité en fond de fissure, puisque $\sigma \rightarrow \infty$ lorsque $r \rightarrow 0$.

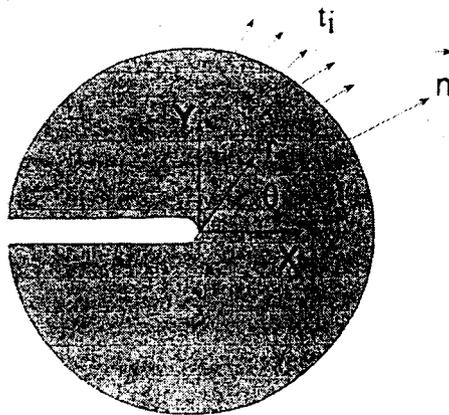
T est défini comme le premier terme non singulier du développement limité. Le champ de contrainte est alors défini en fond de fissure par :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{1i} \delta_{1j}$$

T représente une contrainte constante, parallèle au plan de fissure, dont la valeur est proportionnelle à la contrainte nominale au voisinage de la fissure.

LARSSON et CARLSSON [LAR73] ont mené une étude élastoplastique par éléments finis sur différents types d'éprouvettes usuelles, dont la géométrie était entièrement modélisée. Ils ont également modélisé une fissure chargée par le champ de contraintes donné par le premier terme du développement limité de WILLIAMS (Modèle de chargement limite BL illustré Figure I-13 : chargement sur un contour cylindrique par le premier terme du développement limité de WILLIAMS).

Leurs résultats ont montré que, bien que les limitations de dimensions citées précédemment soient respectées, les tailles et formes des zones plastiques étaient différentes suivant le type d'éprouvette, et ne correspondaient pas aux résultats obtenus avec le modèle de chargement limite (BL).



$$\text{BL} \quad t_i = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) n_j$$

$$\text{MBL} \quad t_i = \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{ij} \right) n_j$$

Figure I-13 : Chargements de types Boundary Layer (BL) et Modified Boundary Layer (MBL).

En incluant dans l'expression du champ des contraintes le terme T (Chargement de type MBL), LARSSON et CARLSSON ont noté que les différences entre les tailles et formes des zones plastiques pour les différentes géométries étudiées étaient fortement diminuées. Le terme T permet donc de prendre en compte le type de géométrie considéré.

Des études par éléments finis ont montré qu'une valeur positive de T ne modifiait que très peu la distribution des contraintes en fond de fissure, excepté dans le cas où la plasticité est très étendue.

En revanche, une valeur négative de T donne des écarts importants par rapport à la solution obtenue en plasticité confinée, considérée comme référence.

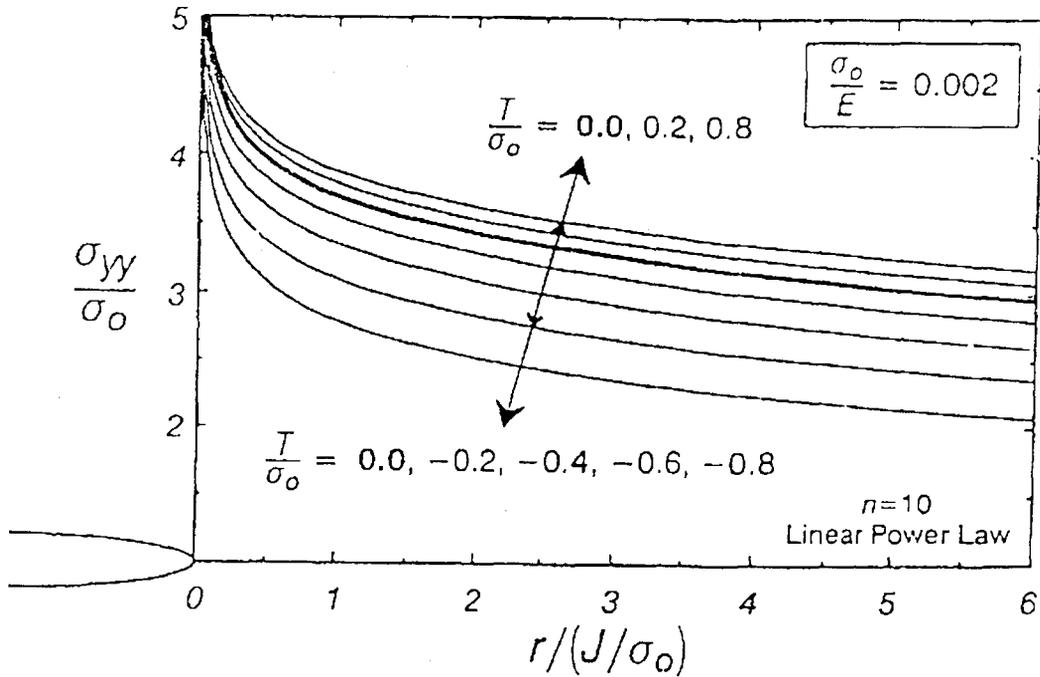


Figure I-14 : Contraintes d'ouverture dans le plan de fissure, obtenues à partir d'une formulation « Modified Boundary Layer » pour différentes valeurs de T/σ_0 [KIRK93].

LEEVERS et RADON [LEE82] ont introduit la notation suivante, largement reprise par différents auteurs :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I}$$

où β est considéré comme un terme de biaxialité.

Afin de simuler les différentes valeurs de T , ou de β , l'une des possibilités les plus simples est de faire varier le rapport a/W (longueur de fissure / largeur d'éprouvette) sur une éprouvette de flexion (SEN(B)) : β varie de -0,6 pour a/W faible à 1,0 pour a/W important. Dans le cas d'une éprouvette à fissure centrale (CCP), β varie entre -1,1 et -1 pour toutes les valeurs de a/W ; pour une éprouvette CT, β varie entre 0 et 0,6.

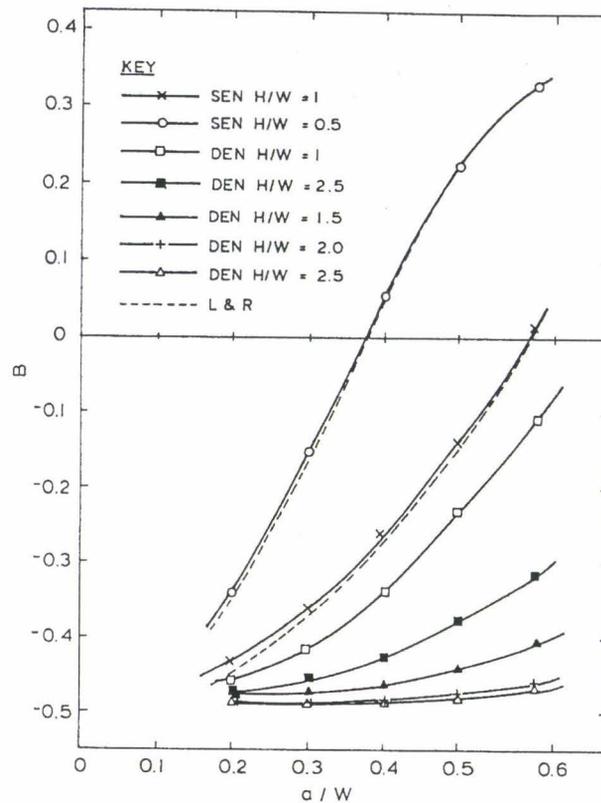


Figure I-15 : Valeurs de T / σ_0 pour différentes géométries d'éprouvettes et différentes profondeurs d'entailles [KFOU86]

I.2.1.2 : Méthodes de détermination de T

I.2.1.2.a : Méthode de substitution des contraintes.

D'après la définition de T, on a :

$$T = \sigma_{11} - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{11}(\theta)$$

La valeur de T est obtenue en substituant les valeurs de σ_{11} obtenues par un calcul élastique par éléments finis dans l'équation ci-dessus.

La solution la plus simple pour calculer la valeur de T consiste à utiliser les résultats obtenus aux noeuds proches du fond de fissure, situés à $\theta = \pm \pi$, évitant ainsi le calcul de K_I , $f_{11}(\theta)$ étant alors égal à 0.

La qualité des résultats dépend du type de géométrie, de la finesse du maillage en fond de fissure et de la distance r à laquelle le calcul est effectué.

On peut dire [SHER95] que :

- les valeurs obtenues pour une fissure noyée dépendent moins de r que celles obtenues pour une fissure débouchante,
- les 4 ou 5 éléments proches du fond de fissure ne doivent pas être utilisés pour le calcul, à cause de l'imprécision due au champ singulier,

- r ne doit pas être trop grand, afin que le développement limité soit encore valable.

I.2.1.2.b : Méthode du théorème d'ESHELBY

CARDEW et KFOURI [CAR84] [KFOU86] ont développé une méthode basée sur le théorème d'ESHELBY, permettant de calculer T dans le cas bidimensionnel.

Deux analyses par éléments finis sont effectuées : la première sur la géométrie de la structure soumise au chargement considéré, la seconde sur une fissure semi-infinie chargée par une force ponctuelle appliquée en pointe de fissure, dans la direction de propagation. Cette deuxième configuration possède une solution analytique où la distribution des contraintes est purement radiale et inversement proportionnelle à la distance au fond de fissure.

J est alors calculé dans chacun des deux cas.

Les déplacements nodaux et les distributions de contraintes dans les éléments sont alors additionnés pour obtenir la solution combinée, dont la valeur de J correspondante est calculée.

La contrainte T est alors obtenue en utilisant une relation linéaire entre ces trois valeurs de J.

Les résultats obtenus sont assez précis, puisque l'incertitude sur β est de l'ordre de $\pm 0,02$ [KFOU86].

I.2.1.2.c : Méthode d'interaction intégrale.

NAKAMURA et PARKS [NAKA91] ont généralisé le théorème d'ESHELBY aux problèmes tridimensionnels.

Ils utilisent une intégrale de domaine faisant intervenir les champs de contraintes, de déformations et de déplacements.

Les résultats obtenus sont relativement précis, sauf dans la zone proche de l'intersection fissure/surface.

I.2.1.2.d : Méthode des fonctions de poids.

SHAM [SHA89] a développé une méthode de détermination de T en 2D basée sur l'utilisation de fonctions de poids d'ordre supérieur. Ces fonctions sont calculées à l'aide d'intégrales spéciales grâce à une procédure de type éléments finis. Les résultats obtenus sont tabulés pour différents types de géométrie et de chargement dans [SHA89].

Ils sont très précis comparés aux résultats obtenus par les autres méthodes.

I.2.1.2.e : Méthode des éléments ressorts.

L'idée est de modéliser par éléments finis la complaisance d'un échantillon fissuré par une distribution d'éléments ressorts le long de la surface de propagation ultérieure.

Cette méthode, utilisée par WANG et PARKS [WANG92], donne des résultats satisfaisants, excepté dans la région proche de l'intersection fissure/surface.

I.2.1.3 : Utilisation pratique du paramètre T

L'utilisation du paramètre T pour caractériser la nocivité d'une fissure existante dans une structure se fait selon la procédure ci-dessous :

- analyse élastique de la structure par calcul par éléments finis pour déterminer la valeur de T ;
- identification d'une éprouvette présentant la même valeur de T que la structure ;
- détermination de la valeur de J_{IC} par essai sur cette éprouvette ;
- vérification de la sûreté de la structure par comparaison entre cette valeur de J_{IC} et celle calculée par éléments finis sur la structure.

I.2.1.4 : Exemples de résultats

Les résultats obtenus par Joyce [JOY94] sur un acier HY100 et un acier A533 sont illustré Figure I-16 et Figure I-17. Ces résultats ne semblent pas montrer une réelle relation entre J_{IC} et T, la dispersion étant très importante. Les résultats obtenus par Sumpter [SUM93] sur un acier A36 à -50°C sont plus probants, comme on peut le voir sur la Figure I-18, montrant la dépendance de J_{IC} vis à vis de T, pour différentes géométries d'éprouvettes. Il est a noté cependant qu'il s'agit dans ce cas de rupture fragile

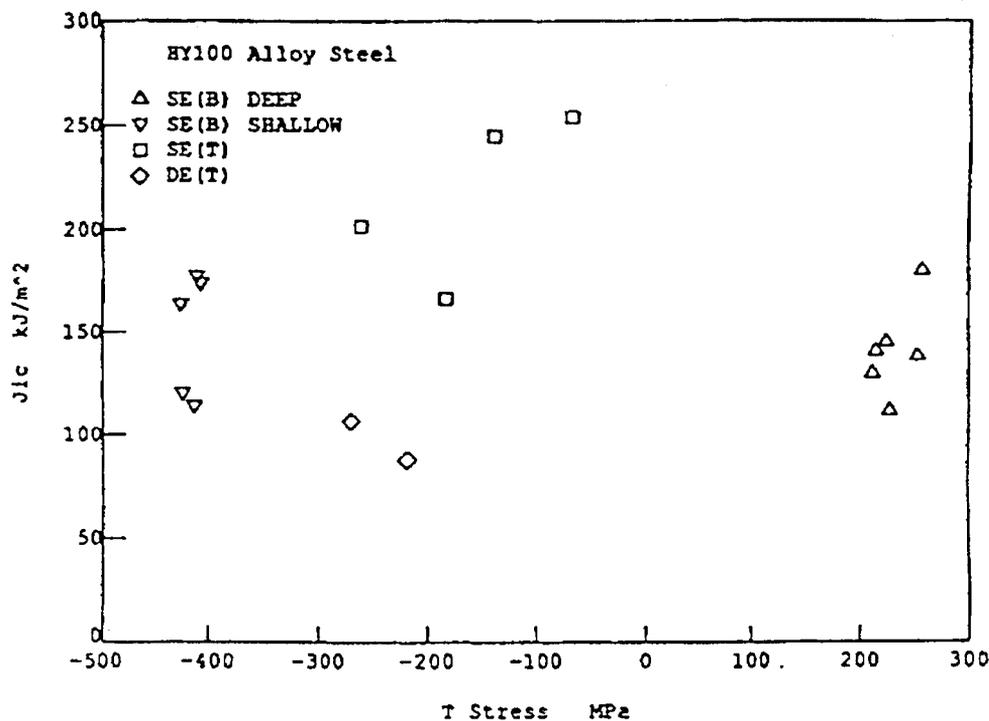


Figure I-16 : Ténacité J_{IC} en fonction de T pour différentes géométries d'éprouvettes (Acier HY100) [JOY94]

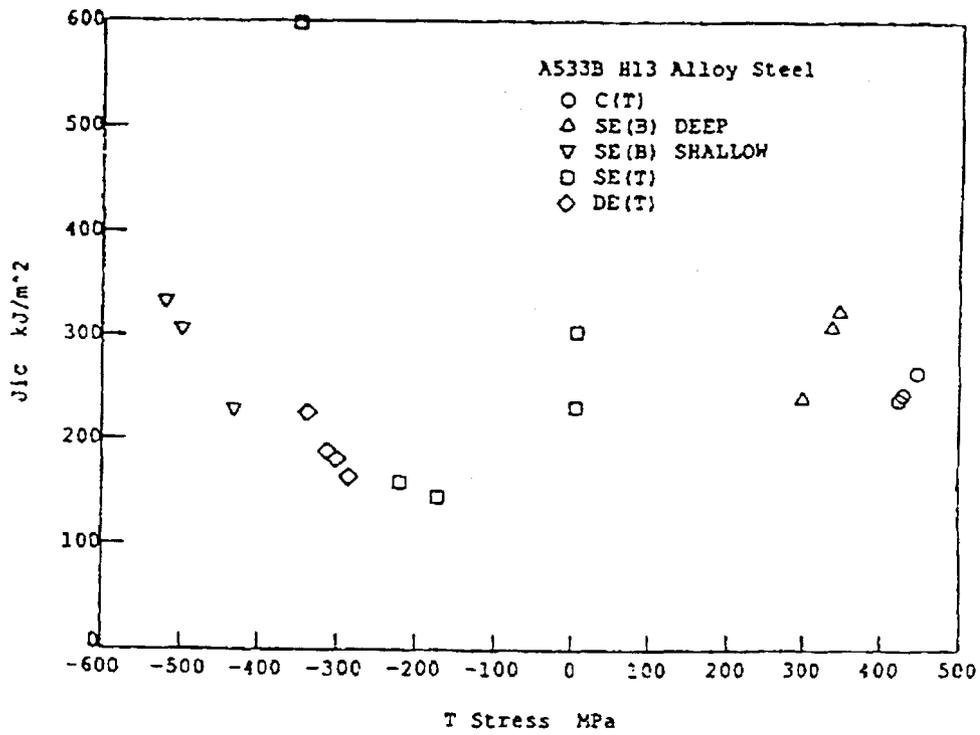


Figure I-17 : Ténacité J_{IC} en fonction de T pour différentes géométries d'éprouvettes:

(Acier A533) [JOY94]

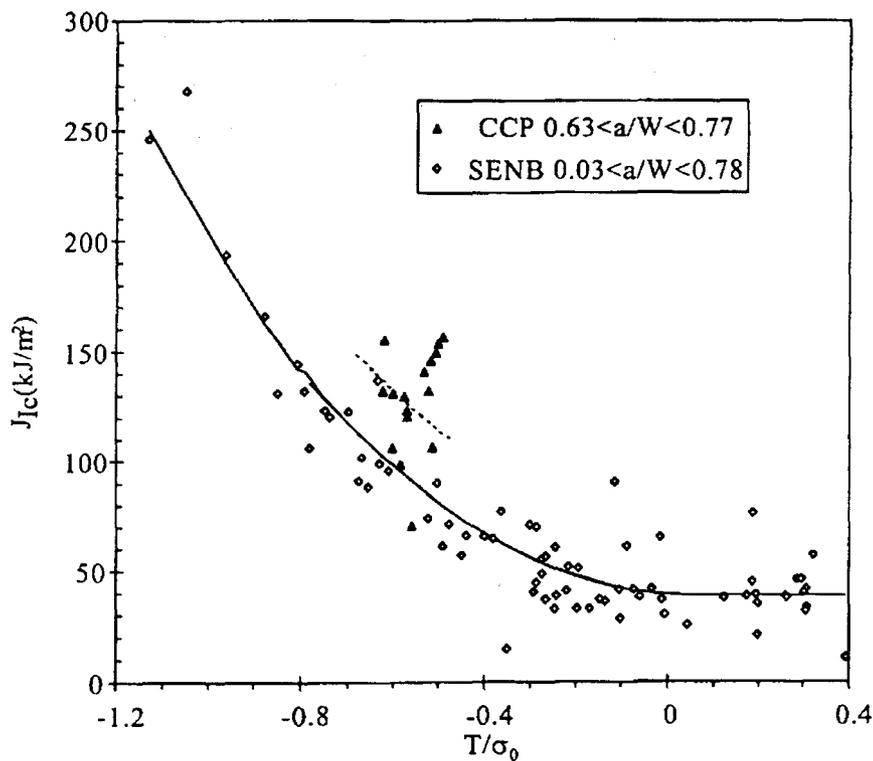


Figure I-18 : Ténacité J_{IC} en fonction de T pour différentes géométries d'éprouvettes.

Acier A36 à -50°C [SUM93]

I.2.2 : Approche utilisant le paramètre Q

I.2.2.1 : Définition

La seconde approche à deux paramètres est basée sur une modélisation élastoplastique des champs de contraintes et de déformations en fond de fissure.

O'DOWD et SHIH [OS91] ont étudié numériquement ces champs pour un matériau écrouissable modélisé par une loi d'écrouissage de type loi puissance, en déformations planes. Ils ont comparé les champs de contraintes ainsi obtenus à ceux obtenus par le modèle de HUTCHINSON, RICE et ROSENGREN, défini au paragraphe I.1.1.

Ils ont alors proposé une formulation prenant en compte un terme complémentaire à la formulation du champ de contraintes HRR :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_y} = \left(\frac{J}{\alpha \cdot \epsilon_y \cdot \sigma_y \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) + Q \left(\frac{r}{J/\sigma_y} \right)^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, n)$$

où $\hat{\sigma}_{ij}(\theta, n)$ est une fonction sans dimension de θ et n .

Ces auteurs ont montré que, pour la plupart des métaux, ce second terme était indépendant de la distance r , les valeurs de q étant très faibles ($0 < q < 0,071$) pour différentes valeurs de n ($4 < n < 20$).

De plus $\hat{\sigma}_{\theta\theta} \approx \hat{\sigma}_{rr} \approx \text{constante}$

$$|\hat{\sigma}_{r\theta}| \ll |\hat{\sigma}_{\theta\theta}| \quad \text{pour} \quad |\theta| \leq \frac{\pi}{2} \quad \text{et} \quad r > J/\sigma_0$$

Le second terme, donnant l'amplitude au second ordre des contraintes, est donc un terme hydrostatique.

L'expression précédente peut alors être simplifiée, et se mettre sous la forme :

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + Q \cdot \sigma_y \cdot \delta_{ij} \quad \text{pour} \quad |\theta| \leq \frac{\pi}{2} \quad \text{et} \quad r > J/\sigma_0$$

Le couple J-Q permet alors de caractériser les champs de contraintes et de déformations sur un domaine de validité plus important que J seul.

J caractérise la zone où les contraintes et déformations sont importantes, alors que Q caractérise le niveau de contrainte au voisinage de la fissure, pour $r > J/\sigma_0$.

O'DOWD et SHIH ont proposé, pour définir Q de manière unique, la relation suivante :

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta} - (\sigma_{\theta\theta})_{HRR}}{\sigma_y} \quad \text{à} \quad \theta=0 \quad \text{et} \quad r = \frac{2J}{\sigma_y}$$

La distance $r = \frac{2J}{\sigma_y}$ a été choisie pour que l'évaluation de Q se fasse en dehors de la

zone de grandes déformations, mais à l'intérieur de l'anneau où le champ J-Q est dominant.

Une valeur négative (resp. positive) de Q exprime que la contrainte hydrostatique en avant de la fissure est réduite (resp. augmentée) de $Q \times \sigma_y$ par rapport à l'état de contrainte où J seul est dominant.

Ils ont également comparé leurs résultats avec ceux obtenus en plasticité confinée à $T=0$ (Small Scale Yielding).

Ils ont conclu que la différence pouvait également être modélisée par un terme hydrostatique.

Q peut donc être obtenu en prenant comme champ de référence l'état de plasticité confinée à $T=0$.

Deux définitions de Q sont donc possibles, affectant légèrement la valeur de Q : l'une à partir du champ HRR, l'autre en se référant au champ en plasticité confinée (champ SSY).

La définition à partir du champ SSY semble préférable, car le domaine de validité du modèle J-Q correspondant semble plus étendu.

Le choix du champ de référence dépend de l'application souhaitée :

- un champ élastique à $T=0$, obtenu par une analyse en petites déformations, est adapté à la majorité des applications ;
- un champ élastique à $T=0$, obtenu par une analyse en grandes déformations permet d'avoir une description précise des champs de contraintes et de déformations en fond de fissure, là où les gradients sont très importants.

I.2.2.2 : Méthodes de détermination de Q

Q peut être déterminé par l'une des méthodes présentées ci-dessous.

I.2.2.2.a : Méthodes de substitution des contraintes

Deux analyses par éléments finis de la structure fissurée sont effectuées :

- un calcul élastique des champs de contraintes et de déformations (champ SSY à $T=0$)
- un calcul en élastoplasticité de ces mêmes champs.

Q est alors obtenu par différence entre ces deux champs, suivant la définition donnée ci-dessus (paragraphe I.2.2.1.).

On considère en général cette méthode comme la méthode de référence. Son inconvénient majeur est de nécessiter deux calculs, dont un précis et complexe, en élastoplasticité, nécessitant un maillage très fin en pointe de fissure (taille d'éléments de 10 à 100 μm en pointe de fissure [MARQ98]).

I.2.2.2.b : Utilisation du paramètre T

On considère une fissure chargée sur un contour extérieur (cercle entourant la fissure en général) par :

$$t_i = \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{li} \delta_{lj} \right) n_j \quad (\text{cf Figure I-13, Modified Boundary Layer})$$

Q est alors calculé à partir des champs obtenus par le chargement défini ci-dessus, pour différentes valeurs de T. On obtient alors une relation qui peut être mise sous la forme :

$$Q = a_0 + a_1 \left(\frac{T}{\sigma_y} \right) + a_2 \left(\frac{T}{\sigma_y} \right)^2 \quad \text{les coefficients } a_i \text{ étant des constantes}$$

On peut alors déduire Q de la valeur de T calculée par une des méthodes présentées précédemment.

Il est à noter que cette méthode ne peut pas être utilisée dans le cas où la plasticité est étendue, puisque la validité du champ défini par T n'est alors plus respectée

I.2.2.3 : Exemples de résultats.

Les résultats de l'utilisation du terme Q, trouvés dans la littérature, portent essentiellement sur la rupture par clivage.

Les résultats obtenus par Joyce [JOY94] sur un acier HY100 et sur un acier A533 sont présentés sur la Figure I-19 et la Figure I-20.

La dispersion expérimentale est très importante dans le cas de l'acier HY100 et il est impossible de tracer une courbe de résistance. Dans le cas de l'acier A533, les résultats sont plus regroupés.

La Figure I-21 montre les résultats obtenus par Sumpter [SUM93] sur un acier A36 à -50°C. Dans ce cas, la dépendance de J_{IC} vis à vis de Q est nettement marquée : le modèle semble alors convenir, mais il s'agit alors de rupture fragile.

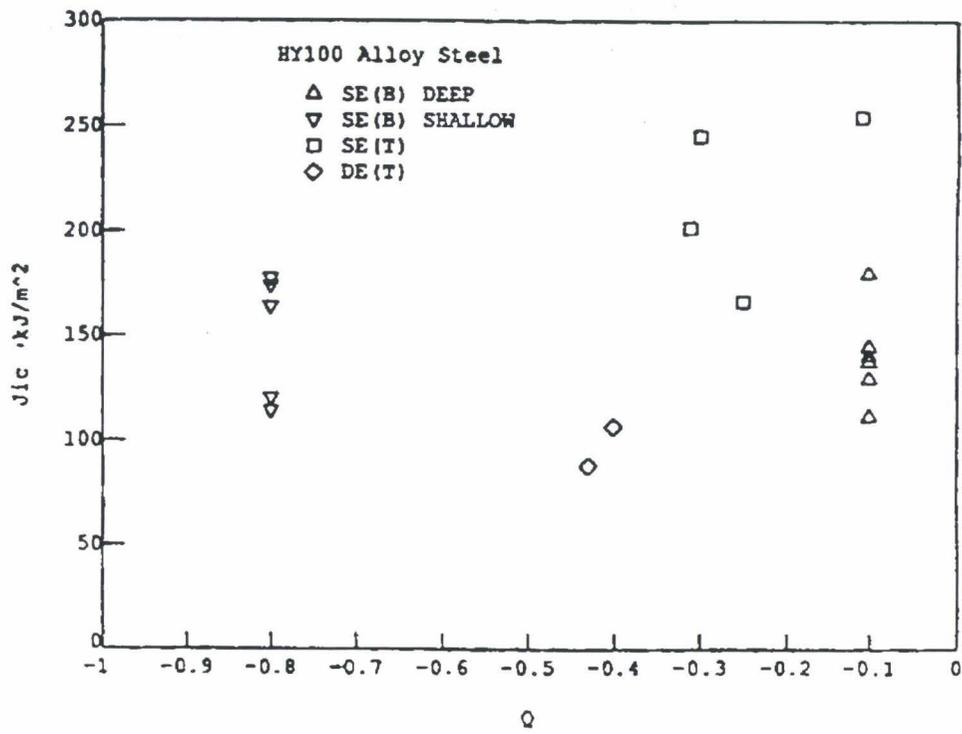


Figure I-19 : Ténacité J_{IC} en fonction de Q (*acier HY-100*) [JOY94]

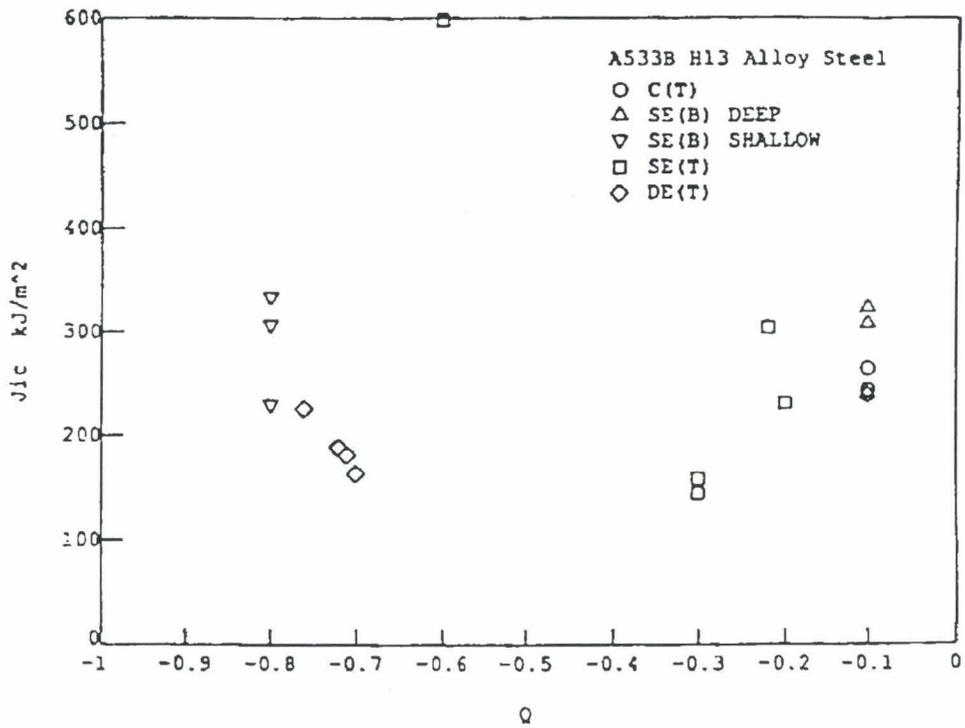


Figure I-20 : Ténacité J_{IC} en fonction de Q (*acier A533*) [JOY94]

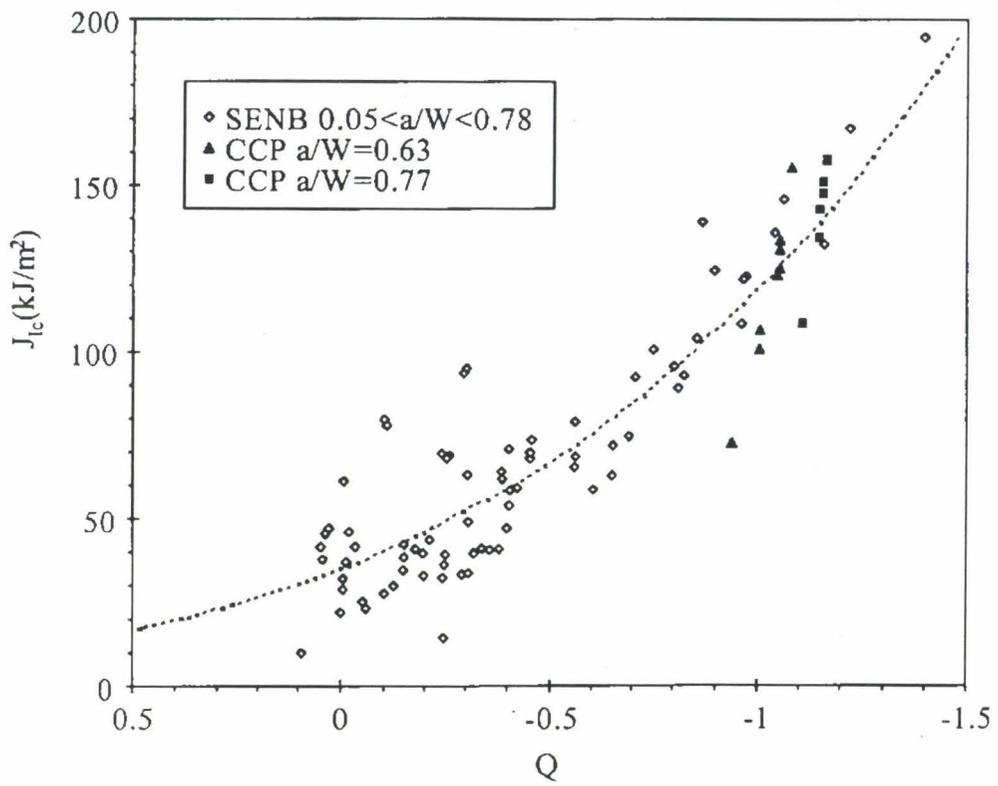


Figure I-21 : Ténacité J_{IC} en fonction de Q (*acier A36 à -50°C*) [SUM93]

I.2.3 : Conclusion

Les deux approches à deux paramètres présentées ci-dessus ne semblent pas très intéressantes dans le cas de la rupture de matériaux très ductiles, qui nous intéresse ici.

Le paramètre T est issu d'une théorie élastique ; sa validité, dans le cas d'une rupture ductile avec une déformation plastique très importante de la structure (plasticité non confinée en fond de fissure), est donc contestable. Pourtant, certains auteurs considèrent qu'il est encore possible de l'utiliser si on le considère comme un simple opérateur.

La validité théorique du paramètre Q semble mieux établie. Son utilisation est cependant très lourde, nécessitant des calculs élastoplastiques très précis, avec des maillages très fins.

Ces deux théories sont issues d'une formulation analytique des champs de contraintes et déformations en pointe de fissure en petites déformations. Or, dans le cadre de la rupture ductile, il s'agit plutôt de grandes déformations. On peut alors douter de la validité théorique de telles approches.

Enfin, l'utilisation de ces deux théories implique la réalisation d'essais de ténacité, afin de déterminer une valeur de J_{IC} . Or, il est très difficile, voire impossible d'obtenir une déchirure sur certains aciers austénitiques, donc une valeur de J_{IC} .

I.3 : METHODES D'APPROCHE LOCALE

I.3.1 : Introduction

Comme nous l'avons vu précédemment, l'utilisation de l'intégrale J de Rice dans le cas de la rupture de matériaux très ductiles est impossible, les critères de validité des mesures de J_{IC} n'étant plus respectés.

Une nouvelle approche a été développée depuis une vingtaine d'années, visant à modéliser le phénomène de la rupture d'un point de vue méso ou microscopique : il s'agit de l'approche locale en mécanique de la rupture, appliquée au cas de la rupture ductile d'une part, de la rupture fragile d'autre part. Cette approche permet de simuler le comportement de fissure chargée suivant différents modes d'ouvertures, et d'étudier la structure sous chargement thermique.

En rupture ductile, qui nous intéresse ici, deux approches sont possibles. La première consiste à définir un paramètre dépendant de l'état de chargement et devant être atteint localement pour avoir propagation de fissure : elle concerne les modèles dits découplés. L'endommagement n'interfère alors pas avec la loi de comportement du matériau. La seconde consiste à intégrer l'effet de l'endommagement du matériau dans la loi de comportement de celui-ci : elle concerne les modèles dits couplés. L'apparition d'une fissure sera alors caractérisée par le fait que l'endommagement atteint une valeur critique et que le champ de contraintes devient nul.

Après une brève présentation du processus de rupture ductile lui-même, nous présenterons quelques modèles proposés dans la littérature.

I.3.2 : Processus physique de rupture ductile

La rupture ductile des métaux résulte de la germination, de la croissance et de la coalescence de microcavités dans le matériau (Figure I-22).

La germination de ces microcavités se fait autour d'inclusions ou/et de particules de secondes phases. Dans le cas d'inclusions ou de particules de tailles importantes, cette germination se produit par rupture de ces inclusions ou particules, pour des déformations plastiques relativement faibles. Pour des tailles plus petites d'inclusions ou particules, il y a décohérence à l'interface particule-matrice et ceci en général pour des déformations plastiques plus importantes que précédemment.

La taille des cavités ainsi créées va ensuite croître par déformation plastique de la matrice, pour atteindre un point d'instabilité où il y aura localisation de la déformation le long de bandes de microcavités, phénomène de coalescence, puis rupture des ligaments entre celles-ci. Pour rendre compte de la rupture, il convient alors d'utiliser des critères méso ou microscopiques.

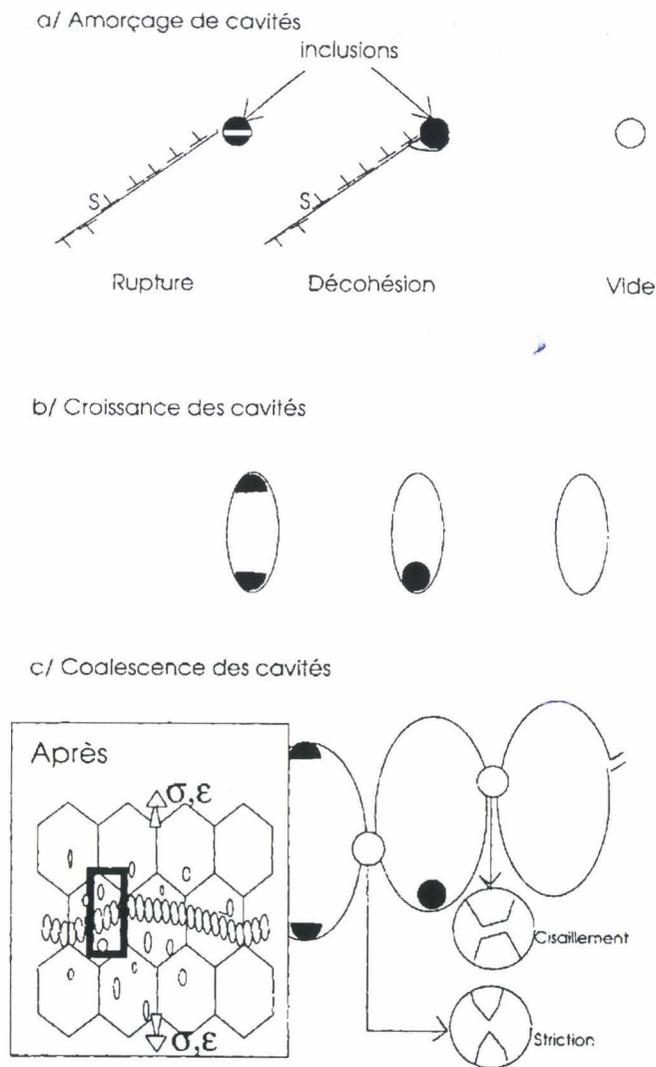


Figure I-22 : Modèle microscopique de rupture ductile. [MIA95]

I.3.3 : Modèle de Rice-Tracey

RICE et TRACEY [RITRA69] ont proposé un modèle de croissance de cavités sphériques isolées, de même diamètre, dans un milieu infini non écrouissable (milieu rigide, parfaitement plastique) obéissant au critère de plasticité de Von Mises, dans le cas d'une triaxialité importante.

La loi d'évolution du rayon de ces cavités est donnée par :

$$\frac{dR}{R} = 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y}\right) d\varepsilon_{eq}^p$$

- avec :
- R : rayon des cavités
 - σ_m : contrainte hydrostatique
 - σ_y : limite d'élasticité
 - $d\varepsilon_{eq}^p$: incrément de déformation plastique équivalente de Von Mises

Ce modèle a été utilisé dans de nombreux travaux pour modéliser la déchirure ductile ([DEV89], [MAR85]).

Une des modifications importantes de ce modèle proposée est l'utilisation de la contrainte d'écoulement équivalente σ_{eq} au lieu de σ_y , pour tenir compte de l'écrouissage. σ_{eq} est alors défini par :

$$\sigma_{eq} = \left(\frac{3}{2} S_{ij} \cdot S_{ij} \right)^{1/2}$$

$$\text{où } S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}$$

Des observations micrographiques ont montré que, pour de nombreux métaux, la rupture se produit par rupture des ligaments entre les cavités, avant qu'il y ait contact entre celles-ci. On peut donc supposer qu'il existe un rayon de cavité critique R_c , au-delà duquel il y aura rupture.

On peut donc définir un taux critique de croissance de cavités $(R/R_0)_c$, définissant un critère de rupture, qui s'écrit alors :

$$\text{Ln} \left(\frac{R}{R_0} \right)_c = \int_1^2 0,283 \exp \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}} \right) d\varepsilon_{eq}^p$$

avec : Etat 1 correspondant à la germination des cavités

Etat 2 correspondant à la rupture

La détermination de la valeur de $\text{Ln}((R/R_0)_c)$ se fait en règle générale à partir d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE). L'amorçage d'une fissure au cœur de l'éprouvette peut être aisément identifié sur ce type d'essais grâce à l'apparition d'un changement de pente sur la courbe charge-variation de diamètre, point P sur la Figure I-23.

Si on fait l'hypothèse que le taux de triaxialité $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ ne varie pas au cours du

chargement, l'expression peut être simplifiée et devient :

$$\text{Ln} \left(\frac{R}{R_0} \right)_c = 0,283 \exp \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}} \right) \cdot 2 \text{Ln} \left(\frac{\Phi_0}{\Phi_c} \right)$$

- $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ étant calculé au centre de l'éprouvette, à partir de l'analyse de

Bridgman [BRI54]

- Φ_c étant le diamètre en fond d'entaille à l'apparition d'une fissure, identifié sur la courbe charge-variation de diamètre par le point de changement de pente P, caractéristique de l'amorçage d'une fissure au cœur de l'éprouvette (Figure I-23).

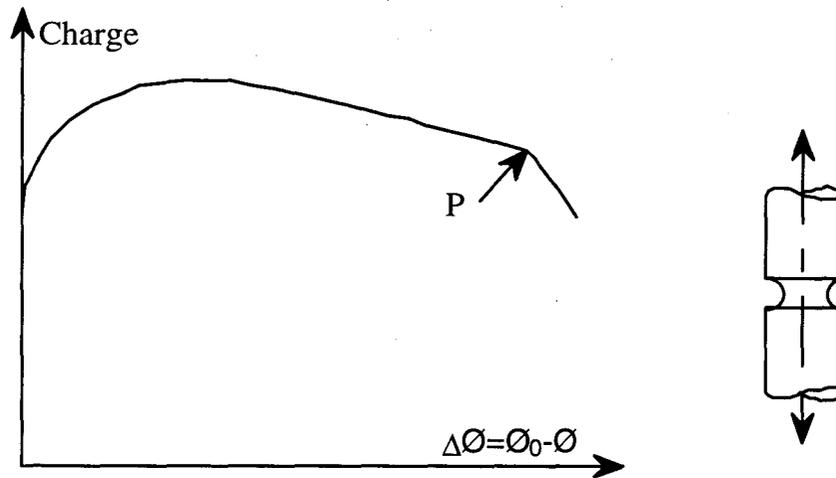


Figure I-23 : Allure de la courbe charge-variation de diamètre lors d'un essai sur éprouvette axisymétrique entaillée.

Cependant, ceci n'est plus valable dans le cas où les déformations subies par l'éprouvette sont importantes, le taux de triaxialité évoluant au cours du chargement, et la déformation se localisant au centre de l'éprouvette.

La détermination du paramètre $\text{Ln}(R/R_0)_C$ se fait, de manière générale, à partir de la simulation numérique d'essais sur éprouvettes AE. On évalue alors ce paramètre à partir des contraintes et déformations obtenues au cœur de l'éprouvette.

La formulation du modèle fait apparaître une constante, évaluée par Rice et Tracey à 0,283. Des observations et mesures métallographiques [BER81] [MAR85] [MUD82] ont montré que ce coefficient est en fait plus important, qu'il dépend du type de matériau, et est une fonction croissance du taux inclusionnaire. Il est par exemple de l'ordre de 0,5 pour un acier de type A508C13 [MUD82], 0,67 pour une fonte nodulaire [SHI92], 0,73 pour un acier soudé de type E6013, 0,6 pour un acier soudé E6015 [SHI92], 0,2 pour un acier à 0,2% de carbone [SHISHUN92].

Huang et Al [HUA91] ont montré que l'approximation due à l'hypothèse d'un taux de triaxialité important induit une sous-estimation de la dilatation des cavités pour un taux de triaxialité inférieur à 1. Ils proposent alors une modification du critère sous la forme :

$$\text{Ln}\left(\frac{R}{R_0}\right)_C = \int_1^2 0,427 \exp\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)^{1/4} \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad \text{si } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \leq 1$$

$$\text{Ln}\left(\frac{R}{R_0}\right)_C = \int_1^2 0,427 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad \text{si } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > 1$$

Dans le cas de pièces entaillées ou fissurées, possédant donc de forts gradients de contraintes et de déformations, il ne suffit pas que le critère soit atteint en un point pour qu'il y ait rupture. Il doit être atteint dans un volume minimum de matière, de dimension fonction de la microstructure du matériau. Pour LAUTRIDOU [LAUT81], ce volume peut être fonction de la dimension caractéristique qu'est la distance moyenne entre inclusions, dans un plan perpendiculaire au front de fissure. Si on définit le nombre d'inclusions par unité de volume, N_v , cette distance caractéristique est alors définie par :

$$l_c = \frac{2}{\sqrt[3]{N_v}}$$

On notera cependant que, dans le cas des matériaux présentant une structure non isotrope, c'est la distance moyenne entre deux inclusions, dans un plan perpendiculaire à la direction de chargement, qui est la dimension caractéristique.

Cette distance peut également être déterminée à partir de la simulation numérique de la déchirure d'une éprouvette fissurée, en recalant la courbe numérique par rapport à la courbe expérimentale, par modification de la taille des éléments en fond de fissure.

A partir de la valeur de $\ln(R/R_0)_c$, on peut retrouver la valeur de J_{IC} grâce à la formule définie par Mudry [MUD82] :

$$J_{IC} = \alpha \sigma_y l_c \ln(R/R_0)_c$$

avec : σ_y limite d'élasticité du matériau

l_c distance caractéristique définie précédemment

α constante fonction de la géométrie de l'éprouvette, égale à 4,5 dans le cas de l'éprouvette CT.

L'application effectuée par Al Mundheri et al. [MUN86] sur un acier de type 16MND5 donne des résultats satisfaisants, les résultats obtenus par essais de détermination de J_{IC} et à partir de la formule précédente étant dans la même bande de dispersion expérimentale inhérente à ce type de matériau.

La mise en oeuvre du modèle de Rice-Tracey en simulation numérique consiste en :

- la détermination de $(R/R_0)_c$ d'une part, soit à partir des équations précédentes, soit par comparaison de la simulation numérique avec les résultats d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées
- la détermination de l_c , définissant la finesse du maillage d'autre part.

Nous limiterons pour les modèles découplés à la présentation du modèle de Rice-Tracey. D'autres modèles existent parmi lesquels :

- le modèle de McClintock [CLIN68] intégrant l'effet de l'érouissage de la matrice sur la loi d'évolution de R
- le modèle de Budiansky [BUD82], intégrant également l'effet de l'érouissage
- le modèle de Tai et Yang [TAI86], basé le modèle d'endommagement développé par Lemaitre [LEM85].

I.3.4 : Modèle de Gurson-Tvergaard

Comme nous l'avons dit précédemment, la rupture ductile est due à la formation de microcavités dans le matériau. La présence de ces microcavités implique une modification de la loi d'écoulement plastique du matériau.

Dans le cas d'un matériau élasto-plastique non endommagé, le critère d'écoulement plastique est le critère de Von Mises. Dans le repère principal, on obtient une surface d'écoulement cylindrique, dont l'axe principal est la trisectrice du repère orthonormé. Cette trisectrice est en fait l'axe de la contrainte hydrostatique.

Dans le cas des matériaux ductiles, l'influence de la contrainte hydrostatique est importante, du à la présence de microcavités dans le matériau. L'idée est donc de trouver un nouveau modèle définissant cette surface d'écoulement et prenant en compte la contrainte hydrostatique et la fraction volumique de cavités.

GURSON [GUR77] a proposé, pour un matériau rigide parfaitement plastique, à partir de l'étude d'une cellule élémentaire de matière contenant une cavité en son centre, un potentiel de dissipation de la forme :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - f^2$$

- avec :
- σ_m : contrainte hydrostatique
 - σ_{eq} : contrainte équivalente de Von Mises
 - σ_y : limite d'élasticité
 - f : fraction volumique de cavités.

La Figure I-24 compare les surfaces d'écoulement plastique de Von Mises et de Gurson dans un diagramme $\sigma_m/\sigma_y - \sigma_{eq}/\sigma_y$, pour différentes fractions volumiques de cavités.

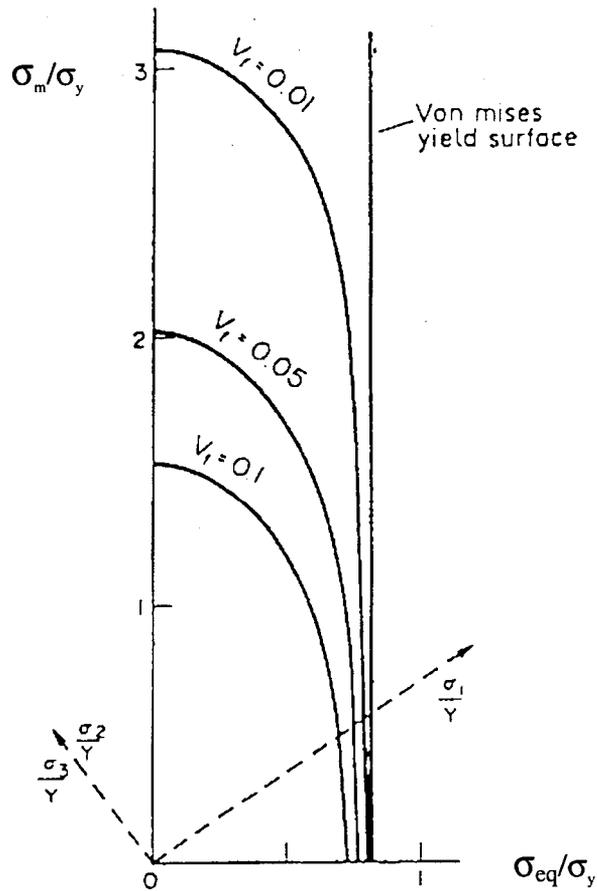


Figure I-24 : Comparaison des lois d'écoulement de VON MISES et de GURSON [THOM90].

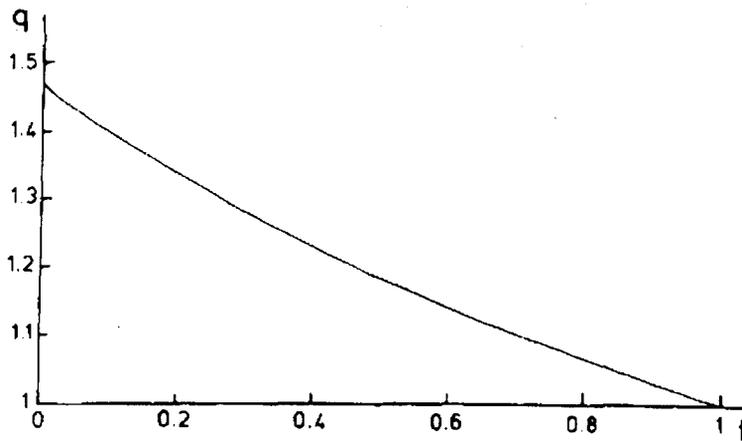
Afin d'obtenir une meilleure corrélation entre le modèle et les analyses numériques, pour une répartition périodique de vides, Tvergaard [TVER82] a introduit trois constantes supplémentaires, q_1 , q_2 et q_3 , définissant ainsi le potentiel :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2fq_1 \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - q_3f^2$$

Pour ces deux constantes, il propose les valeurs :

$$q_1=1,5 \quad q_2=1 \quad \text{et} \quad q_3=q_1^2$$

PERRIN et LEBLOND [PER90] ont montré que le paramètre q_1 est en fait une fonction de la fraction volumique de cavités f (Figure I-25). A partir d'un modèle analytique d'une sphère creuse entourée d'une coquille sphérique de matériau poreux, ils ont calculé la fonction $q_1(f)$ et ont montré que pour f petit, $q_1=1,47$, ce qui est très proche de la valeur proposée par TVERGAARD.

Figure I-25 : Variation de q_1 en fonction de f [PER90]

Le calcul des contraintes se fait en utilisant la règle de normalité :

$$d\varepsilon_i^p = \lambda \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_i}$$

encore valable dans le cas des matériaux poreux, comme l'a montré BERG [BERG77].

L'évolution de la fraction volumique de vides peut être décomposée en deux parties : une partie correspondant à la germination de nouvelles cavités et une partie correspondant à la croissance des cavités existantes :

$$df = df_{\text{croissance}} + df_{\text{germination}}$$

La croissance de cavités se fait à partir d'une fraction volumique de cavités f_0 supposée préexistante dans le matériau. Cette fraction volumique f_0 correspond aux inclusions les plus grosses autour desquelles il y aura formation de cavités pour des déformations plastiques faibles, c'est à dire dès le début du chargement.

Ce paramètre f_0 peut être déterminé de plusieurs manières.

Pour certains types d'inclusions, on peut déterminer f_0 à partir de la composition chimique ; par exemple, la teneur en inclusions de type MnS peut être calculée par la formule de Francklin [FRA69] $f_v = 0,054(S\% - 0,001/Mn\%)$, S% et Mn% étant les teneurs massiques en soufre et manganèse respectivement.

On peut également utiliser des observations métallographiques dans trois directions perpendiculaires, et calculer une fraction volumique moyenne [MUD82] :

$$f_v = \pi/6 N_v D_x D_y D_z$$

avec - N_v nombre moyen d'inclusions par unité de volume

- D_x, D_y, D_z dimensions moyennes des inclusions suivant les trois directions d'observation.

Dans le cas d'inclusions de forme allongée, il convient de corriger cette valeur pour tenir compte de la direction de sollicitation :

$$f_0 = f_v (D_x D_y)^{1/2} / D_z$$

l'indice z correspondant à la direction de sollicitation.

Une troisième possibilité est de déterminer cette valeur f_0 en recalant les calculs éléments finis sur différents essais.

A partir de cette valeur initiale f_0 , la fraction volumique de cavités va évoluer au cours du chargement suivant la loi de croissance :

$$df_{\text{croissance}} = (1-f) d\epsilon^p : I$$

avec : - $d\epsilon^p$: tenseur incrémental de déformation plastique
 - I : tenseur unité du second ordre.

La loi de germination est beaucoup plus difficile à déterminer, le processus étant assez complexe.

Une formulation générale de cette loi a été proposée par Needleman et Rice [NEED78]:

$$df_{\text{germination}} = A d\epsilon_{\text{eq}}^p + B (d\sigma_{\text{eq}} + c d\sigma_m)$$

Cette formulation fait apparaître un terme lié à la déformation plastique, avec A fonction de celle-ci, et un terme lié au tenseur des contraintes avec B fonction de σ_{eq} et σ_m

Si on suppose que la germination est continue et contrôlée par la déformation, on choisit une valeur constante pour A et une valeur nulle pour B.

Dans le cas d'une germination sur des particules de petite taille (de l'ordre du μm), Chu et Needleman [CHU80] proposent une loi de type gaussienne définie par :

$$df = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_{\text{eq}}^p - \epsilon_N}{S_N}\right)^2\right) d\epsilon_{\text{eq}}^p$$

avec : - f_N fraction volumique de particules sites de germination
 - ϵ_N valeur moyenne de déformation de la loi normale de germination
 - S_N écart type de cette loi normale.

Dans le cas de particules de plus grosses tailles, on peut utiliser une loi basée sur l'existence d'une contrainte normale maximale à l'interface particule-matrice, comme le proposent Argon et al. [ARG75], au delà de laquelle il y aura rupture à l'interface.

La loi de germination s'écrit alors :

$$df = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{(\sigma_{eq} + c\sigma_m) - \sigma_N}{S_N}\right)^2\right) (d\sigma_{eq} + cd\sigma_m)$$

pour $\sigma_{eq} + c\sigma_m = (\sigma_{eq} + c\sigma_m)_{max}$ et $(d\sigma_{eq} + cd\sigma_m) > 0$

avec σ_N : contrainte moyenne pour avoir germination

S_N : écart type

c : constante comprise entre 0,3 et 0,4.

Afin de tenir compte de l'hétérogénéité de distribution des sites de germination, Pineau [PIN97] propose d'utiliser une répartition aléatoire des paramètres de germination. En se basant sur une loi du type $df = A d\epsilon_{eq}^p$, différentes valeurs de A et f_0 sont affectées aux différents éléments du maillage éléments finis, de manière aléatoire suivant la distribution d'inclusions observée expérimentalement. L'application de cette méthode dans le cas d'un acier duplex, avec différentes distributions, permet de rendre compte de la dispersion expérimentale, comme on peut le voir sur la Figure I-26.

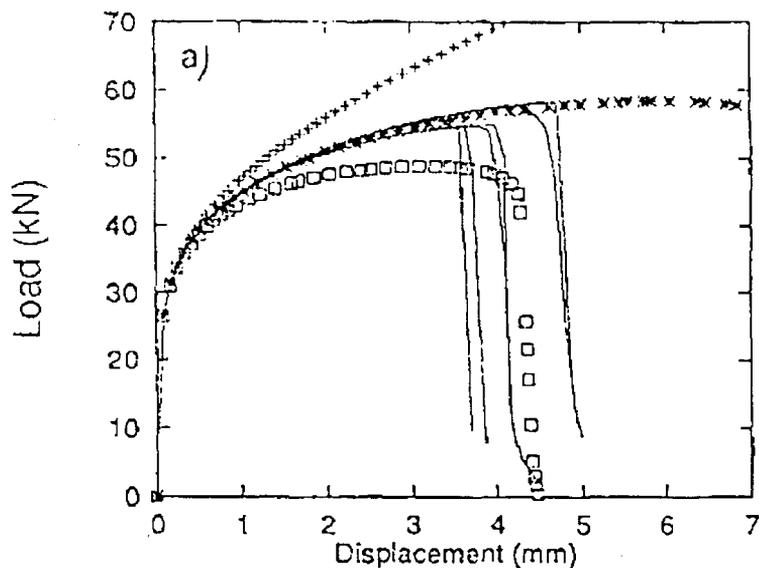


Figure I-26 : Courbes charge-déplacement simulée, pour un essai de traction sur éprouvette lisse en acier duplex.

Germination homogène : $A=0,1$ (+) $A=0,6$ (*) et $A=1,0$ (□).

Germination hétérogène avec six jeux de distribution (—) [PIN97].

Le modèle de GURSON-TVERGAARD ne constitue pas en lui-même un critère de rupture, mais plutôt une loi d'endommagement.

Il faut donc introduire un critère traduisant la rupture du matériau par coalescence des vides.

L'une des possibilités est d'utiliser une fraction volumique critique f_c .

Cependant, on peut remarquer que lorsque les contraintes σ_{eq} et σ_m sont nulles, c'est à dire lorsqu'il y a fissuration, on obtient la relation :

$$2fq_1 - 1 - (q_1f)^2 = 0 \quad \text{soit } f = \frac{1}{q_1}$$

Avec $q_1=1,5$, on obtient une valeur de f_c égale à 0,666, ce qui est beaucoup trop élevé comparé aux résultats expérimentaux.

Needleman et Tvergaard [NEE84] ont alors proposé de remplacer f par f^* , en introduisant un coefficient d'amplification pour l'évolution de f .

f^* est alors défini par :

$$f^* = f \quad \text{si } f < f_c$$

$$f^* = f_c + K(f - f_c) \quad \text{si } f > f_c$$

avec - f_c fraction volumique critique de cavités

- K une constante définie par :

$$K = \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c}$$

où - f_F est la fraction volumique de vides à rupture

$$- f_u^* = 1/q_1$$

Les valeurs de q_1 et q_2 étant en général prises égales à 1,5 et 1 respectivement, la mise en oeuvre de ce modèle passe par la détermination des paramètres :

- f_0
- paramètres de la loi de germination retenue
- f_c
- coefficient K d'amplification de l'évolution de f

Ces différents paramètres sont calibrés par comparaison entre la simulation numérique d'un essai de traction sur une éprouvette axisymétrique entaillée et les données de l'essai réel, de manière analogue à celle que nous avons vue dans le paragraphe précédent.

Dans le cas des pièces fissurées, il est important de déterminer une taille de maille optimale. En effet, les gradients de contraintes et de déformations en pointe de fissure sont très importants, et affectent les résultats du modèle. La taille de maille peut être déterminée à

partir de considérations métallurgiques, ou en adaptant celle-ci pour obtenir des résultats satisfaisants lors de la simulation d'une éprouvette fissurée.

Les Figure I-27 et Figure I-28 illustrent l'influence de la taille des éléments sur les résultats macroscopiques, peu marquée dans le cas des éprouvettes axisymétriques entaillées en terme de charge-variation de diamètre, où les gradients sont assez faibles, mais nettement plus importante dans le cas d'une éprouvette de type CT, en termes de charge-ouverture.

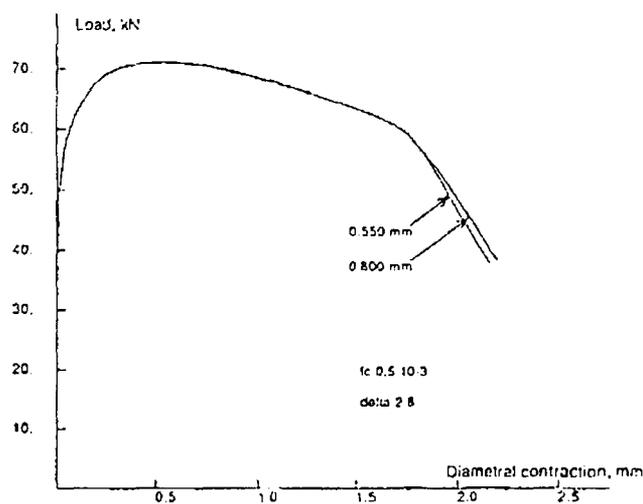


Figure I-27 : Influence de la taille de maille sur la courbe charge variation de diamètre ;
Eprouvette de type AE2
Modèle de Gurson-Tvergaard- Needleman [LEB97]

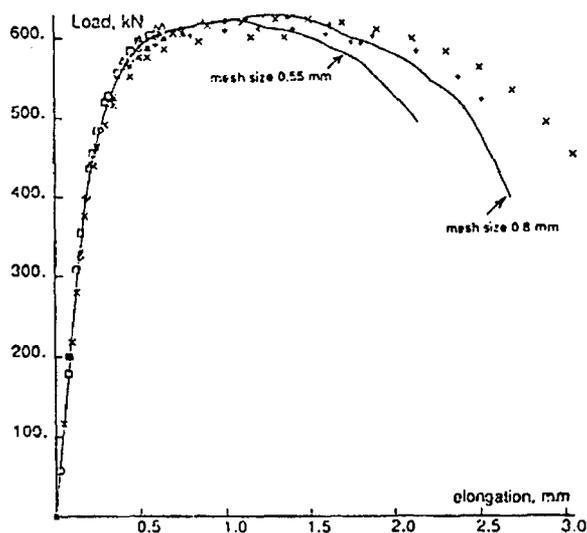
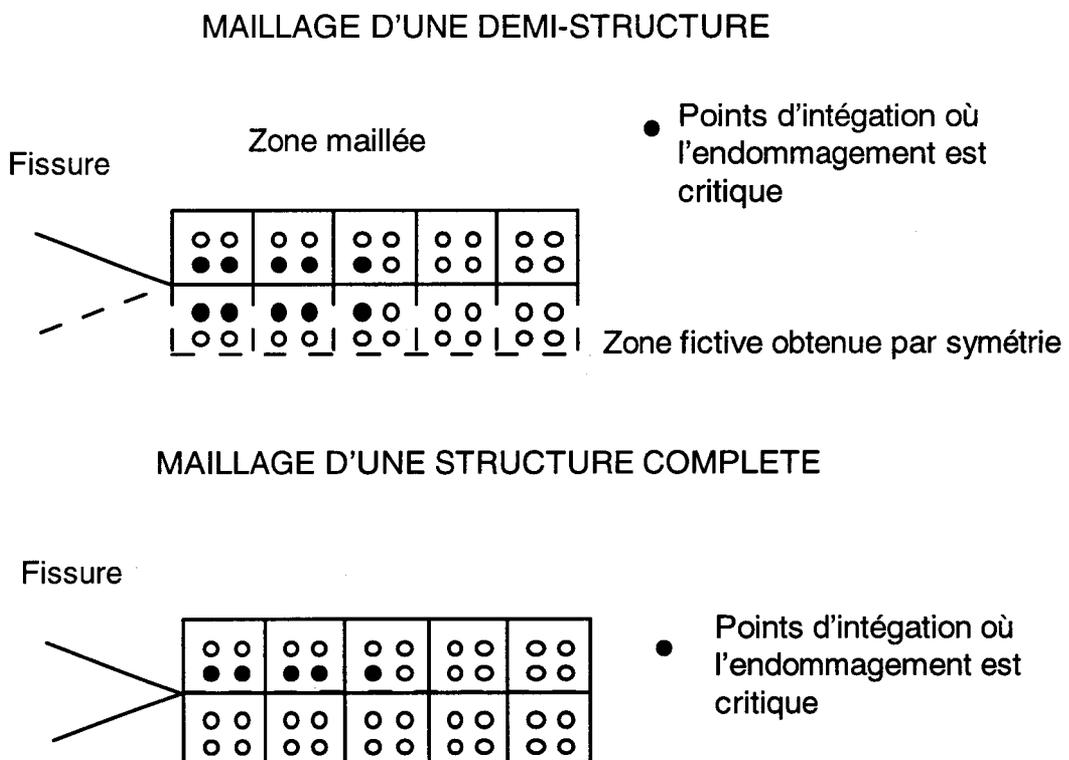


Figure I-28 : Influence de la taille de maille sur la courbe charge-déplacement ;
Eprouvette axisymétrique fissurée [LEB97].

En simulation numérique, les symétries géométriques et de chargement sont généralement utilisées de manière à limiter la taille du modèle et donc le temps de calcul. Les éprouvettes de mécanique de la rupture utilisées en laboratoire présentent, dans la majorité des cas, ce type de symétrie. Dans le cas de modèles d'endommagement, le calcul d'une demi-éprouvette dont le plan de symétrie passe par la fissure, et celui d'une éprouvette complète, peuvent donner des résultats différents. En effet, si on ne modélise que la moitié d'une structure, en considérant la fissure dans le plan de symétrie, on double artificiellement, par symétrie, la zone endommagée, comme on peut le voir sur la Figure I-29. En revanche, si l'ensemble de la structure est maillé, l'endommagement va évoluer différemment sur les éléments situés de part et d'autre du plan de symétrie, conduisant à des résultats macroscopiques différents. La Figure I-30 illustre ceci dans le cas d'une éprouvette de type CT pour un maillage d'une demi-éprouvette et d'une éprouvette complète.



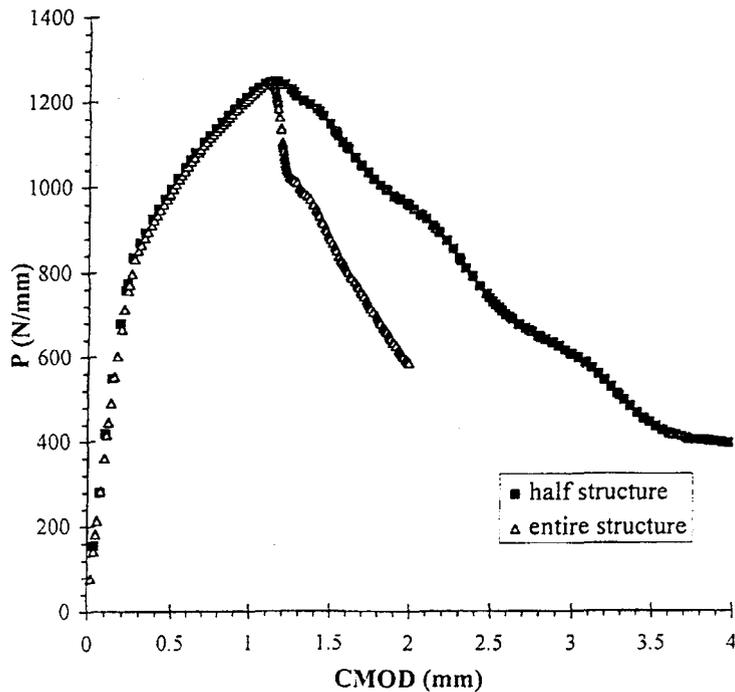


Figure I-30 : Courbes Charge-Ouverture pour une éprouvette CT en acier Duplex
Modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman [BES95]. Influence d'un demi maillage ou
d'un maillage complet.

D'autres développements ont été réalisés ces dernières années, que nous ne détaillerons pas ici. Citons les travaux de :

- Gologanu et al. ([GOL93] et [GOL94]) visant à intégrer l'influence de la morphologie des inclusions sur l'évolution de l'endommagement et le potentiel de dissipation

- Leblond et al. [LEB95] sur l'influence de l'érouissage dans le potentiel de Gurson

- Tvergaard et al. ([TVER92] [TVER94] [TVER96]) sur la coalescence de cavité.

I.3.5 : Modèle de Rousselier

Une autre formulation du potentiel plastique d'un milieu endommageable a été proposée par Rousselier, basée sur une modélisation simplifiée de l'état thermodynamique d'un élément de matière [ROU81].

Les hypothèses utilisées sont les suivantes :

- les variables d'écroutissage et d'endommagement sont des scalaires,
- le potentiel thermodynamique est de forme additive,
- le potentiel plastique se décompose en deux parties :
 - la première dépend de la contrainte équivalente et de la déformation plastique équivalente,
 - la seconde dépend de la contrainte hydrostatique et de la variable d'endommagement,
- l'évolution de l'endommagement suit une loi du type Rice-Tracey.

La formulation du potentiel plastique est alors la suivante :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(\epsilon_{eq}^p) + \frac{\sigma_1 f_0 \exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} A \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right)$$

$$\dot{\beta} = \dot{\epsilon}_{eq}^p A \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right)$$

$$\rho(\beta) = \frac{1}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)}$$

- avec :
- σ_{eq} contrainte équivalente de Von Mises
 - σ_m contrainte hydrostatique
 - ϵ_{eq}^p déformation plastique équivalente de Von Mises
 - β paramètre d'endommagement
 - ρ masse volumique
 - σ_1 constante ayant la dimension d'une contrainte
 - A constante adimensionnée
 - f_0 fraction volumique initiale de cavités.

Trois paramètres sont à identifier, fonctions du matériau étudié : f_0 , A et σ_1 .

Le paramètre f_0 peut être déterminé par les méthodes citées précédemment.

Les paramètres A et σ_1 sont, quant à eux, déterminés à partir d'essais sur des éprouvettes axisymétriques entaillées selon la méthode décrite ci-dessous.

Si on considère que le volume moyen de cavité peut se mettre sous la forme $4\pi R^3/3$, on obtient :

$$3 \frac{\dot{R}}{R} = \dot{\epsilon}_{eq}^p A \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right)$$

On trace alors $\ln\left(\frac{\ln(R/R_0)}{\epsilon_{eq}^p}\right)$ en fonction de σ_m .

R_0 étant la valeur de R correspondant au volume moyen initial des inclusions et R celles mesurées au centre d'éprouvettes axisymétriques entaillées chargées à différentes valeurs de σ_m .

A et σ_1 sont alors obtenus par régression linéaire à partir des résultats expérimentaux (voir exemple Figure I-31). Les valeurs de A sont en règle générale de l'ordre de 1,5 à 2, et σ_1 est de l'ordre de $2/3 \sigma_y$.

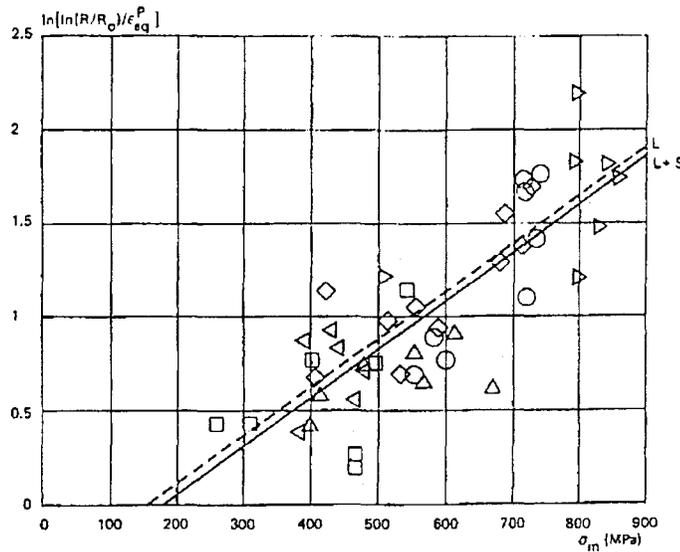


Figure I-31 : Croissance de cavités mesurée sur éprouvettes de traction axisymétriques

entaillées en acier A508 C13, sollicitées dans les sens long (L : $\triangleright \diamond \square$)

et travers court (S : $\circ \triangle \triangleleft$)

Droites de régression : L(--- , $A=2,01$, $\sigma_1=389$ MPa) et L+S (— , $A=1,88$, $\sigma_1=386$ MPa)

[ROU86].

Pour ce modèle également, la taille de maille du modèle éléments finis d'une éprouvette ou d'une structure est un paramètre important. Elle peut être déterminée, comme nous l'avons vu pour le modèle de Rice-Tracey, à partir de la teneur inclusionnaire du matériau.

Elle peut également être déterminée à partir de la pente de la deuxième partie de la courbe charge-variation diamétrale obtenue à partir d'un essai sur éprouvette axisymétrique entaillée. Le maillage sera raffiné afin d'obtenir la même pente pour les données expérimentales et pour la simulation numérique, comme le montrent les résultats de Batisse (Figure I-32).

Le point fort de ce modèle est qu'il n'est pas nécessaire de définir une valeur critique de la variable d'endommagement. L'amorçage et la propagation de fissure se produisent lorsque l'adoucissement du à la croissance des cavités l'emporte sur l'écrouissage du matériau. Il y a alors instabilité mécanique, et les contraintes transmises par la zone fortement endommagée chutent rapidement. La fissure correspond alors à la surface ne transmettant plus de contrainte.

Une étude menée par Rousselier sur un acier A508 C13 montre un très bon accord entre résultats expérimentaux et numériques.

Un exemple de résultats numérique utilisant le modèle de pour une éprouvette axisymétrique entaillée en acier A508 C13 est donné Figure I-33.

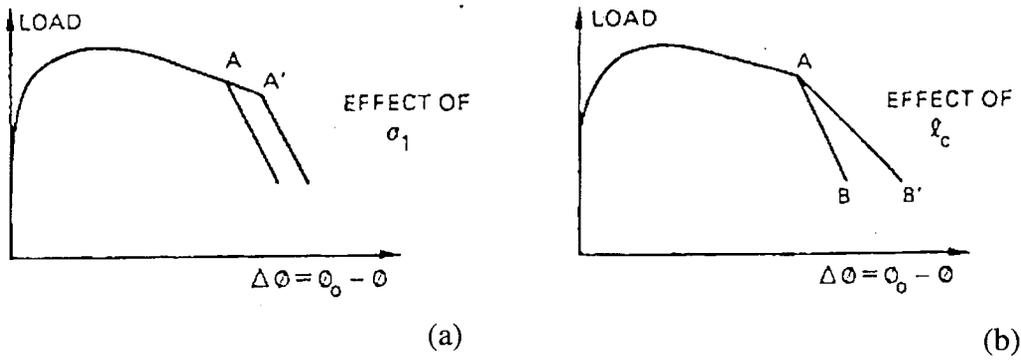


Figure I-32 : Effet du paramètre σ_1 (a) et de la taille du maillage l_c (b) [BAT86]

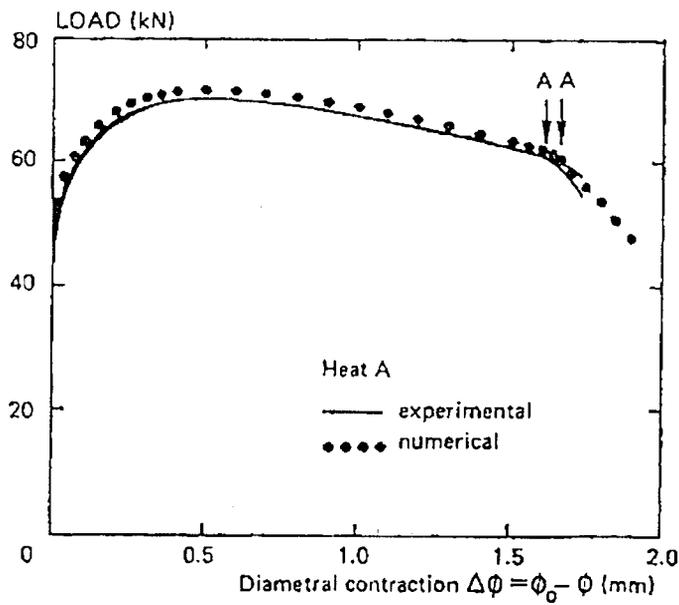


Figure I-33 : Comparaison entre résultats expérimentaux et numérique utilisant le modèle de Rousselier, pour un essai sur éprouvette axisymétrique entaillée en acier type A508 C13 [BAT86].

I.4 : CONCLUSION

Différents modèles utilisés en mécanique de la rupture ductile ont été présentés. Ils peuvent être regroupés en deux familles.

Les approches à deux paramètres

Elles visent à étendre le domaine de validité de l'intégrale J de Rice.

Le paramètre T semble assez controversé dans le cas de la rupture ductile, en raison de sa nature élastique. Certains auteurs, cependant, pensent qu'il est encore utilisable si l'on y voit un simple opérateur.

Le paramètre Q semble plus adapté, mais son utilisation semble assez lourde.

Ces modèles n'ont pas été retenus, en particulier à cause de leur non fondement physique, et en raison des problèmes expérimentaux rencontrés pour la détermination de J_{IC} . En effet, les essais de détermination de J_{IC} effectués au CESMAN [CES95] sur un acier AISI 316L, un des aciers de notre étude, ont montré qu'il était très difficile, voire impossible, d'obtenir une déchirure sur des éprouvettes de type CT. La détermination d'une courbe limite de rupture semble donc difficile à obtenir.

Méthodes par approche locale

Développées depuis quelques années, ces approches ont le grand mérite de représenter le processus physique de rupture ductile en lui-même. Les modèles présentés semblent adaptables à un grand nombre de problèmes, grâce à leurs nombreux paramètres, mais ont surtout été testés sur des aciers moyennement ductiles. L'applicabilité de ces modèles à des aciers inoxydables austénitiques type AISI 316 demande encore à être vérifiée.

Notre étude s'est donc tournée vers des modèles de type approche locale, plus particulièrement le modèle de Rice et Tracey, simple de mise en oeuvre et le modèle de Gurson-Tvergaard.

II. ETUDE EXPERIMENTALE

SOMMAIRE CHAPITRE II

II. ETUDE EXPERIMENTALE	II-1
II.1. : MATÉRIAUX ÉTUDIÉS	II-3
II.1.1. : <i>Dénominations</i>	II-3
II.1.2. : <i>Compositions chimiques</i>	II-4
II.1.3. : <i>Traitements thermiques</i>	II-5
II.1.3.1. : Acier 16MND5	II-5
II.1.3.2. : Acier 316L	II-5
II.1.3.3. : 316Nb-RV	II-5
II.1.3.4. : 316Nb -RL	II-6
II.1.4. : <i>Microstructures</i>	II-6
II.1.4.1. : Acier 16MND5	II-7
II.1.4.2. : Acier 316L	II-11
II.1.4.3. : Acier 316Nb-RV	II-14
II.1.4.4. : Acier 316Nb-RL	II-17
II.2. : ESSAIS DE TRACTION MONOTONE	II-20
II.2.1. : <i>Essais de traction monotone à température ambiante</i>	II-20
II.2.1.1. : Description de l'essai	II-20
II.2.1.2. : Résultats des essais de traction monotone à température ambiante	II-22
II.2.2. : <i>Essais de traction monotone à 280°C</i>	II-27
II.2.2.1. : Description de l'essai	II-27
II.2.2.2. : Résultats des essais de traction monotone à 280°C	II-29
II.3. : ESSAIS SUR ÉPROUVETTES AXISYMÉTRIQUES ENTAILLÉES	II-32
II.3.1. : <i>Géométries des éprouvettes</i>	II-32
II.3.2. : <i>Extensomètre diamétral</i>	II-34
II.3.3. : <i>Essais de traction monotone sur éprouvettes AE à température ambiante</i>	II-36
II.3.3.1. : Dispositif expérimental	II-36
II.3.3.2. : Résultats des essais de traction monotone sur éprouvettes AE à température ambiante	II-37
II.3.4. : <i>Essais de traction monotone sur éprouvettes AE à 280°C</i>	II-44
II.3.4.1. : Dispositif expérimental	II-44
II.3.4.2. : Résultats des essais de traction monotone sur éprouvettes AE à 280°C	II-44
II.4. : OBSERVATIONS DES FACIÈS DE RUPTURE SUR ÉPROUVETTES AE	II-51
II.5. : OBSERVATION DES CAVITÉS SUR ESSAIS INTERROMPUS	II-55
II.5.1. : <i>Acier 16MND5</i>	II-56
II.5.2. : <i>Acier 316L</i>	II-60
II.5.3. : <i>Acier 316Nb-RV</i>	II-63
II.5.4. <i>Acier 316Nb-RL</i>	II-66
II.5.5. <i>Conclusion</i>	II-68

Dans ce chapitre, nous définirons tout d'abord les matériaux que nous avons étudiés, avec en particulier leur composition chimique, leur microstructure et leurs caractéristiques mécaniques principales, à température ambiante et à 280°C. Nous présenterons ensuite les essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées, effectués à température ambiante et à 280°C, puis les résultats des observations des faciès de rupture. Enfin, des observations des cavités sur des coupes d'éprouvettes chargées jusqu'à un niveau proche de la rupture seront présentées.

II.1. : Matériaux étudiés

II.1.1. : Dénominations

Notre étude porte sur quatre matériaux, un acier de structure bainitique (16MND5) et trois aciers de structure austénitique (316L, 316Nb-RV, 316Nb-RL).

Le Tableau 1 présente les abréviations que nous adopterons pour désigner ces matériaux, leur désignation suivant la norme française, leur provenance, ainsi que le type de brut dont ils sont issus.

Abréviations utilisées	Désignations normalisées	Fournisseurs	Bruts
16MND5	16 MND 5	Creusot Loire Industries	Virole $\varnothing_e=2010$ $\varnothing_i=1800$ L2000
316L	Z2 CND 17-12	Tecphy	Barre $\varnothing 180$ L=2630
316Nb-RV	Z8 CNDNb 18-12-2,5	Imphy	Barre $\varnothing 140$ L=2630
316Nb-RL	Z8 CNDNb 18-12-2,5	Vereinigte Schmiedewerke Gmbh	Virole $\varnothing_e=1860$ $\varnothing_i=1685$ L1335

Tableau 1 : Identification des matériaux étudiés.

L'acier 16MND5, à l'état trempé revenu, présente un bon compromis entre résistance mécanique et ténacité, ce qui permet son utilisation pour la réalisation de capacités sous pression des chaufferies nucléaires. Il est employé entre autre pour la cuve du réacteur et le générateur de vapeur.

L'acier 316L, à l'état hyperefforté, présente une excellente résistance à la corrosion. Il est employé à la fois à l'intérieur et à l'extérieur de la cuve, en particulier pour réaliser des tubulures.

Le 316Nb, à l'état hyperefforté, présente également une bonne résistance à la corrosion et est employé pour des fonctions similaires à celles du 316L.

II.1.2. : Compositions chimiques

Les compositions chimiques des quatre matériaux étudiés sont regroupées dans le Tableau 2.

Mat.	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Co	Al	N	Nb
16MND5	0,16	1,35	0,21	0,002	0,005	0,74	0,14	0,48	0,06	0,01	0,01	0,004	---
316L	0,008	0,86	0,63	<0,001	0,011	12,55	17,55	2,40	0,06	0,029	---	0,0441	---
316Nb-RV	0,077	0,72	0,33	0,002	0,016	11	18,2	2,42	0,03	0,055	---	0,034	0,70
316Nb-RL	0,033	1,97	0,24	<0,001	0,017	11,5	17,25	2,40	0,04	0,02	---	0,0404	0,35

Tableau 2 : Compositions chimiques (en % massique)

L'acier 16MND5 est un acier faiblement allié aux manganèse, nickel et molybdène, de structure bainitique.

Le manganèse permet de stabiliser la structure bainitique après refroidissement.

Le nickel augmente la trempabilité, et par là même, l'homogénéité des caractéristiques dans l'épaisseur des pièces. Il améliore par ailleurs les caractéristiques de résilience et de ténacité.

Le molybdène participe à la formation de carbures qui renforcent la résistance mécanique, notamment à chaud. De plus, il limite la fragilité en rendant le revenu irréversible.

Les aciers 316L, 316Nb-RV et 316Nb-RL sont des aciers inoxydables austénitiques fortement alliés. Leur résistance élevée à la corrosion provient de l'addition de chrome et de nickel en fortes quantités, et pour une moindre part, du molybdène. Le nickel permet également de stabiliser l'austénite à température ambiante.

L'acier 316L contient peu de carbone, afin d'éviter la formation de carbures aux joints de grains, susceptibles de fragiliser le matériau et de favoriser la corrosion intergranulaire.

L'addition de Niobium dans les 316Nb-RV et 316Nb-RL permet de stabiliser le carbone, dont la teneur est plus importante que dans le 316L, et de durcir la matrice, par précipitation de carbonitrides de niobium dans la matrice austénitique.

II.1.3. : Traitements thermiques

II.1.3.1.: Acier 16MND5

Le traitement thermique effectué sur ce matériau se décompose en deux phases.

Le premier traitement, dit de précaution, est composé comme suit :

- un maintien à 650°C permettant de faire rediffuser l'hydrogène ;
- une austénitisation, constituée d'un maintien à 925°C pendant 16 heures suivi d'un refroidissement à l'air, permettant d'homogénéiser la structure et d'affiner la taille de grain ;
- un revenu à 650°C suivi d'un refroidissement à l'air, permettant une globularisation des carbures.

Le second traitement, dit de qualité, confère au matériau ses caractéristiques mécaniques. Il est composé comme suit :

- une austénitisation constituée d'un maintien à 875°C pendant 3 heures suivi d'une trempe à l'eau, permettant une homogénéisation de la structure dans le domaine austénitique ;
- un revenu à 640°C pendant 4 heures suivi d'un refroidissement à l'air, permettant une diffusion du carbone vers les carbures et une globularisation de ceux-ci.

II.1.3.2.: Acier 316L

Le traitement thermique effectué sur le 316L après forgeage est une hypertrempe, constituée d'un maintien à 1060° C pendant 2 heures suivi d'une trempe à l'eau.

Le maintien en température permet la mise en solution des différents éléments d'alliage dans la matrice austénitique, cette solution étant ensuite gelée par la trempe à l'eau.

II.1.3.3.: 316Nb-RV

Le traitement thermique effectué sur l'acier 316Nb-RV est une hypertrempe, constituée d'un maintien à 1060°C pendant 5 minutes suivi d'une trempe à l'eau. Ce temps de maintien est très court, et ne permet pas d'obtenir une mise en solution complète des interstitiels et substitutionnels, comme nous le verrons par la suite.

II.1.3.4.: 316Nb -RL

Le traitement thermique effectué sur le 316Nb-RL est une hypertrempe, constituée d'un maintien de 8 heures à 1080°C, suivi d'une trempe à l'eau.

Remarque : Les notations RL et RV utilisées sont relatives aux différents modes d'élaboration des deux aciers 316Nb :

- RV : refondu sous vide
- RL : refondu sous laitier

II.1.4. : Microstructures

Les microstructures de ces matériaux ont été observées en microscopie optique sur des échantillons polis et attaqués. Ces échantillons ont été prélevés conformément à la Figure II-1.

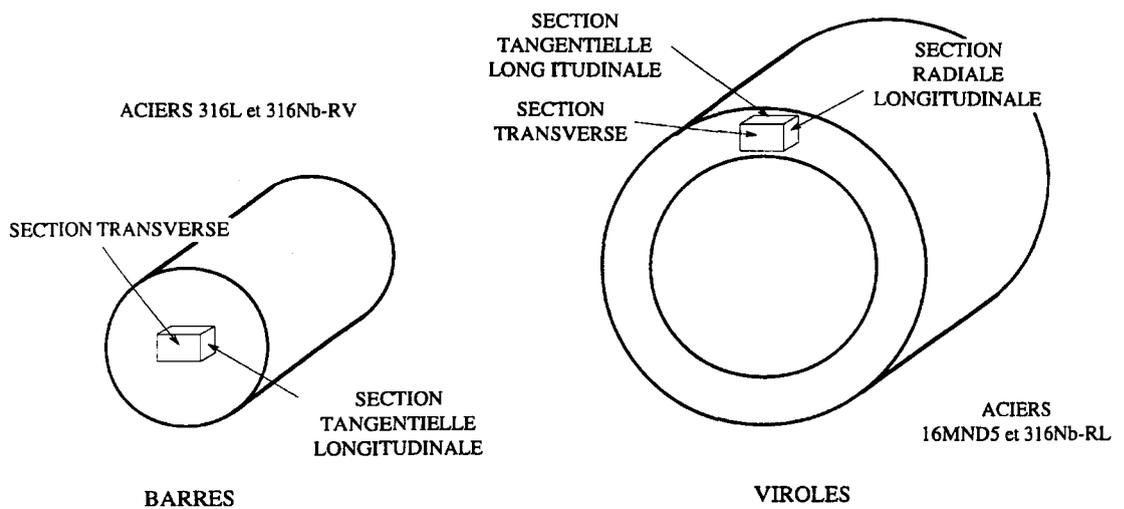


Figure II-1 : Schéma de prélèvement des échantillons destinés aux observations microstructurales.

II.1.4.1. : Acier 16MND5

La microstructure de ce matériau a été observée dans des sections radiale longitudinale et tangentielle longitudinale, sur un échantillon prélevé à mi-épaisseur de la virole. Après polissage mécanique, les surfaces ont été attaquées chimiquement, pendant 15 s, avec une solution de NITAL2 composée de 2 ml d'acide nitrique ($d=1,4$) et de 98 ml d'alcool éthylique.

La Figure II-2 présente la microstructure du matériau dans la section radiale longitudinale et la Figure II-3 celle dans la section tangentielle longitudinale. Cette microstructure est de type bainitique, et ne révèle pas de direction préférentielle.

L'indice de taille de grain, mesuré par le fournisseur, est de 7, soit une taille de grain de l'ordre de 30 μm .

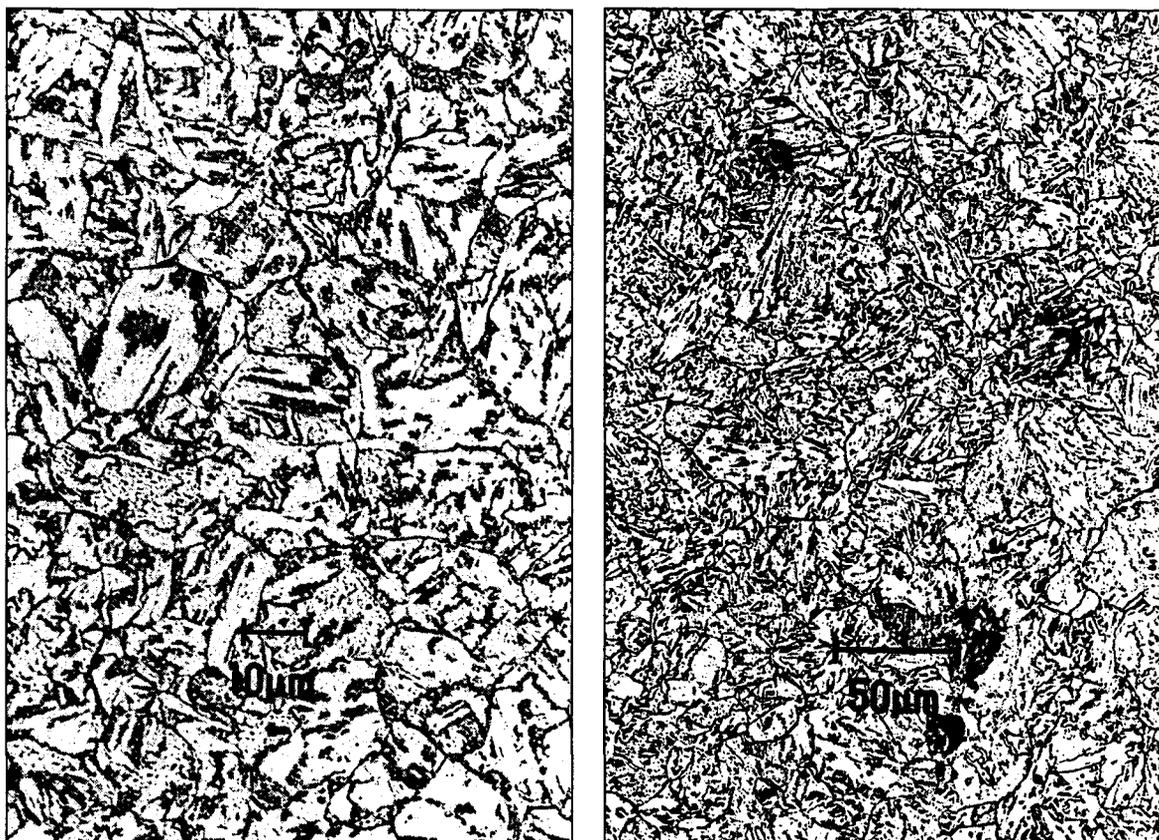


Figure II-2 : Microstructure de l'acier 16MND5 dans une section radiale longitudinale.

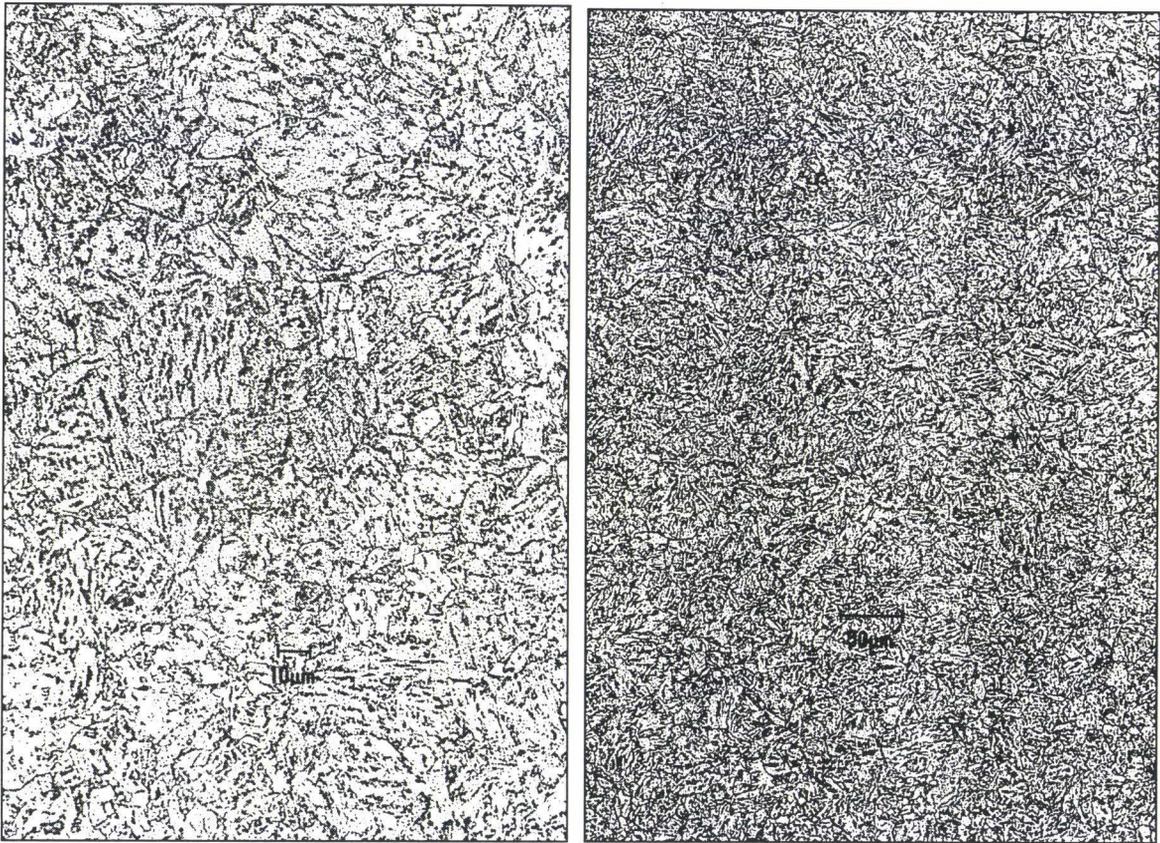


Figure II-3 : Microstructure de l'acier 16MND5 dans une section tangentielle longitudinale.

L'observation d'un échantillon poli, dans une section radiale longitudinale, sur un microscope électronique à balayage HITACHI S2500 équipé d'une sonde d'analyse X-EDS KEVEX, a permis de mettre en évidence les inclusions présentes dans ce matériau. Il s'agit essentiellement d'inclusions de sulfure de manganèse et d'oxydes d'aluminium et de calcium.

La Figure II-4 présente une image en électrons rétrodiffusés d'une inclusion composée de sulfure de manganèse et d'aluminium, et la Figure II-5 une image en électrons secondaires d'une inclusion riche en aluminium et en calcium. Les spectres d'analyse X-EDS sont donnés sur les Figure II-4 et Figure II-5.

La taille de ces inclusions est très importante puisqu'elle peut atteindre plusieurs dizaines de μm . Cependant, on peut dire de manière qualitative que ces inclusions sont assez éloignées les unes des autres, d'une distance de quelques centaines de μm .

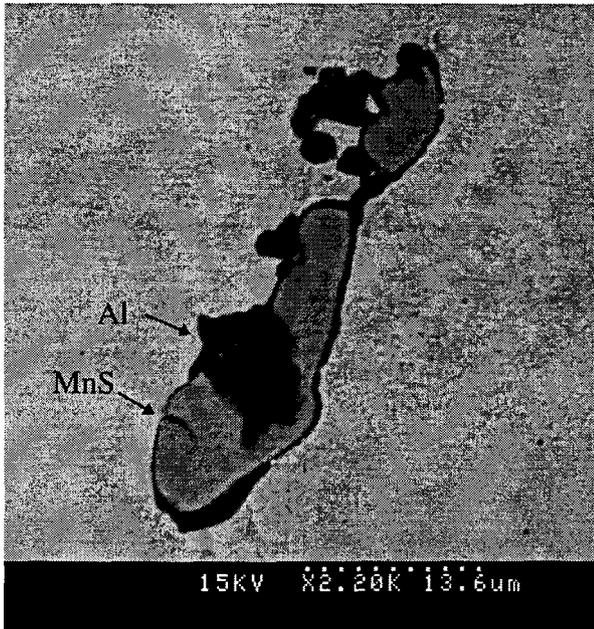


Figure II-4 : Inclusion de sulfure de manganèse et aluminosilicate. Acier 16MND5

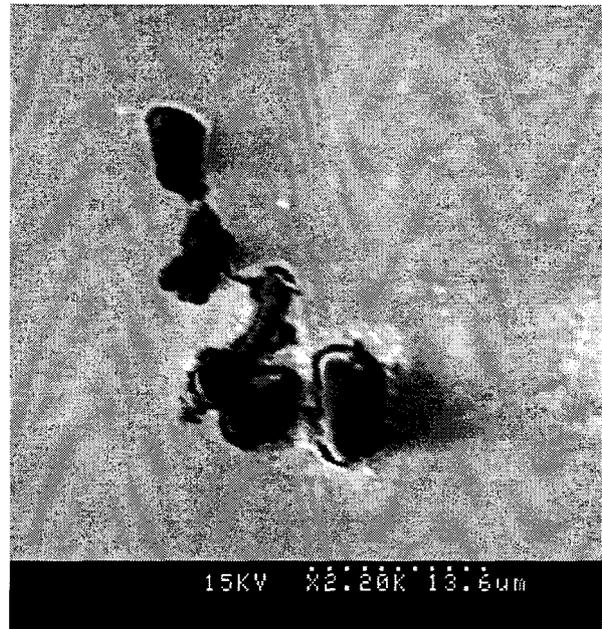


Figure II-5 : Inclusion riche en aluminium et calcium. Acier 16MND5

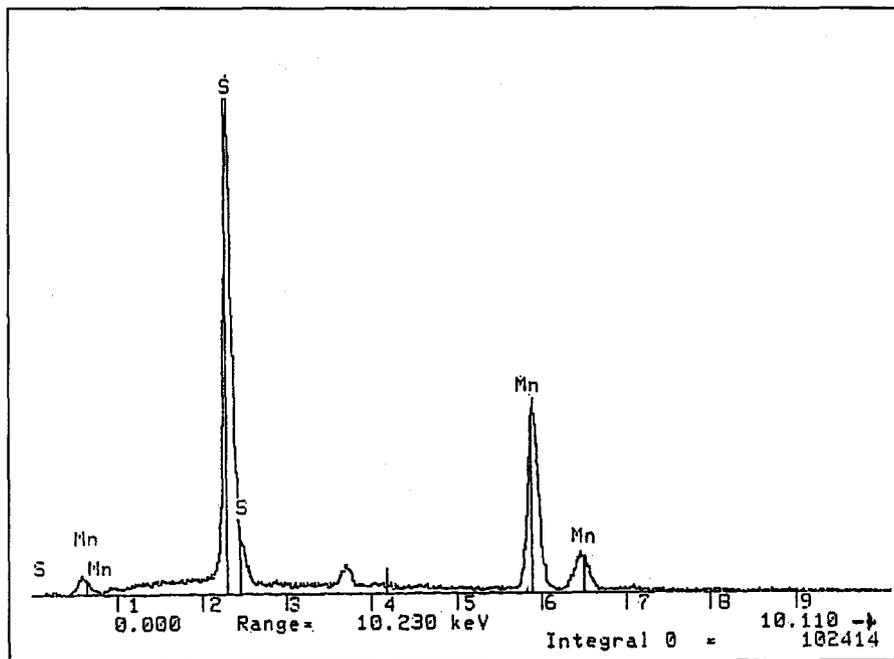


Figure II-6 : Spectre X-EDS d'une inclusion de type MnS

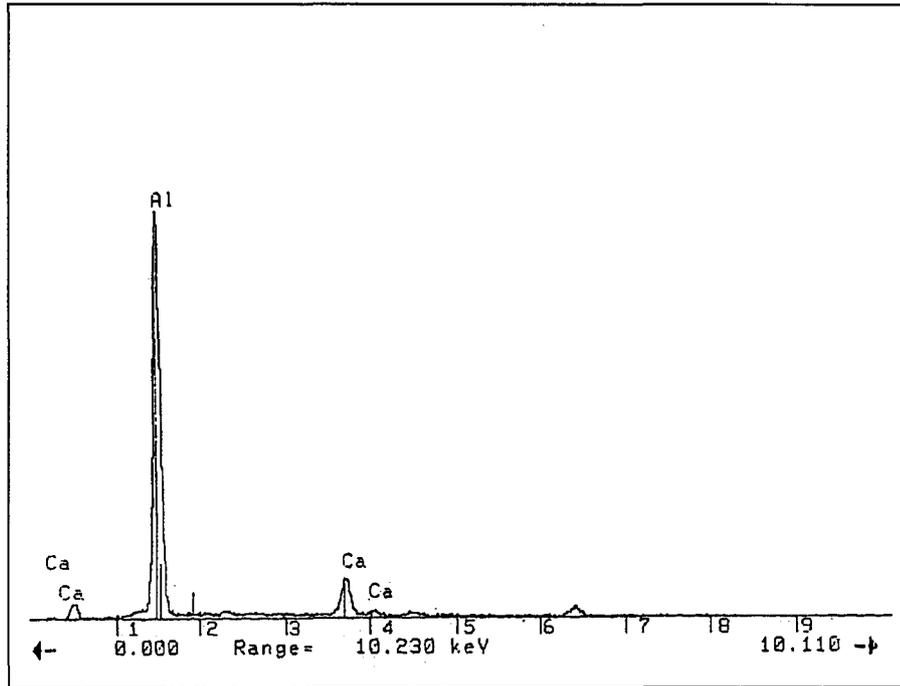


Figure II-7 : Spectre X-EDS d'un oxyde d'aluminium et de calcium.

II.1.4.2.: Acier 316L

La microstructure de ce matériau a été observée dans des sections tangentielle longitudinale et transverse sur un échantillon prélevé au centre de la barre. Après polissage mécanique, les surfaces ont été attaquées électrolytiquement, pendant 5 mn sous une tension à vide de 10 V. La composition de la solution d'attaque était la suivante :

- anhydride chromique : 25 g
- acide acétique ($d=1,05$) : 130 ml
- eau distillée : 7 ml

La Figure II-8 présente la microstructure du matériau dans la section tangentielle longitudinale et la Figure II-9 celle dans la section transversale.

La structure est de type austénitique et ne présente pas de direction préférentielle observable. L'indice de taille de grain donné par le fournisseur est de 3, soit une taille de grain de l'ordre de 120 μm .

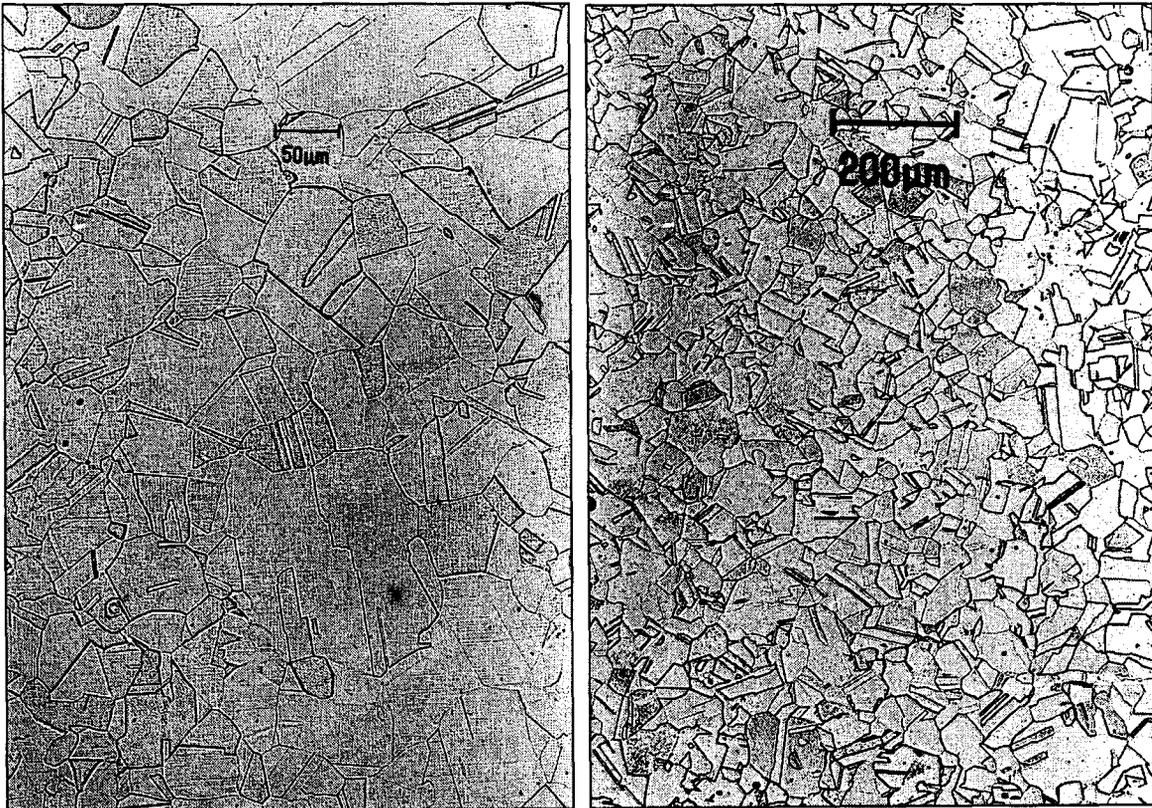


Figure II-8 : Microstructure de l'acier 316L dans une section tangentielle longitudinale.

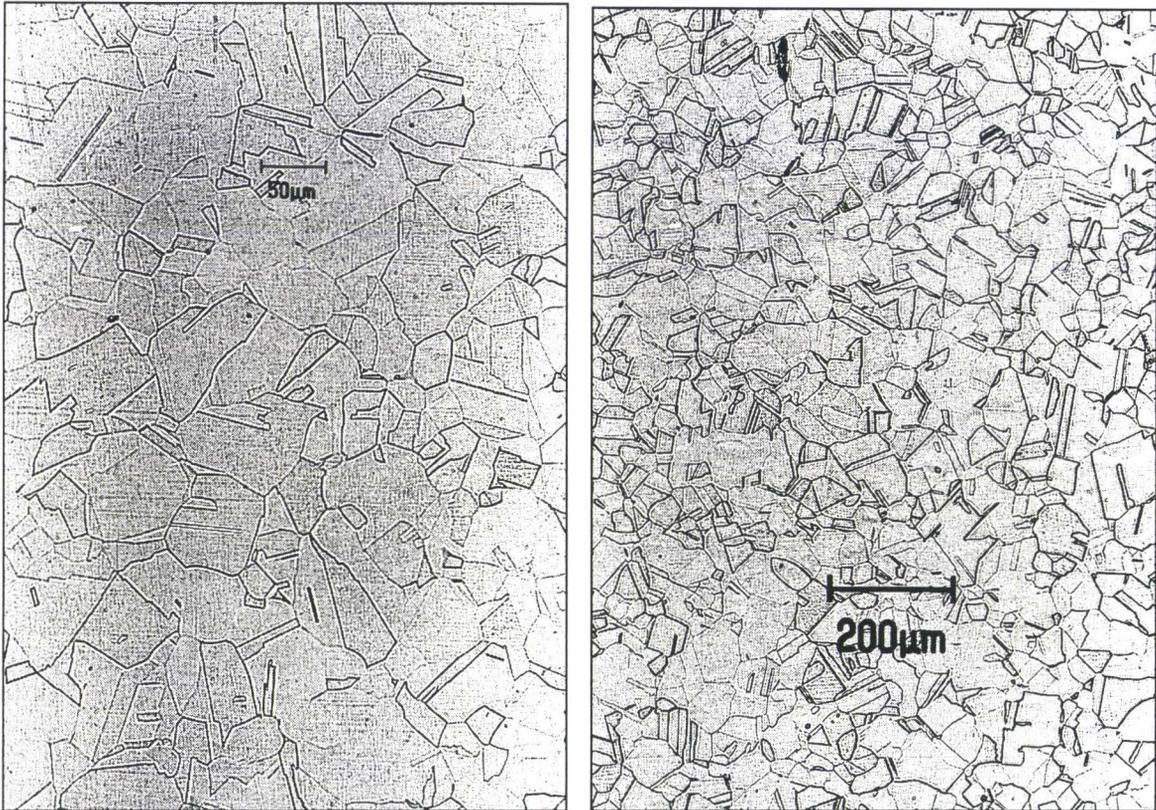


Figure II-9 : Microstructure de l'acier 316L dans une section transverse.

L'observation d'une section transverse polie, au microscope électronique à balayage, n'a pas permis de déceler un grand nombre d'inclusions. Néanmoins, on trouve parfois des inclusions riches en aluminium et en calcium, plutôt sphériques, comme on peut le voir sur la Figure II-10. Le spectre d'analyse X-EDS de ce type d'inclusion est présenté sur la Figure II-11.

La taille de ces inclusions est assez faible, environ 5 μm .

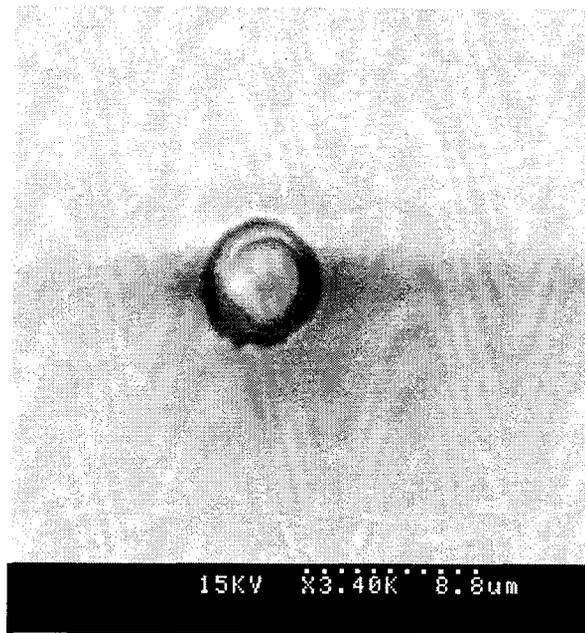


Figure II-10 : Inclusion riche en aluminium et en calcium. Acier 316L

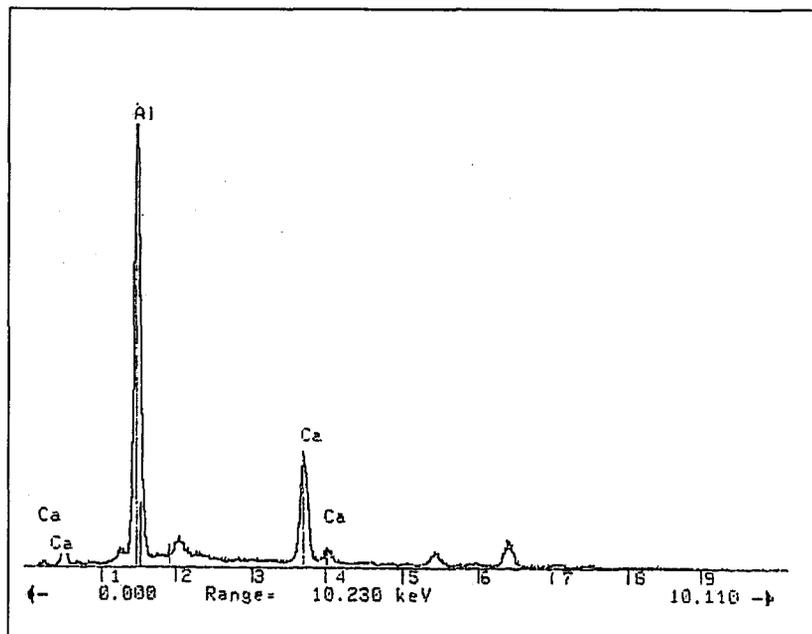


Figure II-11 : Spectre X-EDS d'un oxyde d'aluminium et de calcium

II.1.4.3.: Acier 316Nb-RV

La microstructure de ce matériau a été observée dans une section tangentielle longitudinale et dans une section transverse sur un échantillon prélevé au centre de la barre. Après polissage mécanique, les surfaces ont été attaquées par un procédé électrolytique avec la même solution que pour le 316L, pendant 6 mn, sous une tension à vide de 10 V.

La Figure II-12 présente la microstructure du matériau dans une section tangentielle longitudinale et la Figure II-13 dans une section transverse.

La microstructure est de type austénitique, avec des bandes de ferrite orientées dans le sens long. Dans ces bandes, sont localisés des alignements de carbonitrides de Niobium.

L'indice de taille de grain donné par le fournisseur est de 7, soit une taille de grain de l'ordre de 30 μm .



Figure II-12 : Microstructure de l'acier 316Nb-RV dans une section tangentielle longitudinale.

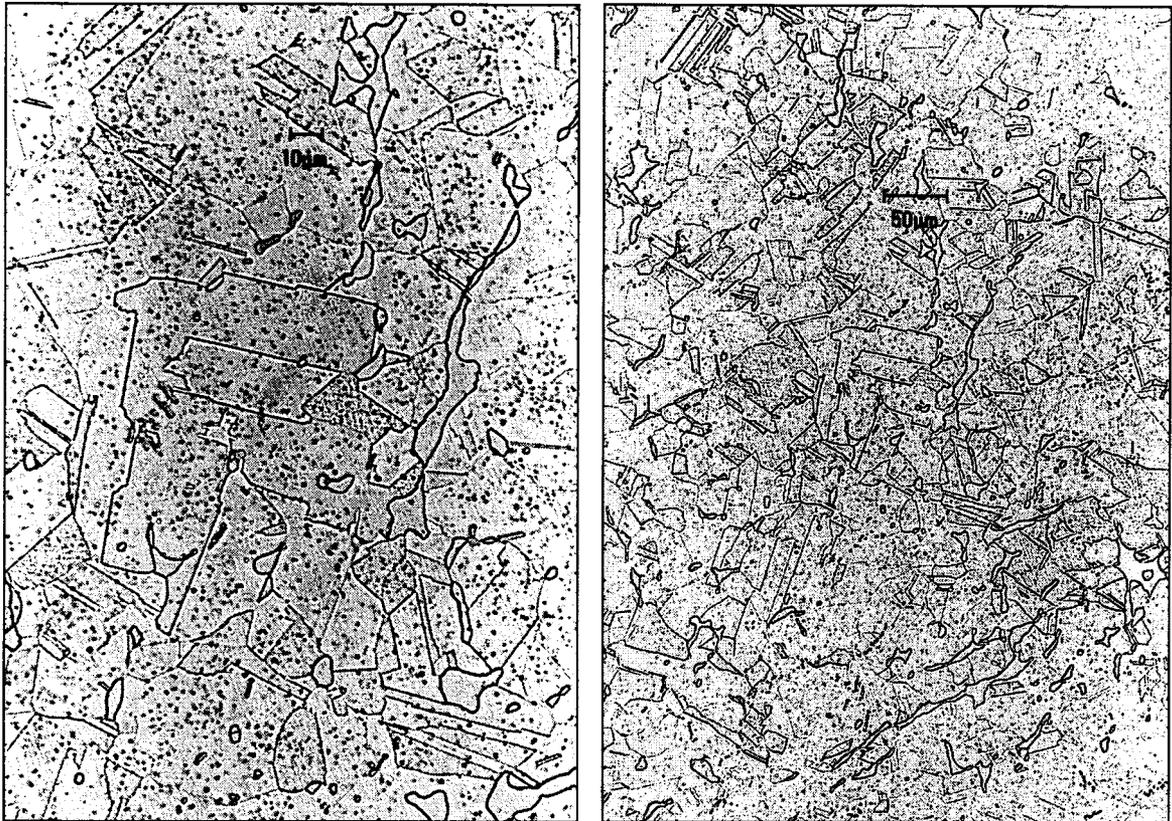


Figure II-13 : Microstructure de l'acier 316Nb-RV dans une section transverse.

L'observation d'une section transverse polie, au microscope électronique à balayage, a permis de mettre en évidence la forte densité de carbonitrides de niobium (Figure II-14). En image par électrons rétrodiffusés, les zones riches en niobium apparaissent en couleur claire.

Un spectre d'analyse X-EDS d'un carbonitride de niobium est donné sur la Figure II-15.

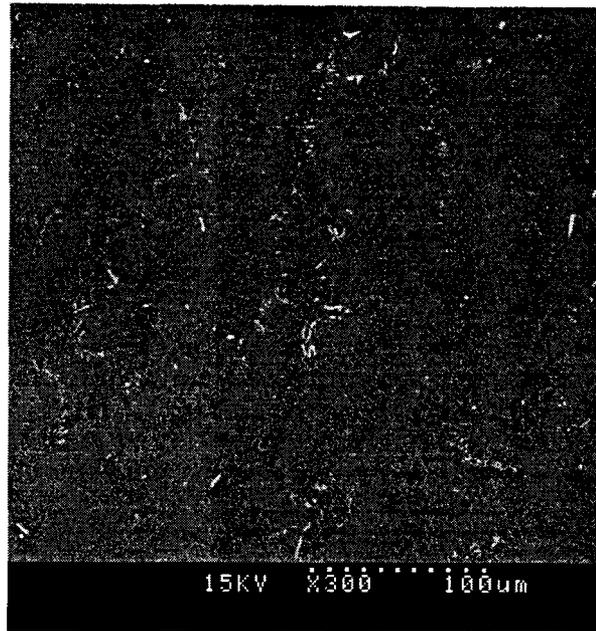


Figure II-14 : Image en électrons rétrodiffusés. Carbonitrides de niobium en clair.
Acier 316Nb-RV.

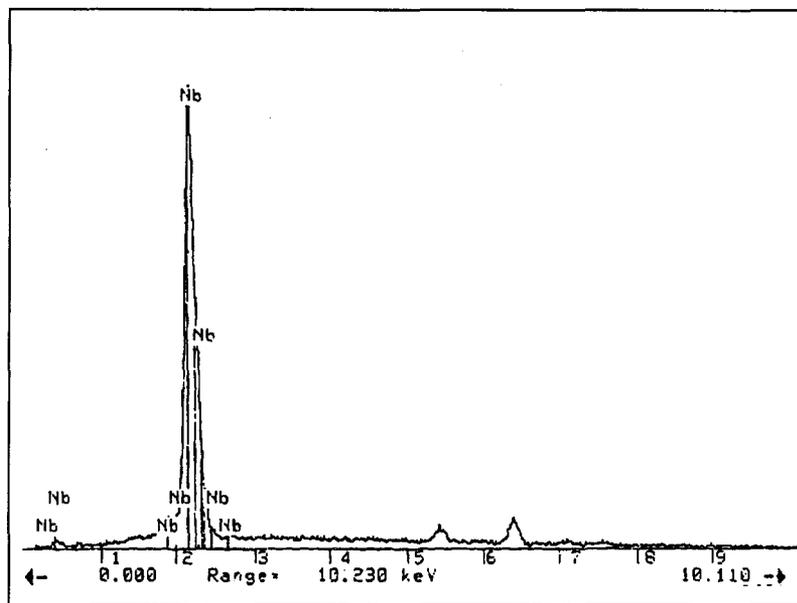


Figure II-15 : Spectre X-EDS d'un carbonitride de Niobium.

II.1.4.4.: Acier 316Nb-RL

La microstructure de ce matériau a été observée dans des sections radiale longitudinale et tangentielle longitudinale, sur un échantillon prélevé à mi-épaisseur de la virole. Après polissage mécanique, les surfaces ont été attaquées par un procédé électrolytique avec la même solution que les deux aciers précédents, pendant 6 mn sous une tension à vide de 10 V.

La Figure II-16 présente la microstructure de ce matériau dans la section radiale longitudinale et la Figure II-17 dans la section tangentielle longitudinale.

La structure est de type austénitique et ne présente pas de direction préférentielle observable. L'indice de taille de grain donné par le fournisseur est de 2 à 4 suivant les plages observées, soit une taille de grain de 80 à 170 μm .

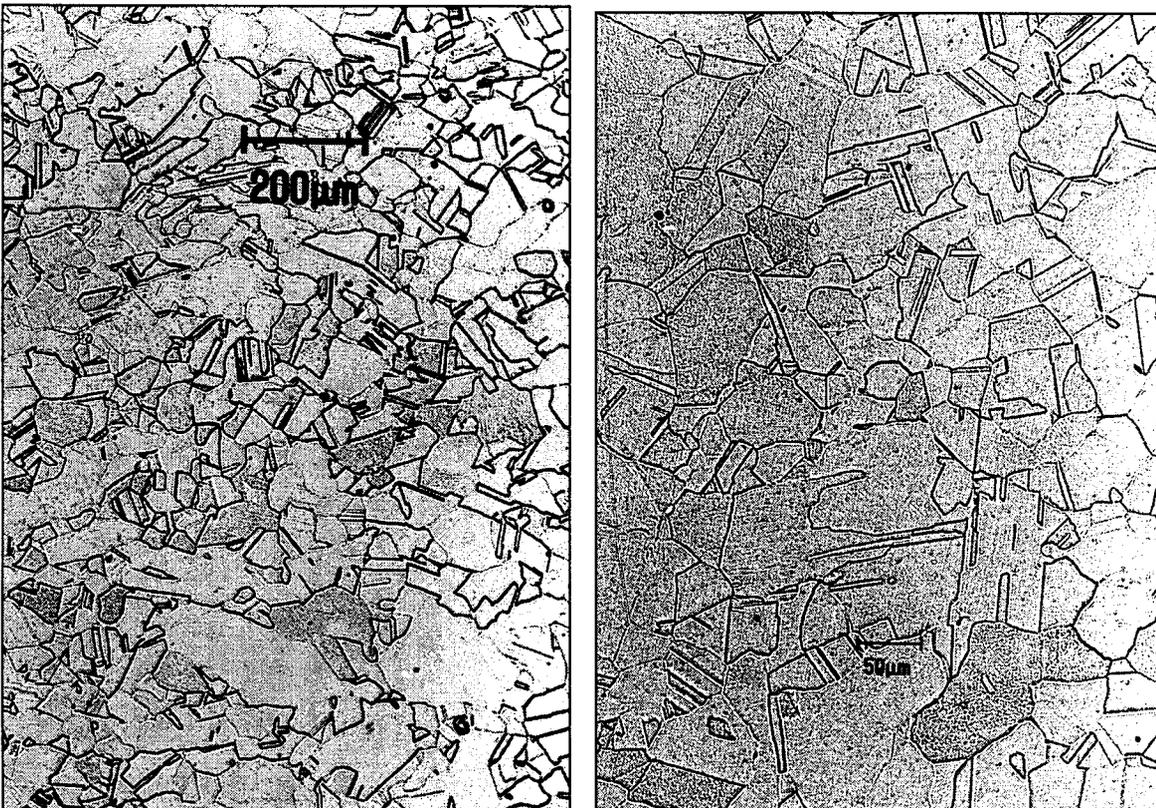


Figure II-16 : Microstructure de l'acier 316Nb-RL dans une section radiale longitudinale.

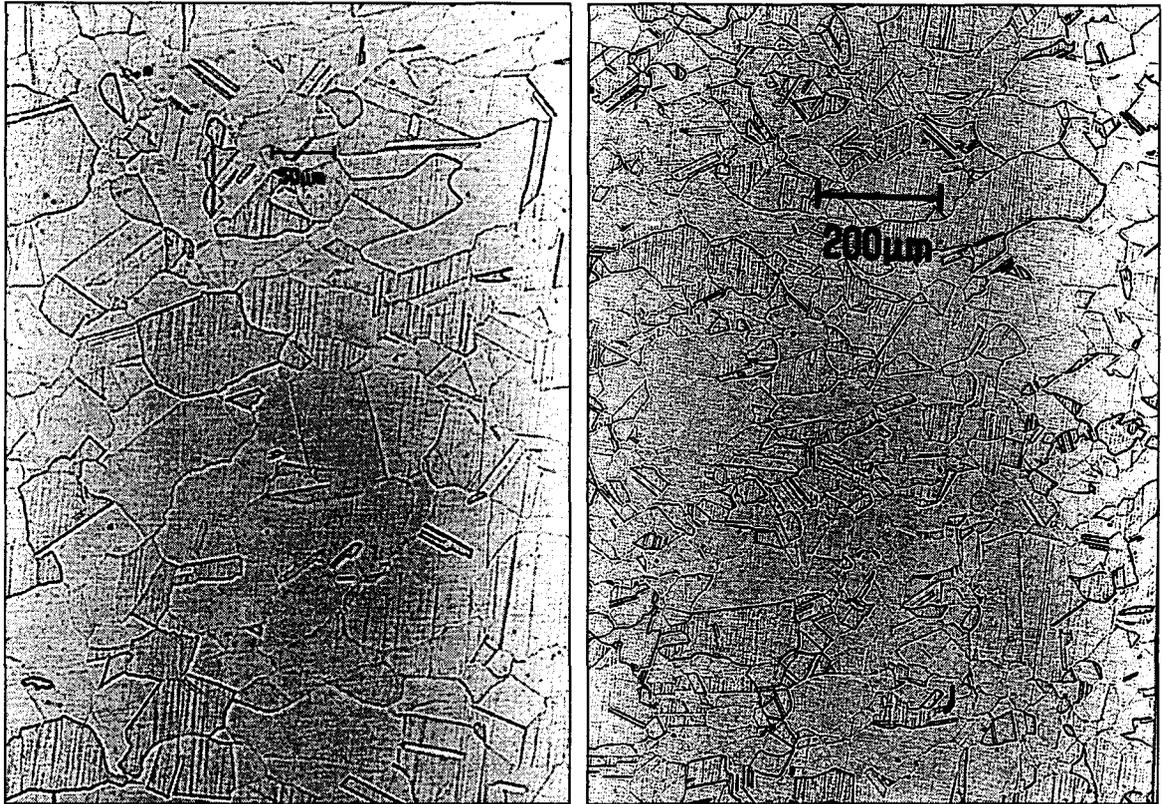


Figure II-17 : Microstructure de l'acier 316Nb-RL dans une section tangentielle longitudinale.

L'observation d'une section radiale longitudinale polie, au microscope électronique à balayage, a permis de mettre en évidence, comme pour l'acier 316Nb-RV, la présence de carbonitrides de niobium. Cependant, leur densité semble moins importante, ce qui est cohérent avec la composition chimique du matériau, la teneur en niobium étant de 0,35% pour le 316Nb-RL et de 0,7% pour le 316Nb-RV. Leur dispersion est plus importante, avec des zones étendues où ces carbonitrides sont de très petites tailles, de l'ordre de quelques μm . La Figure II-18 montre le type d'inclusions observé, et la Figure II-19 le spectre d'analyse X-EDS de l'une de ces inclusions.

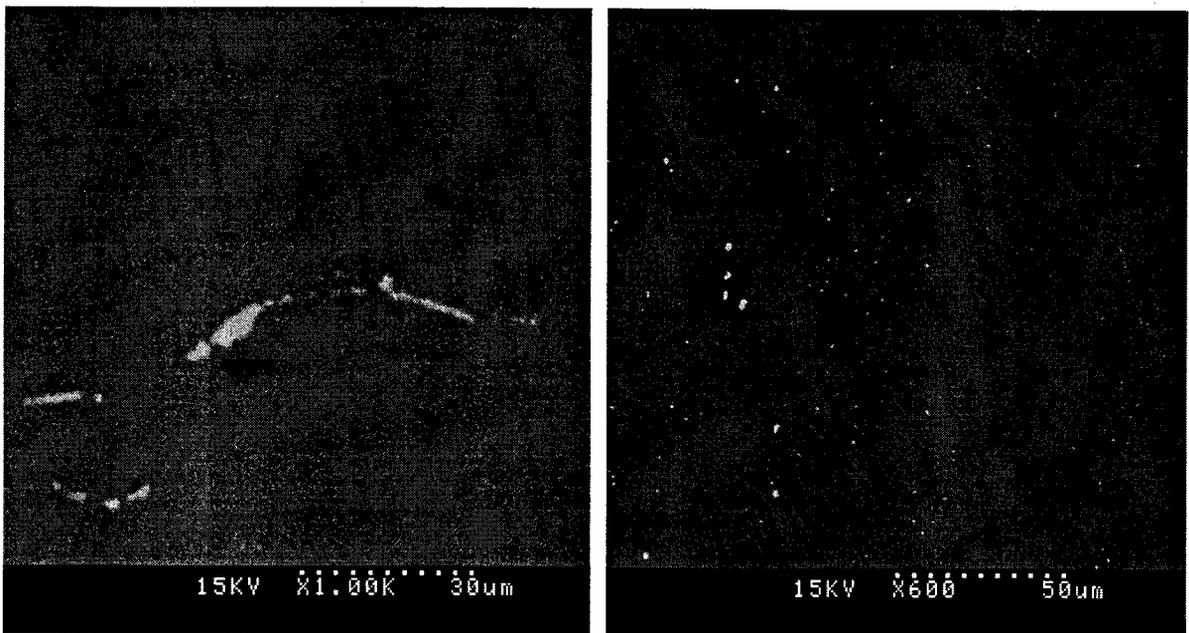


Figure II-18 : Images en électrons rétrodiffusés. Carbonitrides de niobium en clair.
Acier 316Nb-RL.

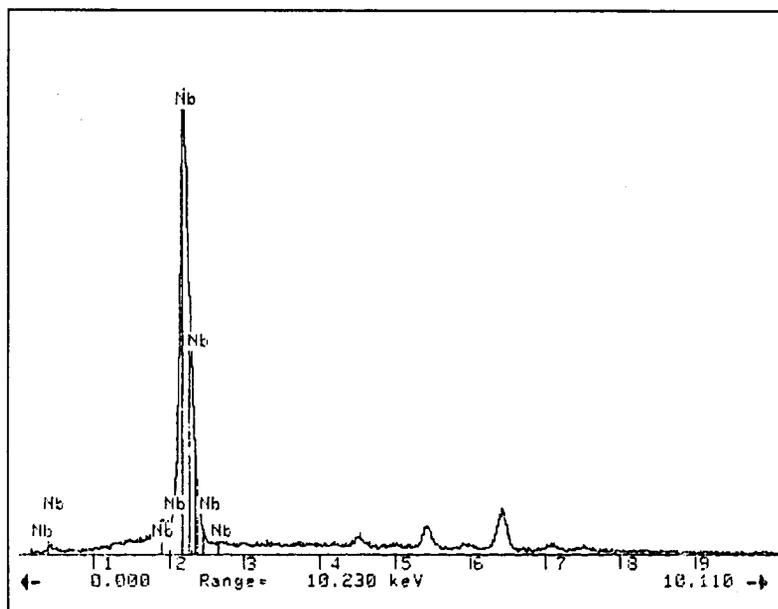


Figure II-19 : Spectre X-EDS d'un carbonitride de Niobium.

II.2. : Essais de traction monotone

La modélisation numérique, qui sera présentée ultérieurement, nécessite la connaissance des caractéristiques mécaniques des différents matériaux, et en particulier de leur courbe d'érouissage monotone. Nous avons pour cela effectué des essais de traction sur éprouvettes lisses, à température ambiante et à 280°C.

II.2.1. : Essais de traction monotone à température ambiante

II.2.1.1. : Description de l'essai

Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques à têtes filetées, de diamètre utile 10 mm, de longueur utile $L_0 = 50$ mm et de longueur calibrée $L_c = 65$ mm. Le plan de définition de ces éprouvettes est donné Figure II-20.

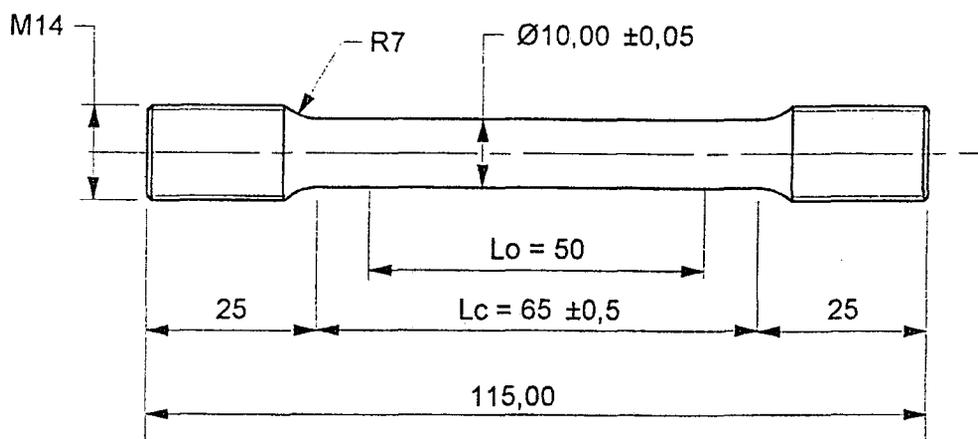


Figure II-20 : Plan des éprouvettes de traction monotone à température ambiante.

Pour les matériaux provenant de barres, deux sens de prélèvement ont été utilisés, le sens long et le sens radial, à mi-diamètre. Pour les matériaux provenant d'une virole, trois sens de prélèvement ont été utilisés : les sens radial, axial, et circonférentiel, à mi-épaisseur. Les schémas de prélèvement sont donnés Figure II-21.

Pour chaque sens de prélèvement, deux essais ont été effectués.

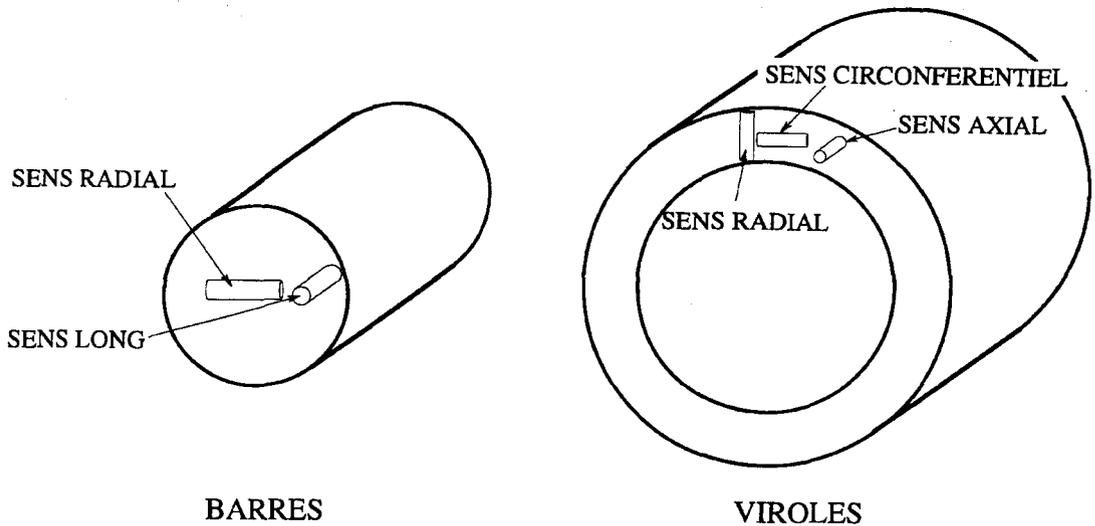


Figure II-21 : Schéma de prélèvement des éprouvettes de traction.

Les essais ont été réalisés sur une machine électromécanique ROELL et KORTHAUS, munie d'une cellule de charge de 100 kN et d'un extensomètre à pinces permettant de mesurer un allongement maximum de 40 mm, pour une longueur de base de 50 mm. Une photo du montage utilisé est donnée Figure II-22.

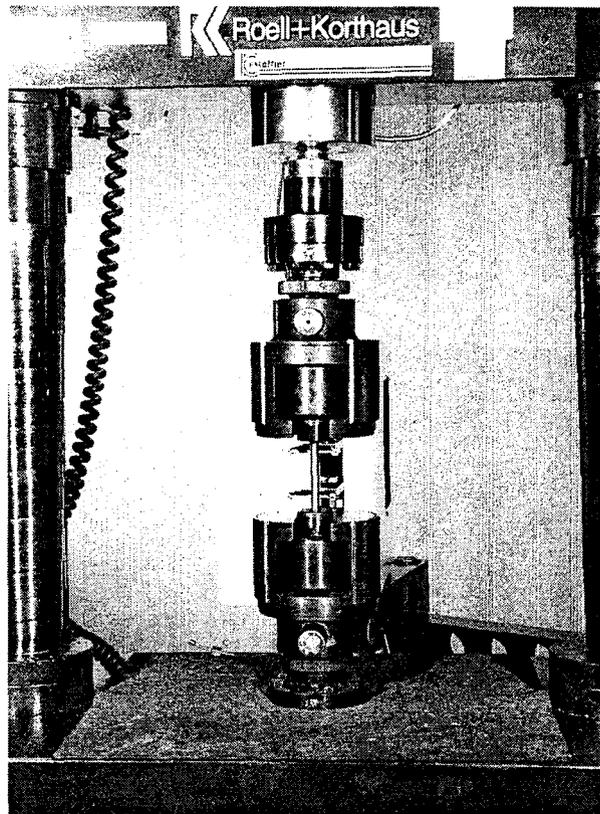


Figure II-22 : Montage utilisé pour les essais de traction à température ambiante.

Le pilotage de la machine a été effectué en déplacement imposé, à une vitesse de 3,9 mm par minute, soit une vitesse de déformation voisine de 10^{-3} s^{-1} dans la partie utile de l'éprouvette.

Dans le cas des aciers austénitiques, qui présentent une partie élastique peu marquée, une mesure du module d'élasticité a été effectuée sur une troisième éprouvette, à partir d'une boucle de déchargement effectuée à environ 0,4 % de déformation plastique.

Pour chaque essai, la courbe Charge-Déformation a été enregistrée sur deux tables traçantes, à deux échelles différentes, l'une permettant d'avoir la partie élastique avec précision, et l'autre la totalité de la courbe de traction.

II.2.1.2. : Résultats des essais de traction monotone à température ambiante

Les courbes conventionnelles de traction monotone obtenues sont présentées :

- Figure II-23 pour l'acier 16MND5
- Figure II-24 pour l'acier 316L
- Figure II-25 pour l'acier 316Nb-RV
- Figure II-26 pour l'acier 316Nb-RL.

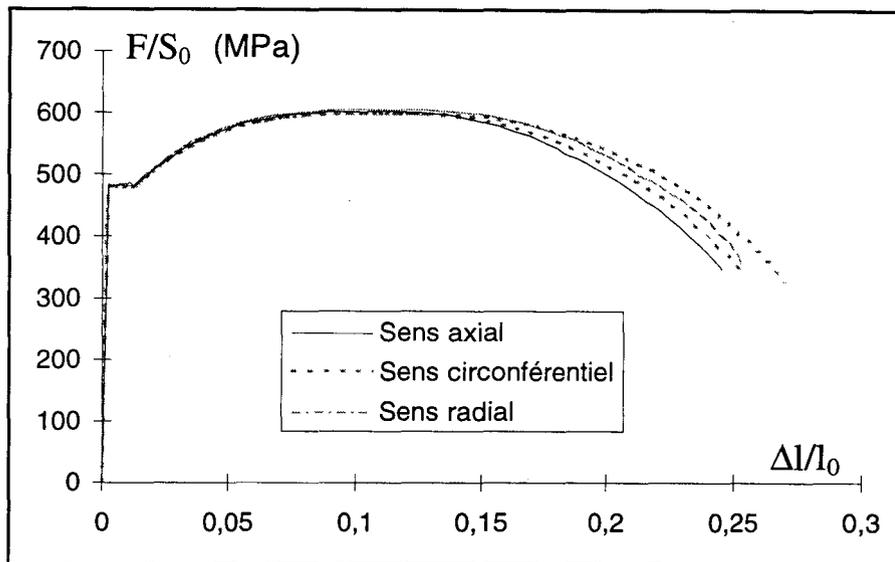


Figure II-23 : Courbes conventionnelles de traction monotone. Acier 16MND5.

Température ambiante.

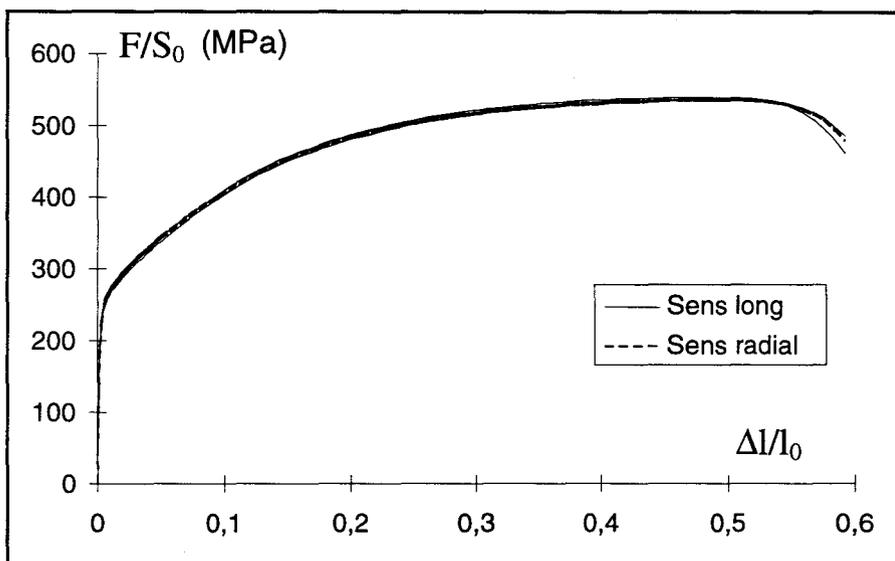


Figure II-24 : Courbes conventionnelles de traction monotone. Acier 316L.

Température ambiante.

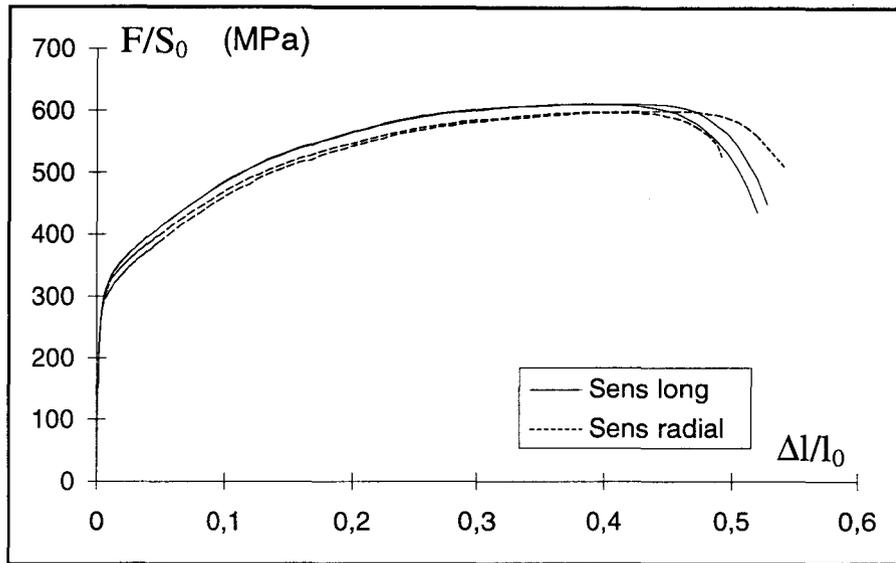


Figure II-25 : Courbes conventionnelles de traction monotone. Acier 316Nb-RV.
Température ambiante.

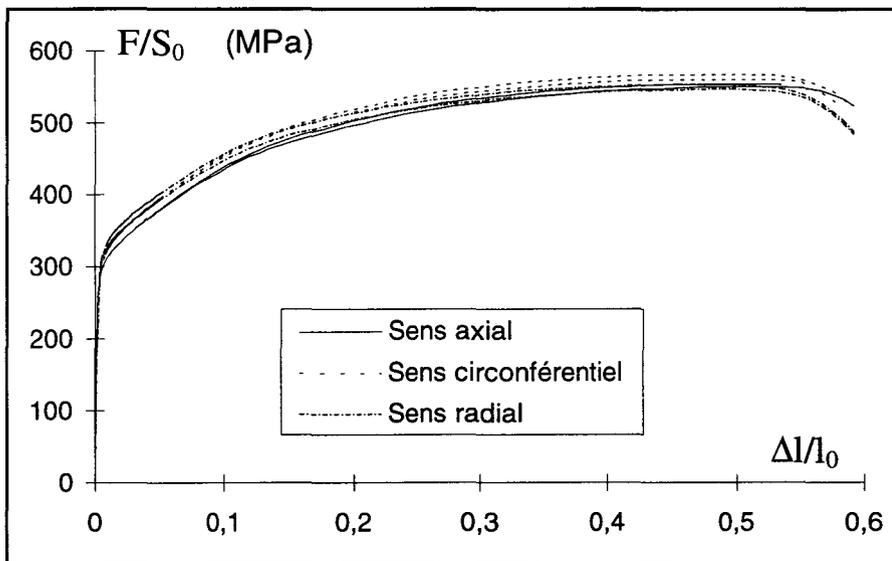


Figure II-26 : Courbes conventionnelles de traction monotone. Acier 316Nb-RL.
Température ambiante.

Les caractéristiques moyennes de traction monotone obtenues à partir de ces essais sont regroupées :

- Tableau II-3 pour l'acier 16MND5
- Tableau II-4 pour l'acier 316L
- Tableau II-5 pour l'acier 316Nb-RV
- Tableau II-6 pour l'acier 316Nb-RL

Sens de prélèvement	E (GPa)	Re L (MPa)	Re H (Mpa)	Rm (MPa)	A %	Z %
Axial	193	473	475	605	25,5	72
Circonférentiel	200	479	479	599,5	26,2	67
Radial	196	476,5	482,5	602	25	74

Tableau II-3 : Caractéristiques de traction monotone. Acier 16MND5. Température ambiante.

Sens de prélèvement	E (GPa)	R _{p 0,2%} (MPa)	Rm (MPa)	A %	Z %
Long	184	220	537,5	65	87
Radial	183	215	535,5	63	86

Tableau II-4 : Caractéristiques de traction monotone. Acier 316L. Température ambiante.

Sens de prélèvement	E (GPa)	R _{p 0,2%} (MPa)	Rm (MPa)	A %	Z %
Long	164	278	612	54,2	69
Radial	210	260	598,5	51,5	55

Tableau II-5 : Caractéristiques de traction monotone. Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

Sens de prélèvement	E (GPa)	R _{p 0,2%} (Mpa)	Rm (MPa)	A %	Z %
Axial	177	285	552,5	63,5	77,5
Circonférentiel	193	284	563	61	73
Radial	170	300	550,5	62	70

Tableau II-6 : Caractéristiques de traction monotone. Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

L'acier 16MND5 présente un palier de traction. Les résultats sur cet acier sont peu dispersés (excepté après l'apparition de la striction) et montrent que le matériau ne présente pas de direction préférentielle.

Pour l'acier 316L, la reproductibilité des essais est excellente, et on ne note pas de direction préférentielle non plus.

Pour l'acier 316Nb-RV, on observe que les niveaux de contrainte des courbes de traction obtenues à partir des éprouvettes prélevées dans le sens radial sont légèrement inférieurs à ceux dans le sens long, dénotant une légère anisotropie du matériau. Cet écart est probablement lié à la présence de bandes de ferrite orientées dans le sens long. Cependant, compte tenu du faible écart, il ne sera pas tenu compte de cette différence par la suite.

Pour l'acier 316Nb-RL, on peut noter une légère dispersion des résultats, mais les courbes ne se regroupent pas en fonction du sens de prélèvement. Il s'agit donc plutôt de dispersion expérimentale, et non d'anisotropie. Cette dispersion peut être liée au fort relief apparaissant à la surface de l'éprouvette au cours du chargement, ou à l'hétérogénéité de taille de grain existant dans le matériau.

II.2.2. : Essais de traction monotone à 280°C

II.2.2.1. : Description de l'essai

Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques à collerettes et à têtes filetées, de diamètre utile 10 mm, de longueur utile $L_0 = 50$ mm et de longueur calibrée $L_c = 90$ mm. Le plan de définition de ces éprouvettes est donné Figure II-27.

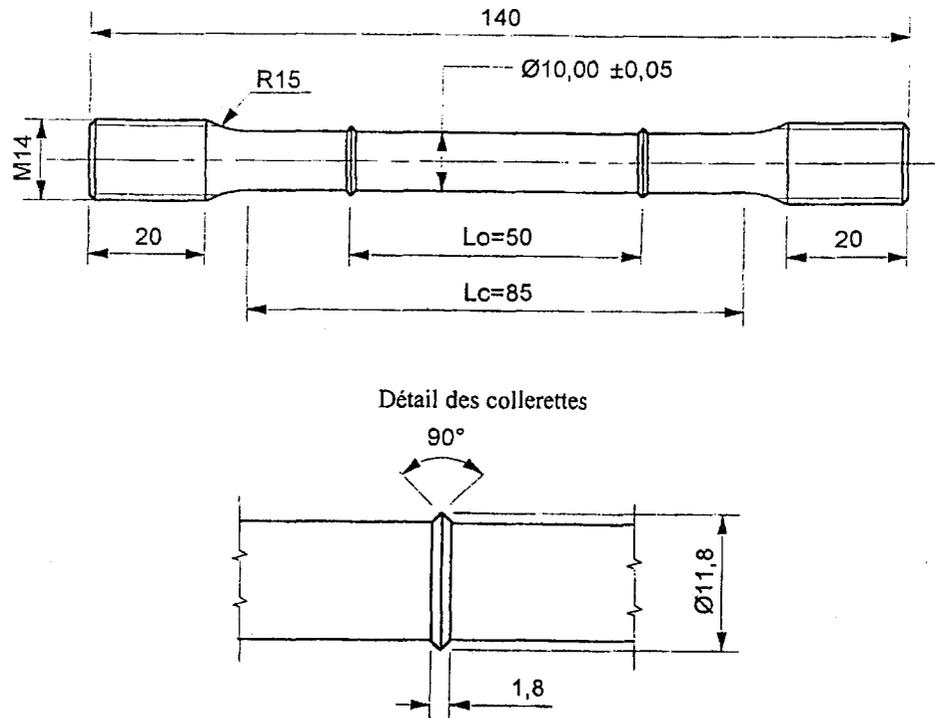


Figure II-27 : Plan des éprouvettes de traction monotone à chaud.

Compte tenu des résultats obtenus à température ambiante, à savoir leur quasi-indépendance vis-à-vis du sens de prélèvement, seuls des essais dans le sens long pour les barres et axial pour les viroles ont été réalisés à 280°C.

Les essais ont été effectués sur une machine hydraulique MOHR FEDERHAFF LOSENHAUSE, équipée d'une électronique de pilotage Instron, munie d'un four Instron, d'une cellule de charge de 200 kN et d'un extensomètre spécifique réalisé au CESMAN. Celui-ci est muni de 4 capteurs LVDT, deux d'une plage de mesure de $\pm 0,5$ mm, permettant d'obtenir des données précises dans la zone élastique, et deux d'une plage de mesure de ± 25 mm permettant une mesure de déformation sur la totalité de l'essai, même dans le cas des aciers très ductiles. Le montage utilisé est illustré Figure II-28.

Le pilotage de la machine a été effectué en déplacement, à une vitesse de 5,4 mm par minute, soit une vitesse de déformation voisine de 10^{-3} s^{-1} dans la partie utile de l'éprouvette. Dans le cas des aciers austénitiques, qui présentent une partie élastique peu marquée, comme à température ambiante, la mesure du module d'élasticité a été effectuée à partir d'une boucle de déchargement effectuée à 0,4 % de déformation plastique, sur un des deux essais.

Le pilotage a été réalisé à partir du logiciel SERIES IX d'Instron, ainsi que l'acquisition des valeurs de charges et déformations (mesurées à partir des capteurs LVDT $\pm 25 \text{ mm}$), à une fréquence d'acquisition de 50 Hz jusqu'à 1% de déformation, et de 5 Hz jusqu'à la fin de l'essai.

Parallèlement, les valeurs de charge et de déformation obtenues à partir des capteurs LVDT de $\pm 0,5 \text{ mm}$ ont été enregistrées sur un ordinateur muni d'une carte d'acquisition et du logiciel d'acquisition de données DAZILAB.

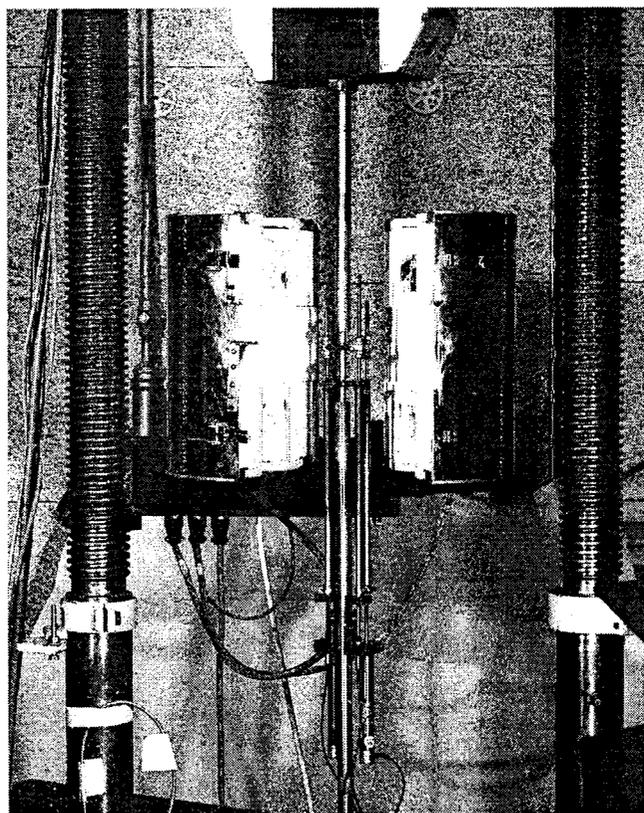


Figure II-28 : Montage de traction à chaud.

II.2.2.2. : Résultats des essais de traction monotone à 280°C

Les courbes conventionnelles de traction monotone obtenues à 280°C sont présentées :

- Figure II-29 pour l'acier 16MND5
- Figure II-30 pour l'acier 316L
- Figure II-31 pour l'acier 316Nb-RV
- Figure II-32 pour l'acier 316Nb-RL.

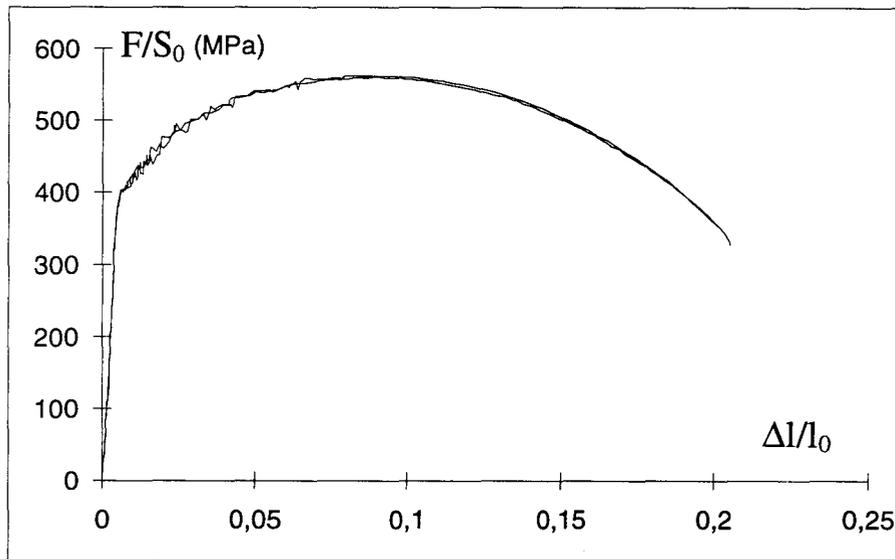


Figure II-29 : Courbes conventionnelles de traction monotone à 280°C. Acier 16MND5.

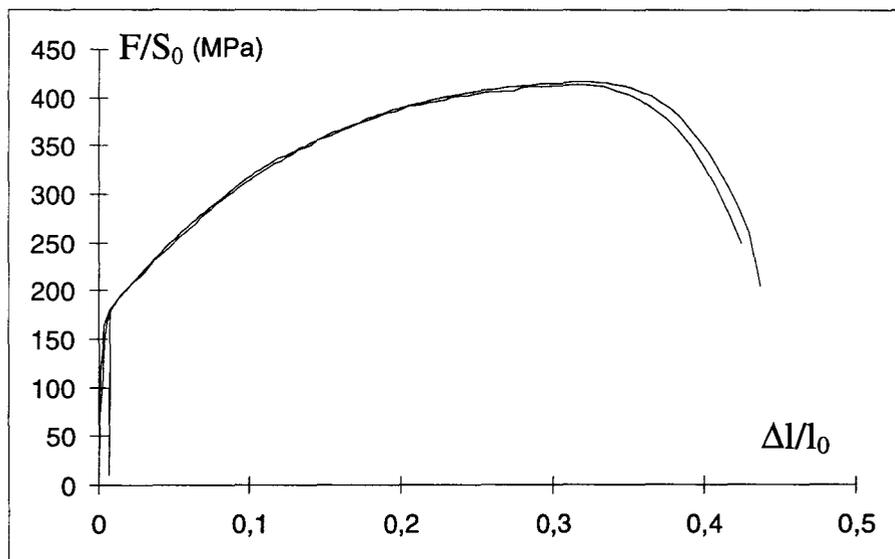


Figure II-30 : Courbes conventionnelles de traction monotone à 280°C. Acier 316L.

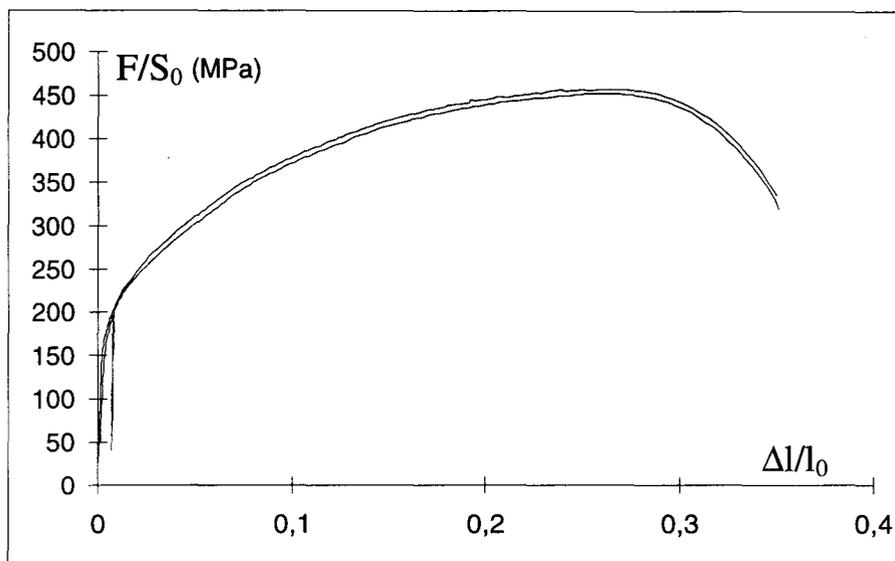


Figure II-31 : Courbes conventionnelles de traction monotone à 280°C. Acier 316Nb-RV.

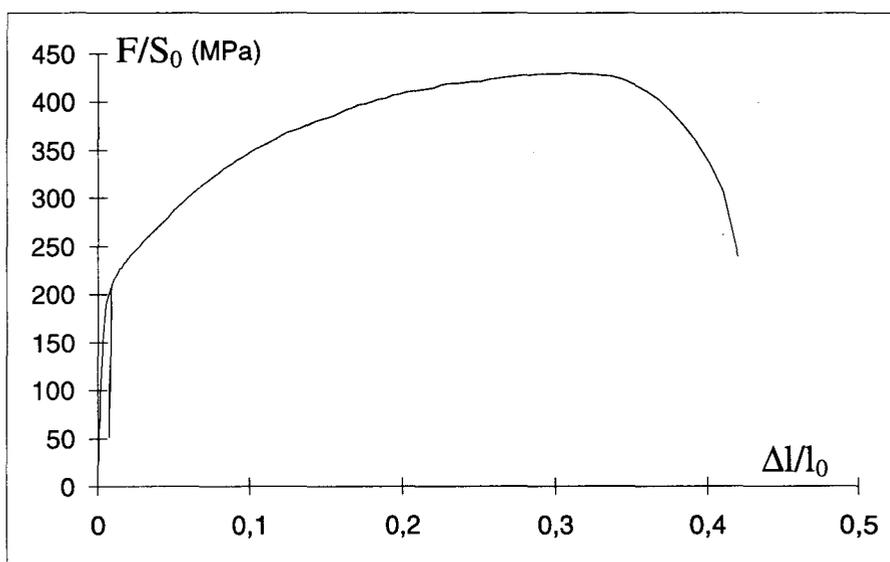


Figure II-32 : Courbe conventionnelle de traction monotone à 280°C. Acier 316NB-RL.

Les caractéristiques moyennes de traction monotone obtenues à partir de ces essais sont regroupées dans le Tableau II-7.

Matériau	E (GPa)	R _{p0, 2%} (Mpa)	R _m (MPa)	A %	Z %
16MND5	159,0	400	562	20,3	69
316L	160,3	168,5	416	43,5	85,5
316Nb-RV	157	182	456	35,2	67,5
316Nb-RL	161,6	211	431,5	40	70,5

Tableau II-7 : Caractéristiques de traction monotone à 280°C.

Pour l'acier 16MND5, on remarque que la première partie de l'essai est très bruitée, caractéristique d'un effet Portevin Le Chatelier.

Pour l'acier 316L, la reproductibilité des essais est très bonne, et le déchargement effectué pour la mesure du module d'Young n'affecte pas la suite de l'essai.

Pour l'acier 316Nb-RV également, la reproductibilité des essais est excellente.

Pour l'acier 316Nb-RL, un seul essai est disponible.

II.3. : Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, la calibration des paramètres des modèles de type approche locale se fait à partir d'essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (éprouvettes dites AE).

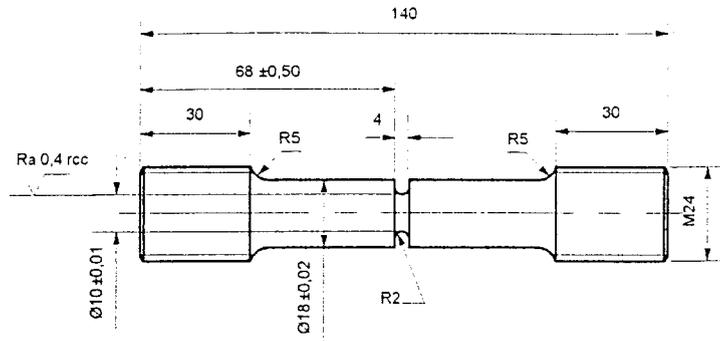
II.3.1. : Géométries des éprouvettes

Trois géométries d'éprouvettes axisymétriques entaillées ont été utilisées, AE2, AE4, AE10, ayant respectivement un rayon d'entaille de 2 mm, 4 mm et 10 mm, et un diamètre de 10 mm à fond d'entaille. Les plans de définition de ces éprouvettes sont donnés Figure II-33.

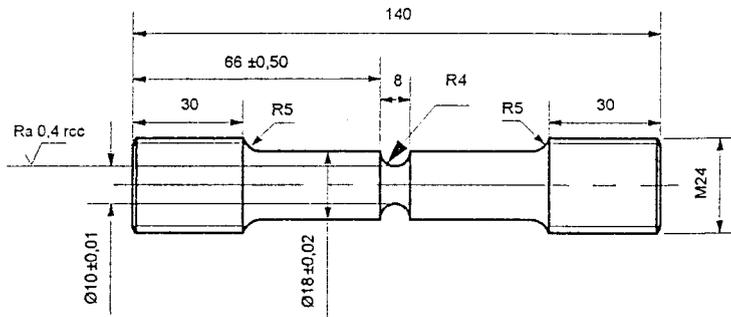
Là encore, compte tenu des résultats obtenus lors des essais de traction, montrant l'homogénéité de comportement des différents matériaux vis-à-vis du sens de prélèvement, toutes les éprouvettes ont été prélevées dans le sens long pour les barres et axial pour les viroles. D'autre part, différents essais de traction effectués au CESMAN ont montré que la position de prélèvement dans l'épaisseur du brut avait peu d'influence sur les caractéristiques de traction monotone : en conséquence les éprouvettes ont été prélevées dans toute l'épaisseur des bruts, sans repérage.

Lors de la réalisation des éprouvettes, une attention particulière a été portée sur l'état de surface en fond d'entaille, afin d'éliminer les stries d'usinage qui pourraient perturber les résultats d'essais par un amorçage de fissure en peau d'éprouvette.

AE2



AE4



AE10

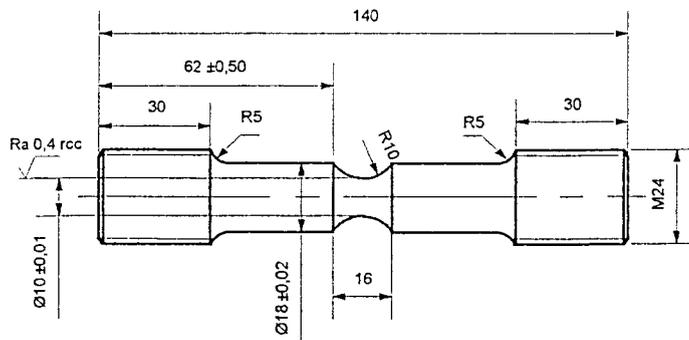


Figure II-33 : Plan des éprouvettes axisymétriques entaillées.

II.3.2. : Extensomètre diamétral

Nous avons vu, dans le chapitre précédent, que l'amorçage d'une fissure lors d'un essai sur éprouvette AE peut être identifié par une rupture de pente sur la courbe Charge-Variation de diamètre en fond d'entaille. Il était donc nécessaire de disposer d'un extensomètre permettant de mesurer ces variations de diamètre jusqu'à rupture.

Les essais préliminaires que nous avons effectués ont montré qu'une plage de mesure de 7 mm de variation de diamètre, pour un diamètre initial de 10 mm, était nécessaire compte tenu de la forte ductilité des matériaux étudiés.

Les fournisseurs de matériels pour essais mécaniques ne proposant pas ce type d'extensomètre, nous avons décidé d'en réaliser un nous-mêmes.

Le cahier des charges était le suivant :

- base de mesure : $\varnothing_0=10$ mm
- plage de variation : $\Delta\varnothing = 7$ mm (de 10 à 3 mm)
- plage de température : 20° à 300°C
- connexion directe sur le port d'extensométrie d'une machine d'essais mécanique

INSTRON.

Un plan d'ensemble de la solution retenue est donné Figure II-34.

Cette solution s'inspire largement de la solution utilisée à l'IRSID.

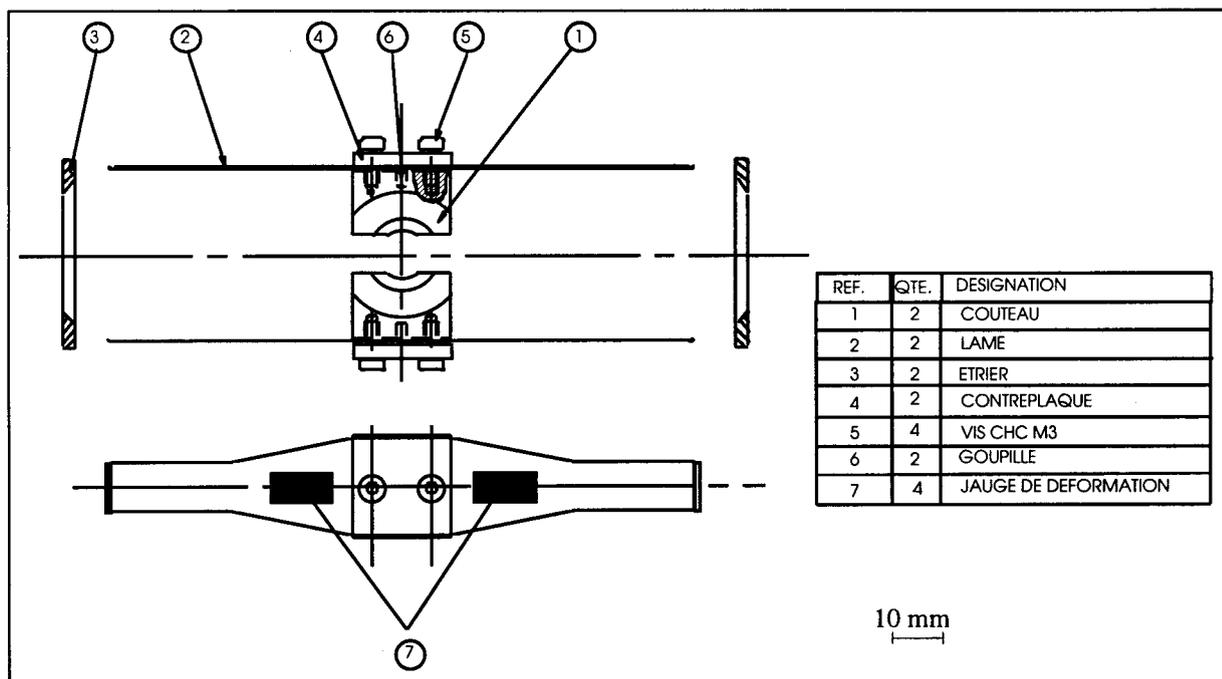


Figure II-34 : Plan d'ensemble de l'extensomètre diamétral.

L'extensomètre se compose de deux lames de flexion (2) munies de couteaux (1), entre lesquels on vient pincer l'éprouvette. Les lames sont chargées en flexion grâce aux deux étriers (3). Les flèches appliquées initialement aux deux lames doivent permettre de garder les lames en flexion pour une distance entre couteaux variant de 10 à 3 mm.

La déformation des lames étant proportionnelle à la flèche appliquée, la variation de diamètre est obtenue en mesurant cette déformation à l'aide de jauges.

Une des deux lames de flexion est équipée d'un pont de jauges complet, constitué de 2 jauges (7) collées sur la face supérieure de la lame, de part et d'autre de la contreplaque (4), et de deux autres jauges collées en vis à vis des deux premières sur l'autre face de la lame. Afin d'obtenir une mesure identique sur chaque jauge, la géométrie des lames a été choisie de manière à obtenir une zone isodéformation, sur laquelle sont collées les jauges.

Ce pont est relié au port de branchement des extensomètres de la machine d'essai, ce qui permet d'assurer l'alimentation du pont et la mesure de déformation directement à partir de la machine d'essai.

Les jauges utilisées permettent de travailler jusqu'à 300°C, pendant une durée cependant limitée d'environ 100 heures. Cette limitation n'est pas trop gênante pour nos essais, ceux-ci ayant une durée maximale de 2 heures 30 chacun, montée en température comprise pour les essais à 280°C. Il suffira donc de changer les jauges après un certain nombre d'essais, si nécessaire.

Les matériaux utilisés pour la réalisation de l'extensomètre sont :

- un acier inoxydable martensitique de type Z40C13 pour les couteaux et les étriers,
- de l'Inconel 718 pour les lames, en raison de ses hautes caractéristiques mécaniques, relativement stables jusqu'à 300°C, garantissant que les lames restent dans le domaine élastique.

La calibration s'effectue à partir d'une console de pilotage Instron en utilisant deux points de mesure correspondant respectivement à une variation de diamètre nulle et à une variation de diamètre pleine échelle, soit 7 mm. Ces points sont obtenus à l'aide de piges calibrées de 10 et 3 mm.

Les caractéristiques du prototype réalisé sont les suivantes :

Linéarité : 0,85 % de la pleine échelle

Répétabilité : 0,014% de la pleine échelle

II.3.3. : Essais de traction monotone sur éprouvettes AE à température ambiante

II.3.3.1. : Dispositif expérimental

Les essais ont été réalisés sur une machine d'essais électromécanique INSTRON type 4206, munie d'une cellule de charge de 150 kN.

Le pilotage et l'acquisition des données ont été effectués à partir du logiciel SERIE IX. Le pilotage a été réalisé en déplacement imposé, avec une vitesse de déplacement de la traverse-machine de 0,5 mm/mn. Les valeurs de charge et variation de diamètre ont été enregistrées à une fréquence d'acquisition de 5 Hz.

La mise au point de ces essais a été assez délicate, en particulier à cause de l'instabilité apparaissant en fin d'essai. En effet, lors de l'amorçage suivi de la propagation de la fissure, la charge chute rapidement ; l'énergie élastique emmagasinée par l'ensemble mors d'amarrage - machine est alors restituée, ce qui augmente fortement la vitesse de déplacement réelle appliquée à l'éprouvette. On obtient alors une rupture brutale qui présente deux inconvénients :

- la vitesse de déplacement augmentant fortement, les conditions d'essais sont modifiées, passant d'un régime quasi-statique à un régime proche du régime dynamique,
- la rapidité du processus ne permet pas d'enregistrer la droite de propagation de fissure.

Afin de contourner ce problème, nous avons essayé d'effectuer l'essai en le pilotant à partir d'un extensomètre longitudinal placé de part et d'autre des mors, ce qui permettait de s'affranchir de la déformation des mors et de la machine. Cependant, il ne nous a pas non plus été possible de trouver un réglage d'asservissement permettant de stabiliser la dernière partie de l'essai.

Ne pouvant améliorer la qualité du pilotage de l'essai, nous avons modifié les mors de façon à rendre le système d'amarrage des éprouvettes plus rigide. Nous avons alors obtenu une rigidité globale de l'ordre de 130 kN / mm. Cette rigidité n'est cependant pas suffisante pour tous les matériaux étudiés, comme le montrent les résultats d'essais. Pour augmenter la rigidité globale, il faudrait effectuer des essais sur une machine de beaucoup plus forte capacité, donc beaucoup plus rigide.

Le montage utilisé est illustré Figure II-35.

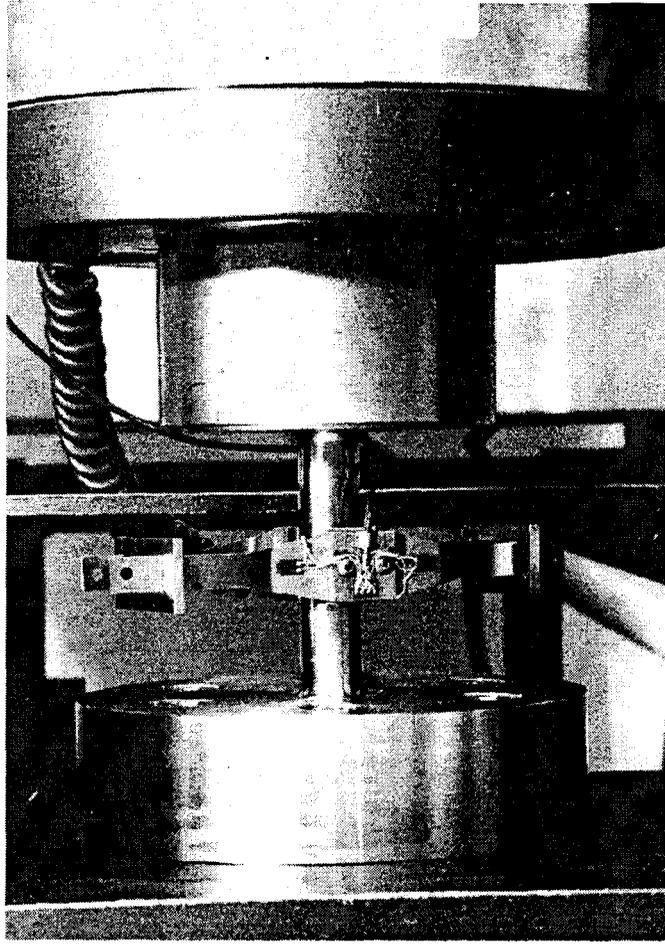


Figure II-35 : Schéma du montage utilisé à température ambiante pour les essais sur éprouvettes AE.

II.3.3.2. : Résultats des essais de traction monotone sur éprouvettes AE à température ambiante.

Les courbes Charge - Variation de diamètre obtenues à température ambiante sont présentées :

- Figure II-36 pour l'acier 16MND5
- Figure II-37 pour l'acier 316L
- Figure II-38 pour l'acier 316Nb-RV
- Figure II-39 pour l'acier 316Nb-RL.

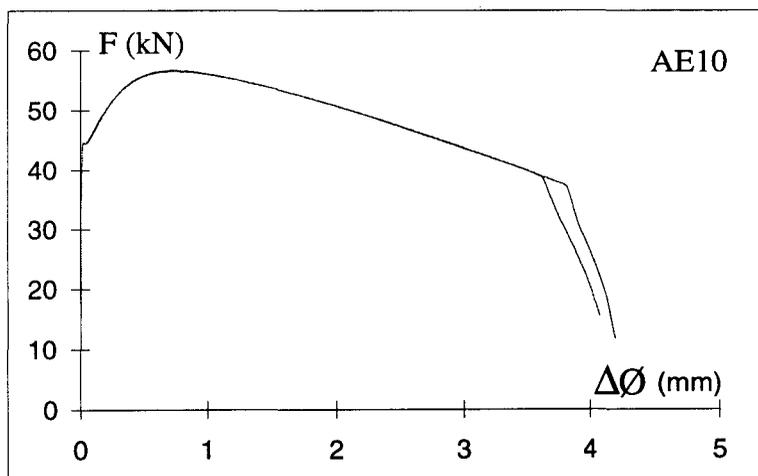
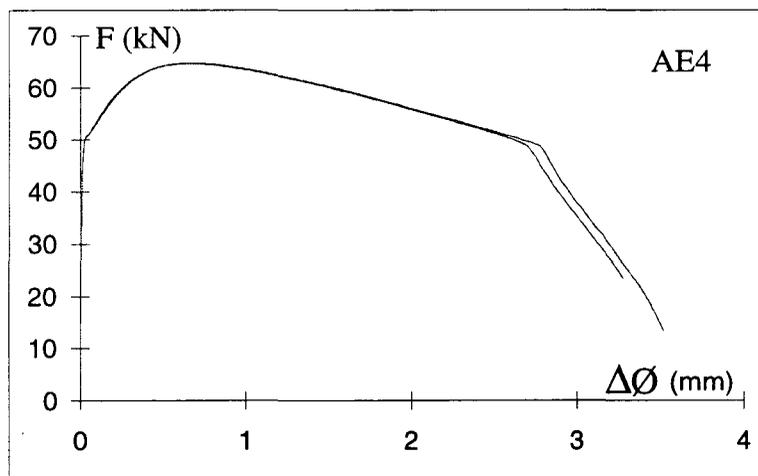
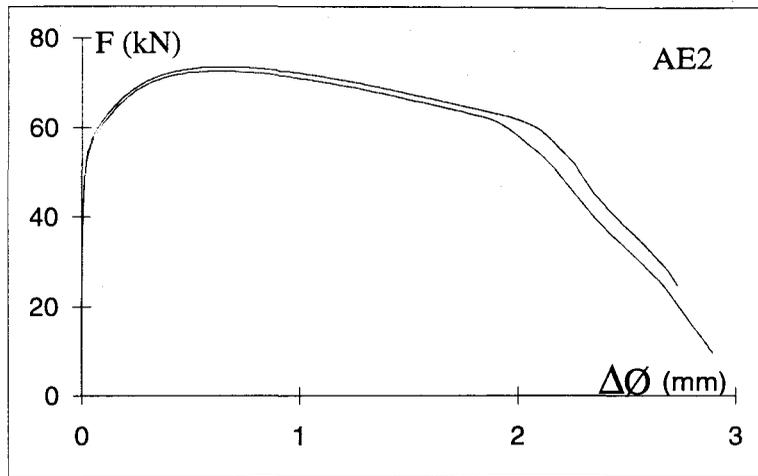


Figure II-36 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 16MND5.
Température ambiante.

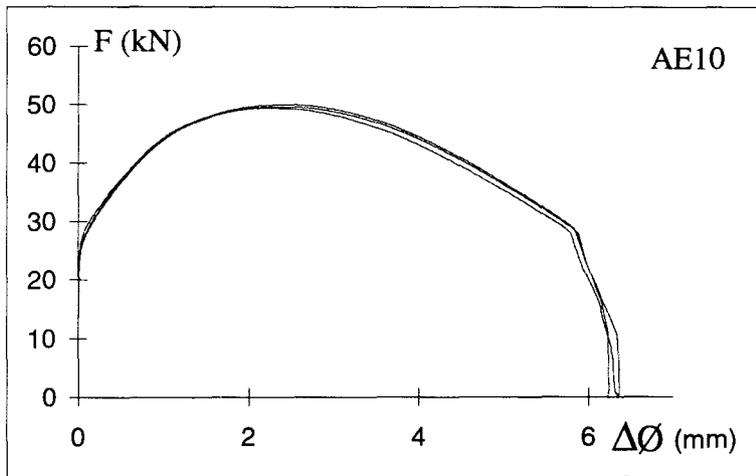
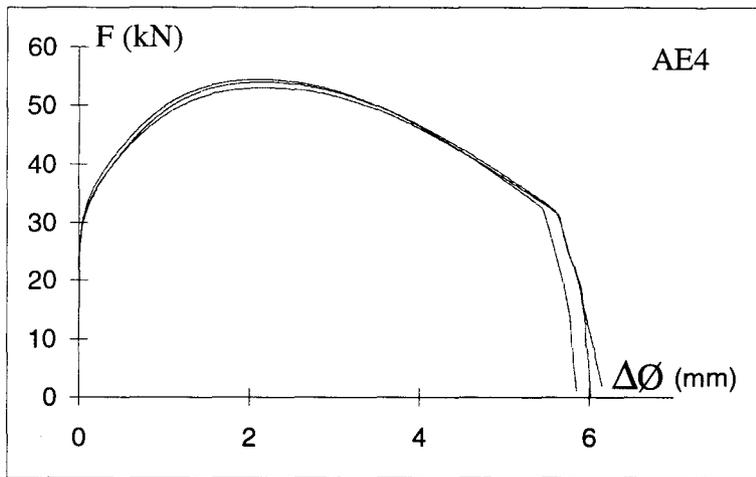
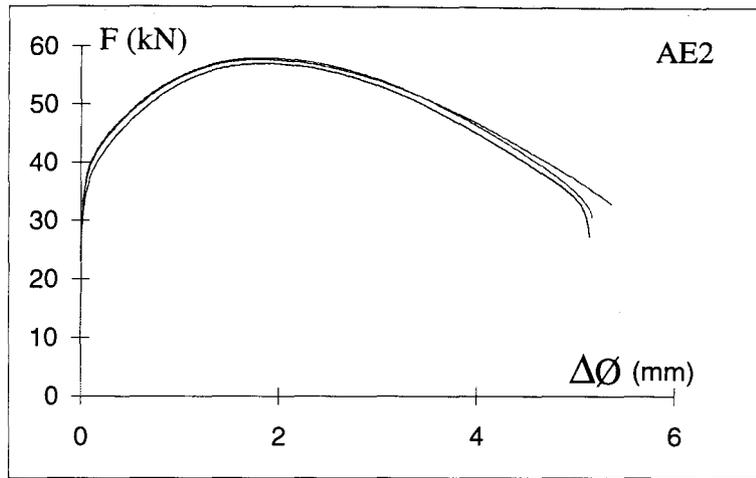


Figure II-37 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 316L. Température ambiante.

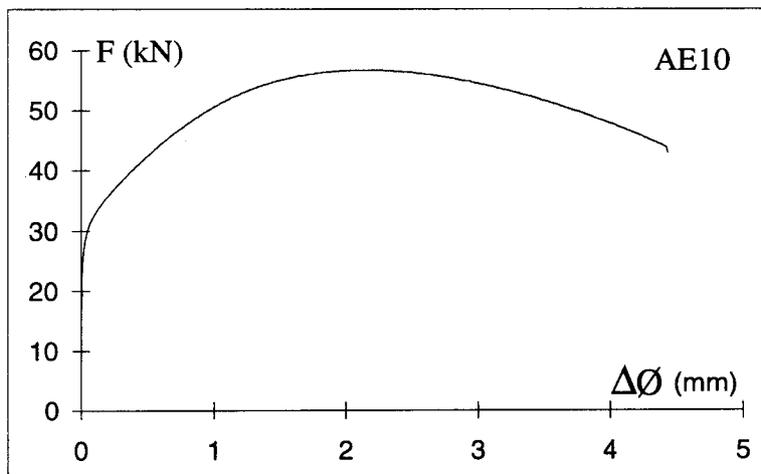
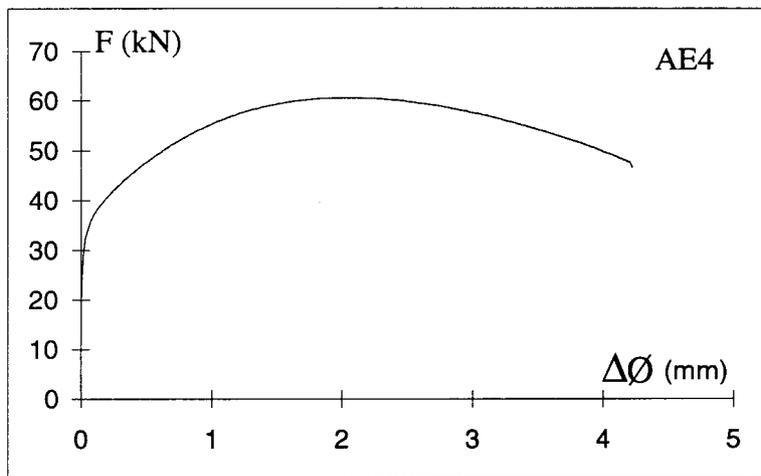
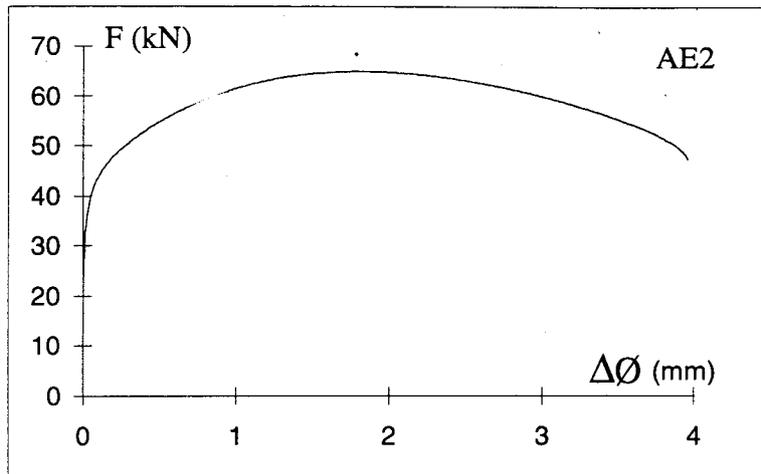


Figure II-38 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 316Nb-RV.

Température ambiante.

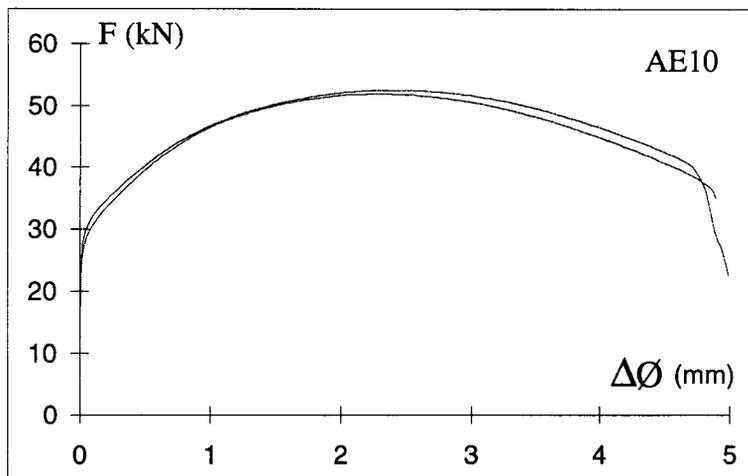
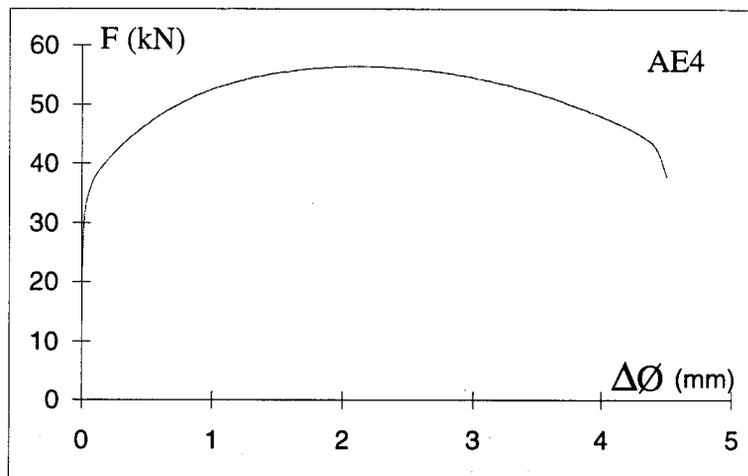
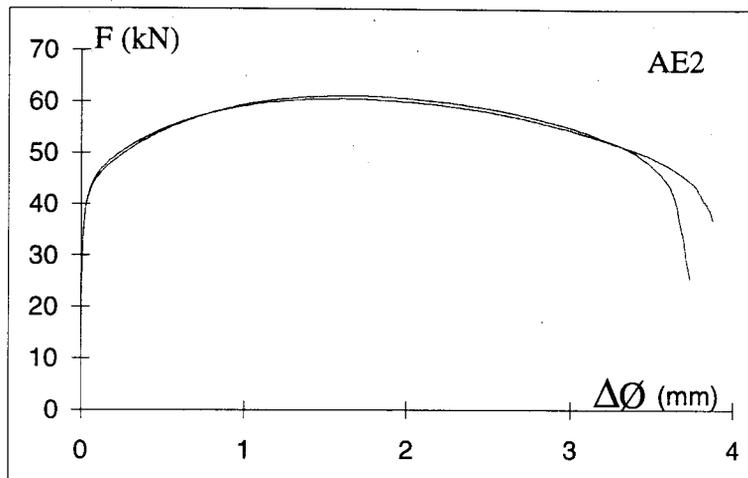


Figure II-39 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 316Nb-RL.
Température ambiante.

Les essais sur le 16MND5 ont donné de très bons résultats, avec une rupture très progressive, permettant d'enregistrer la propagation de fissure.

Pour l'acier 316L, les droites de propagation n'ont pu être obtenues de manière satisfaisante pour la géométrie de type AE2.

Pour l'acier 316Nb-RL, les amorçages de fissure ne sont pas très marqués et les droites de propagation n'ont pu être enregistrées, compte tenu de la rupture brutale en fin d'essai.

Pour l'acier 316Nb-RV, la rupture a toujours été brutale, ne permettant pas d'obtenir la droite de propagation.

Le point d'amorçage de la fissure peut être identifié précisément en utilisant la dérivée de la charge par rapport à la variation de diamètre ; en effet celle-ci chute fortement dès l'apparition d'une fissure au cœur du matériau. La méthode de détermination est exposée plus en détail dans l'annexe A.

La Figure II-40 présente la déformation moyenne à rupture, $\varepsilon_r = 2 \ln \left(\frac{\varnothing_0}{\varnothing_r} \right)$, \varnothing_0 étant le diamètre initial et \varnothing_r le diamètre à l'amorçage de fissure, en fonction du taux de triaxialité au cœur de l'éprouvette, calculé suivant l'analyse de Bridgman [BRI54].

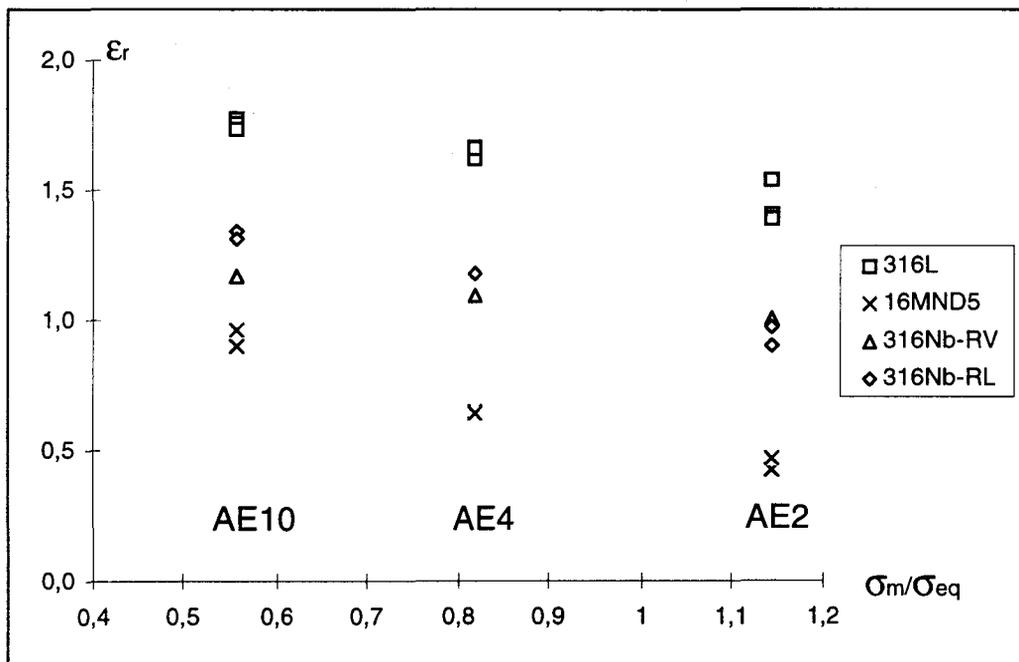


Figure II-40: Déformation à rupture en fonction du taux de triaxialité.

Essais à température ambiante.

On peut remarquer la très grande ductilité de l'acier 316L, les déformations allant jusqu'à 180%. Les aciers 316Nb-RL et 316Nb-RV, bien qu'ayant subi des traitements thermiques différents, donnent des ductilités très voisines, avec une influence moins marquée du taux de triaxialité pour l'acier 316Nb-RV. L'acier 16MND5 présente une ductilité à rupture nettement moins importante, mais une sensibilité au taux de triaxialité nettement plus marquée.

II.3.4. : Essais de traction monotone sur éprouvettes AE à 280°C

II.3.4.1. : Dispositif expérimental

Ces essais ont été réalisés sur la même machine que ceux réalisés à température ambiante, équipée ici d'une chambre thermique INSTRON.

Compte tenu des dimensions du four, imposant un montage très élané, un système de rotule a été intégré au montage, sur les mors inférieur et supérieur, afin d'éviter toute flexion parasite de l'éprouvette.

Afin d'obtenir la plus grande rigidité possible, de façon à éviter au maximum les problèmes d'instabilité rencontrés lors des essais à température ambiante, la section des mors a été augmentée au maximum, compte tenu des dimensions du four.

Le montage utilisé est illustré Figure II-41.

La température d'essai était contrôlée à partir d'un thermocouple placé sur un des fûts de diamètre 18 de l'éprouvette. Après la montée en température jusqu'à 280°C, celle-ci a été maintenue pendant 15 minutes, afin d'obtenir une température homogène dans l'éprouvette, avant de réaliser l'essai.

La mesure de variation de diamètre a été réalisée à partir de l'extensomètre présenté précédemment (cf paragraphe II.3.2) . Il est à noter que l'étalonnage a été réalisé à température ambiante. Lors de la montée en température, nous avons observé une dérive du point zéro, qui s'est stabilisée avec la température. Le zéro de mesure de l'extensomètre a été redéfini avant essai, après stabilisation en température. La qualité de mesure obtenue à cette température a été vérifiée en comparant les mesures obtenues en fin d'essai et les diamètres mesurés sur éprouvettes rompues. Un écart maximum de 50 μm a été observé, pour des diamètres de 5 à 7 mm, ce qui nous a permis de valider les mesures réalisées à 280°C avec cet extensomètre.

Comme lors des essais à température ambiante, le pilotage et l'acquisition ont été réalisés à partir du logiciel SERIE IX.

II.3.4.2. : Résultats des essais de traction monotone sur éprouvettes AE à 280°C

Les courbes Charge-Variation de diamètre obtenues sur éprouvettes AE à 280°C sont présentées :

- Figure II-42 pour l'acier 16MND5
- Figure II-43 pour l'acier 316L
- Figure II-44 pour l'acier 316Nb-RV
- Figure II-45 pour l'acier 316Nb-RL.

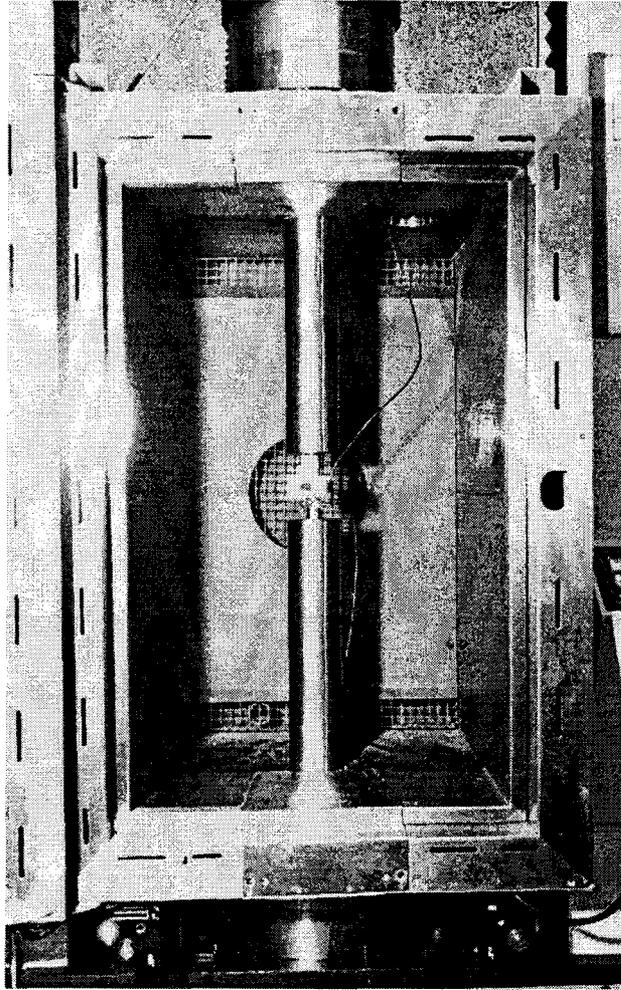


Figure II-41 : Schéma du montage utilisé pour les essais sur éprouvettes AE à 280°C

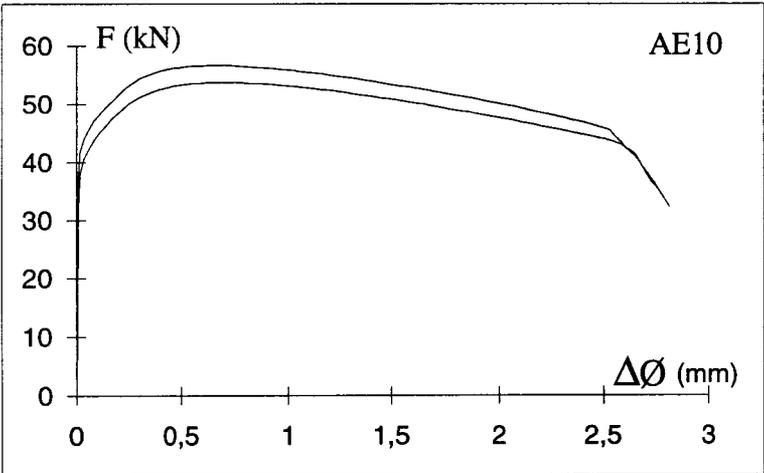
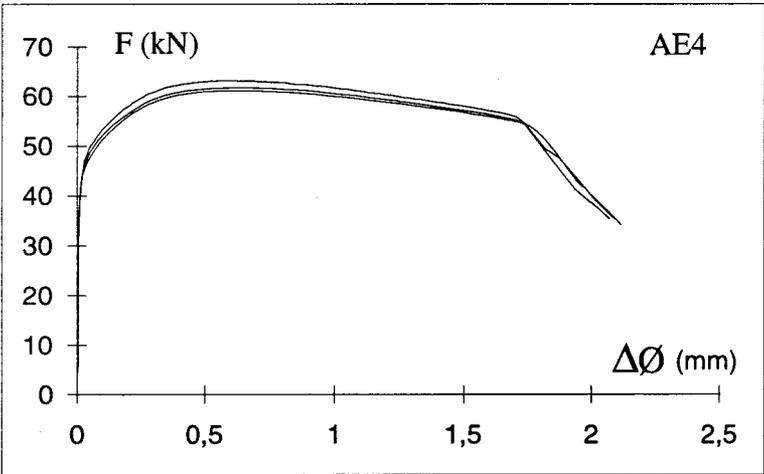
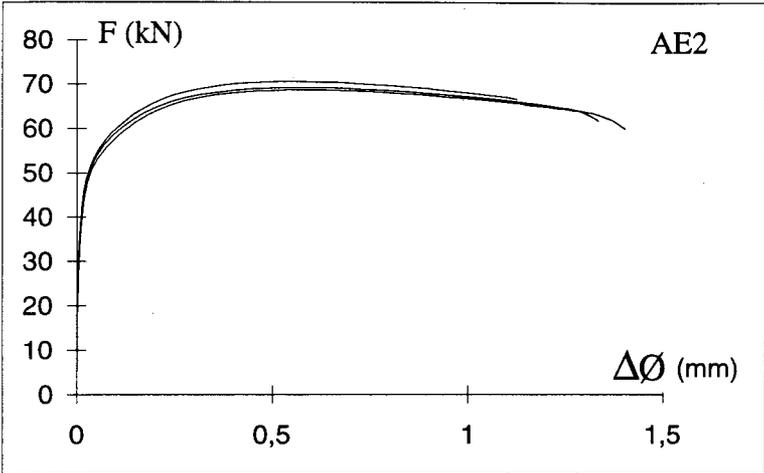


Figure II-42 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 16MND5. 280°C.

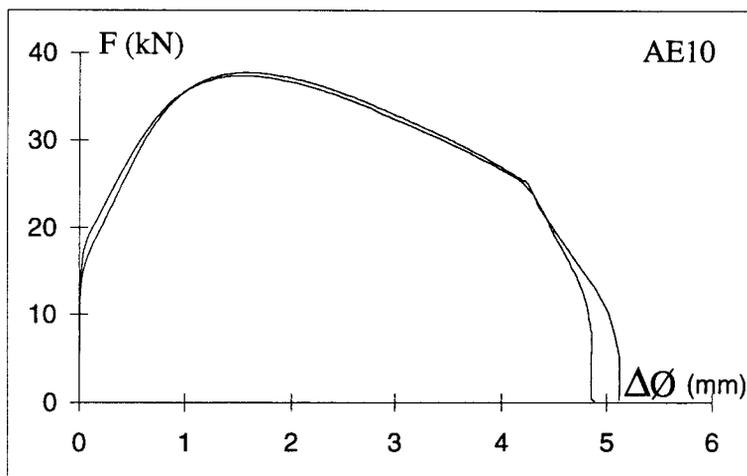
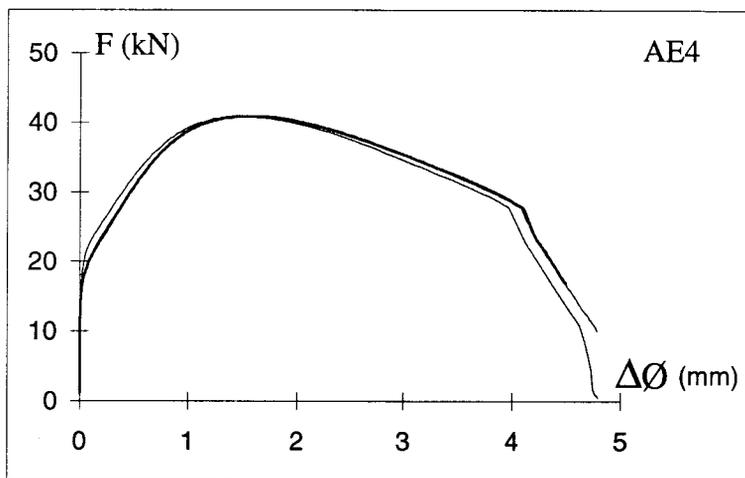
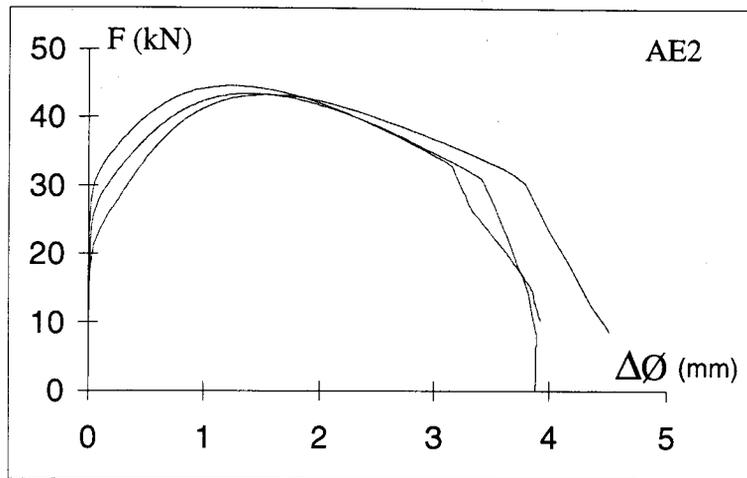


Figure II-43 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 316L. 280°C.

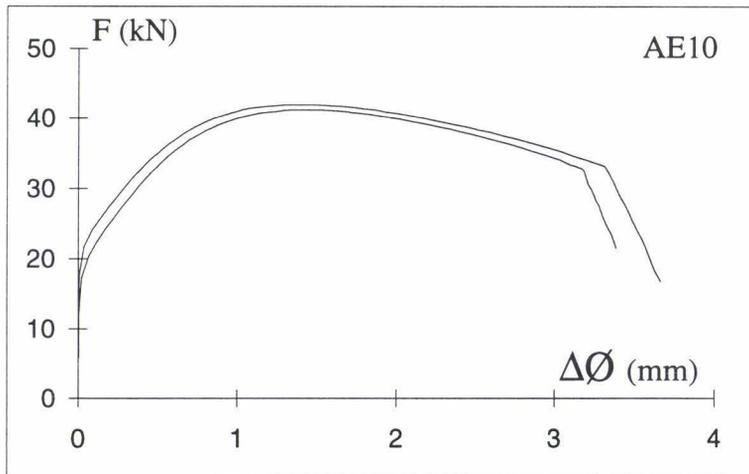
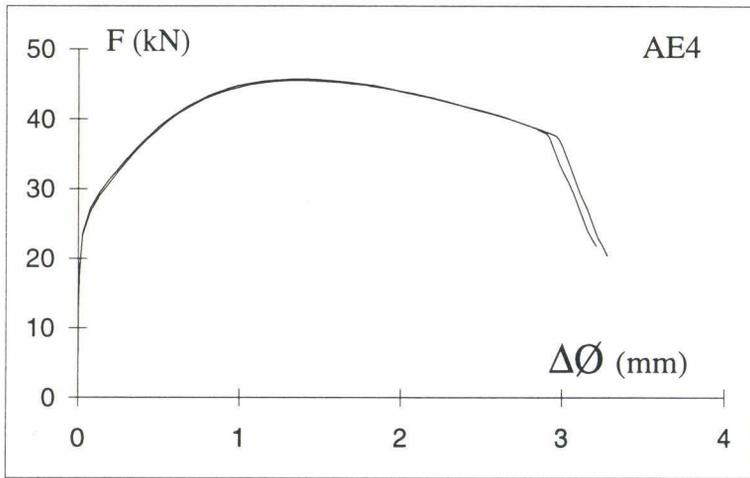
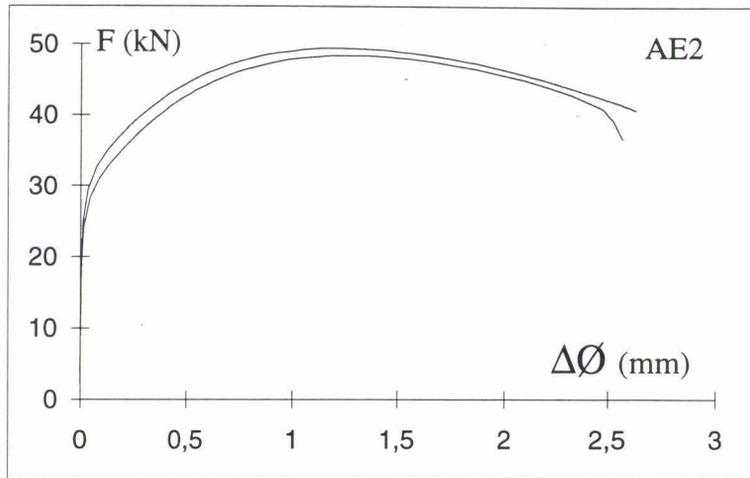


Figure II-44 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 316Nb-RV. 280°C.

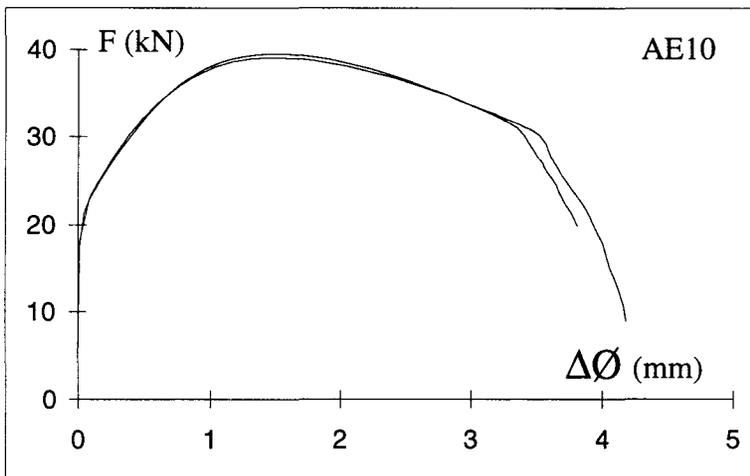
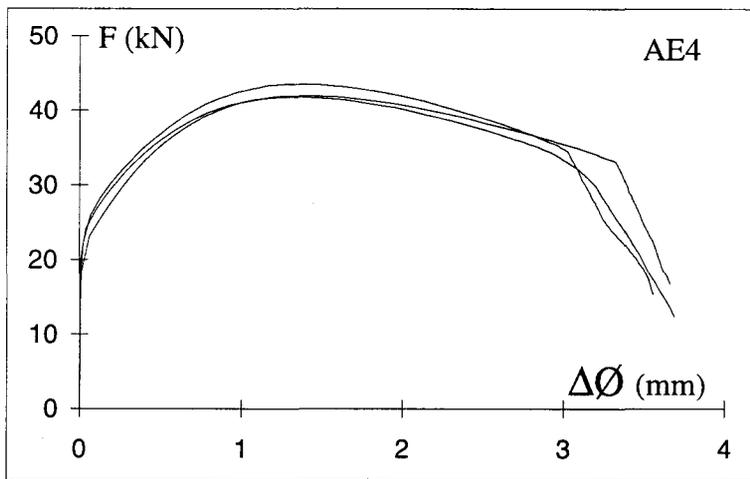
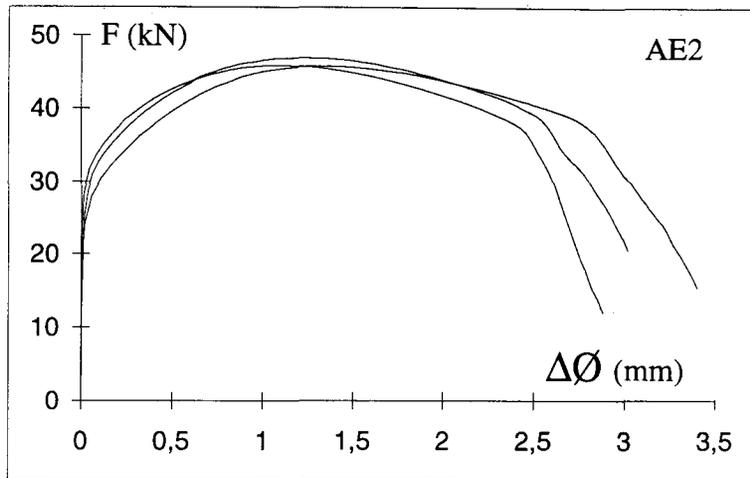


Figure II-45 : Courbes Charge - Variation de diamètre. Acier 316Nb-RL. 280°C.

Pour ces essais, les problèmes d'instabilité en fin de chargement se sont posés essentiellement pour l'acier 16MND5, les droites de propagation n'ayant pu être enregistrées pour les éprouvettes de type AE2, et n'ayant été enregistrées que de manière incomplète pour les éprouvettes de types AE4 et AE10.

Pour les aciers austénitiques, seuls les essais sur éprouvettes de type AE2 en 316Nb-RV ont posé des problèmes. Tous les autres essais ont permis d'enregistrer de manière satisfaisante la dernière partie de l'essai.

La Figure II-46 présente la déformation moyenne à rupture ϵ_r en fonction du taux de triaxialité au cœur des éprouvettes calculé suivant l'analyse de Bridgman [BRI54], pour l'ensemble des essais.

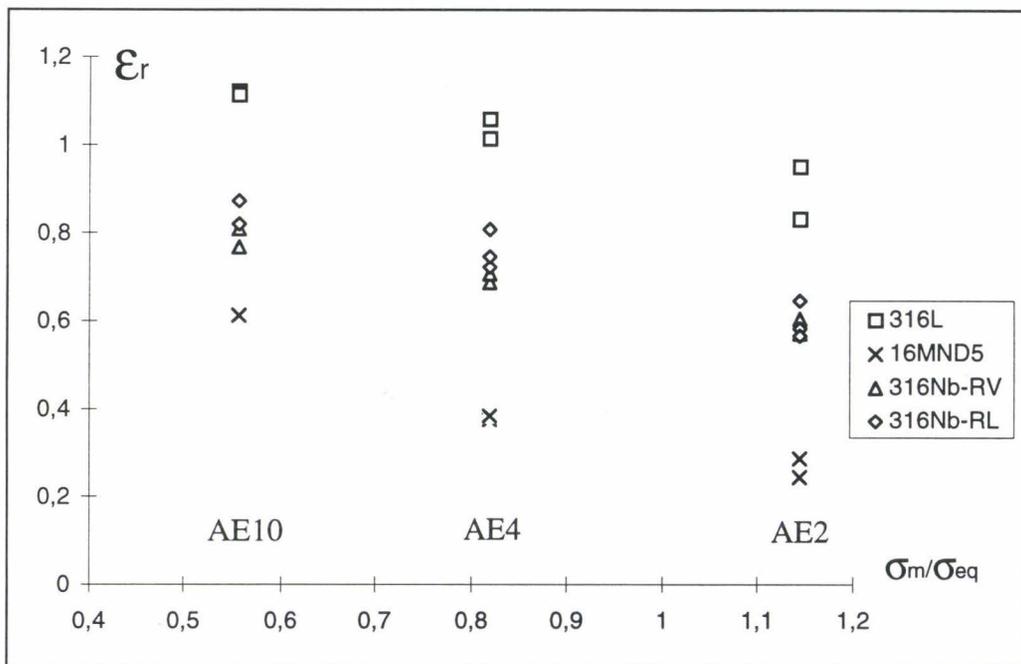


Figure II-46 : Déformation à rupture en fonction de la triaxialité initiale. 280°C.

La répartition des valeurs pour chaque matériau est similaire à celle obtenue à température ambiante ; les valeurs de déformation à rupture sont néanmoins globalement inférieures de 50% environ aux valeurs obtenues à température ambiante. Pour le 16MND5, ceci est sans doute lié à un phénomène de fragilisation lié à la température. Pour les aciers austénitiques, cette diminution est plutôt liée à la diminution du coefficient d'écrouissage avec la température (cf Annexe E).

II.4.: Observations des faciès de rupture sur éprouvettes AE

Les faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées ont été observés pour chaque matériau et chaque géométrie sur une demi-éprouvette, à l'aide d'un microscope électronique à balayage HITACHI S2500, muni d'une sonde d'analyse X-EDS KEVEX.

Cela a permis de mettre en évidence des différences notables de tailles et populations de cupules apparues entre les différents matériaux. On retrouve sur chaque demi-éprouvette un faciès type en " cup and cone " (Figure II-47) avec, en zone centrale, des cupules de traction (Figure II-48), et sur les bords, des cupules de cisaillement (Figure II-49).

Aucune différence notable en ce qui concerne les types et tailles de cupules n'a été observée entre les faciès des différentes géométries pour un matériau donné.



Figure II-47 : Faciès de rupture en "cup and cone" d'une éprouvette AE4 en acier 16MND5 rompue à température ambiante.

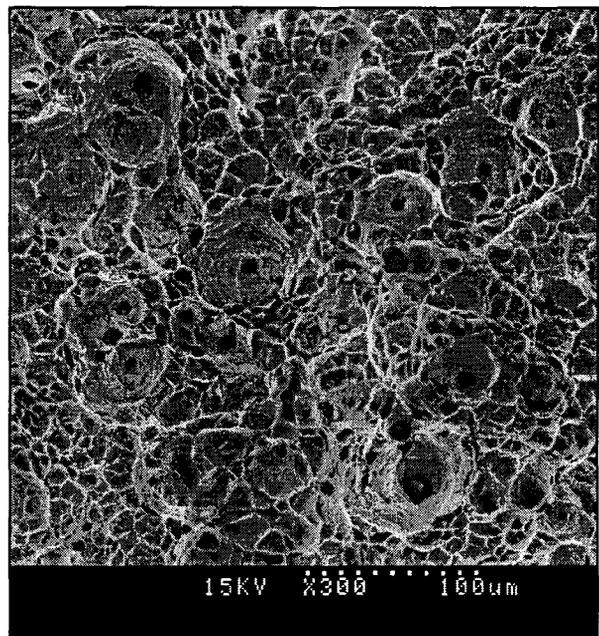


Figure II-48 : Cupules de traction d'une éprouvette AE2 en acier 316L rompue à température ambiante.

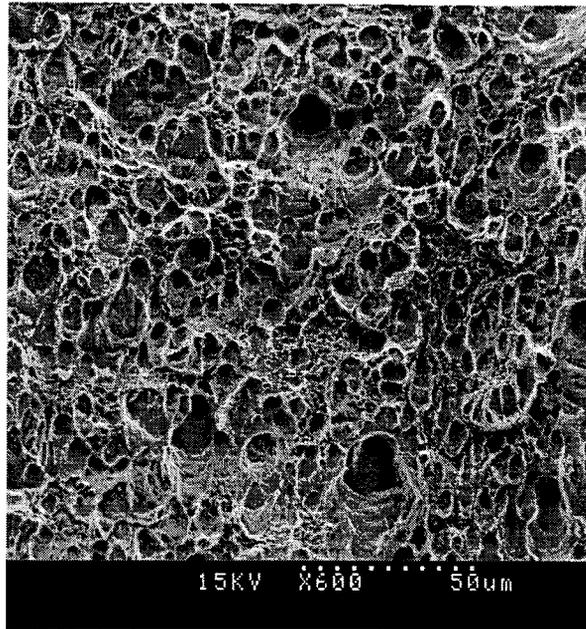


Figure II-49 : Cupules de cisaillement sur une éprouvette AE2
en acier 316L rompue à température ambiante.

Les observations effectuées sont présentées plus en détail dans l'annexe B, nous ne présenterons ici que les résultats et comparaisons des différents matériaux en termes de tailles et populations de cupules.

Le Tableau II-8 regroupe, pour les quatre aciers et les deux températures étudiées, les informations sur les types et tailles de populations de cupules observées, ainsi que des indications sur la répartition de celles-ci.

Matériau	Température	Nombre de populations	Taille de cupules	Remarques
16MND5	Amb.	3	< 100 μm 10 à 20 μm > 1 μm	La zone de fines cupules représente la plus grande surface.
	280°C	3	50 à 100 μm 20 à 30 μm 1 μm	Idem ambiante.
316L	Amb.	2	50 μm 5 à 10 μm	Répartition assez homogène entre les zones de grosses et fines cupules.
	280°C	2	50 à 60 μm 20 μm	Idem ambiante.
316Nb-RV	Amb.	2	20 à 30 μm 1 à 5 μm	Répartition du même type que pour le 316L mais un peu moins homogène.
	280°C	2	50 μm 5 μm	Surface de la zone à fines cupules assez faible
316Nb-RL	Amb.	2	50 à 80 μm 1 μm	Faciès très tourmenté ; une grande proportion du faciès est composée de fines cupules.
	280°C	3	50 à 100 μm 10 μm 1 μm	La zone de fines cupules est moins importante qu'à température ambiante, mais il y a trois populations de cupules

Tableau II-8 : Informations sur les types et tailles de cupules observés sur les faciès de rupture des éprouvettes AE.

Il est possible de classer les faciès observés en deux grandes familles :

- la première pour laquelle la proportion de la surface du faciès présentant de fines cupules est très importante (16MND5 et 316Nb-RL),
- la deuxième pour laquelle les zones de fines et grosses cupules occupent des surfaces quasiment de même taille (316L et 316Nb-RV).

Dans le premier cas, on peut supposer qu'il existe dans le matériau des particules de très petite taille qui vont permettre la germination de cavités pour des déformations plastiques importantes, voire au moment de la coalescence, les plus grosses cavités s'étant formées dès le début de l'essai, pour des déformations faibles.

Dans le deuxième cas, soit les cupules de plus grosses tailles, formées sur les particules de plus grande taille pour des déformations plastiques faibles, se sont rejointes par rupture du ligament restant entre elles, soit de plus petites cupules se sont formées entre ces grosses cupules.

II.5. : Observation des cavités sur essais interrompus.

Afin d'observer les cavités apparues lors du chargement, nous avons réalisé des essais interrompus sur des éprouvettes axisymétriques entaillées.

Seul un essai a été réalisé à température ambiante pour chaque type de matériau sur une éprouvette de type AE2, excepté pour l'acier 316Nb-RV pour lequel nous avons utilisé une éprouvette de type AE4, n'ayant plus à notre disposition d'éprouvette de type AE2. Le choix de la géométrie AE2 était motivé par le fait qu'elle permet d'obtenir des gradients d'endommagement plus importants : nous supposons que les observations y seraient plus intéressantes. De plus, c'est pour cette géométrie que les variations de diamètre à rupture sont les moins importantes, ce qui permet d'obtenir une zone d'observation plus importante et moins délicate à manipuler que celle d'une éprouvette de type AE10, pour laquelle le ligament restant aurait été beaucoup plus petit.

Les différentes éprouvettes ont été chargées dans les mêmes conditions que pour les essais de traction monotone sur éprouvettes AE réalisés à température ambiante. Le chargement a été arrêté à un niveau estimé proche du niveau de rupture, puis l'éprouvette a été déchargée.

Après essai, la zone centrale de l'éprouvette a été prélevée, puis découpée suivant un plan de symétrie longitudinale, avec une scie à fil diamanté. Les échantillons ainsi obtenus ont été polis mécaniquement jusqu'à une granulométrie de pâte diamant de 3 μm . Nous avons essayé de parfaire la préparation par un polissage par bombardement ionique sous une incidence de 45°, mais ce type de polissage créait des artefacts gênant l'observation : il n'a donc pas été retenu.

II.5.1. : Acier 16MND5

La Figure II-50 présente la zone centrale de l'éprouvette AE2 après essai à température ambiante.

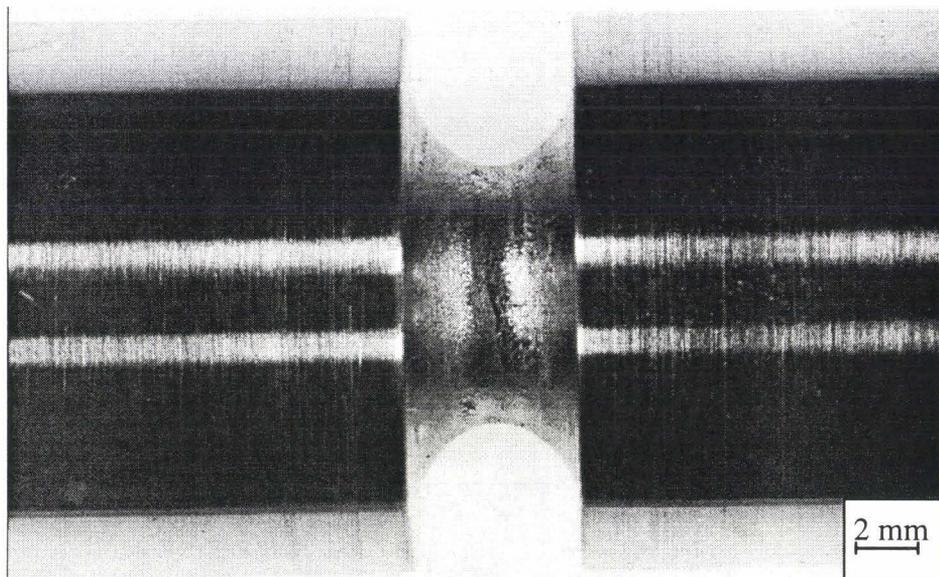


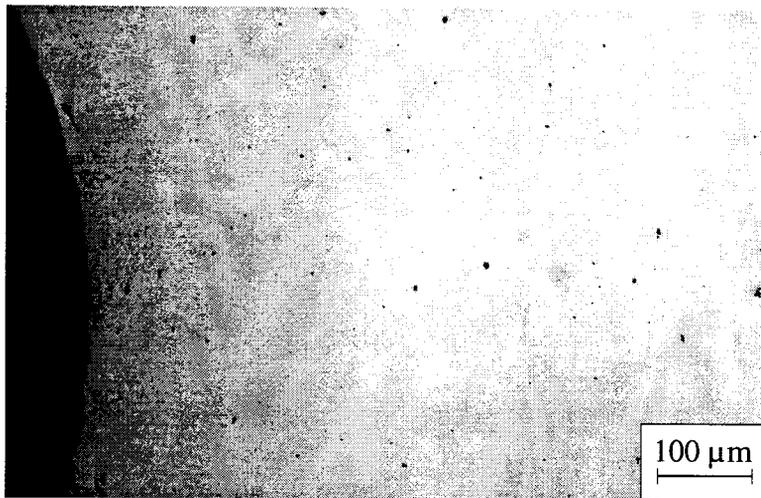
Figure II-50 : Zone centrale de l'éprouvette après essai. Acier 16MND5. Géométrie AE2.
Température ambiante.

La variation de diamètre mesurée après essai était de 1,68 mm, ce qui correspond à un niveau de déformation radiale moyenne ($\epsilon_r = 2 \ln \left(\frac{\varnothing_0}{\varnothing_r} \right)$) estimé à 85% de la déformation à rupture, estimation faite par rapport aux essais précédents.

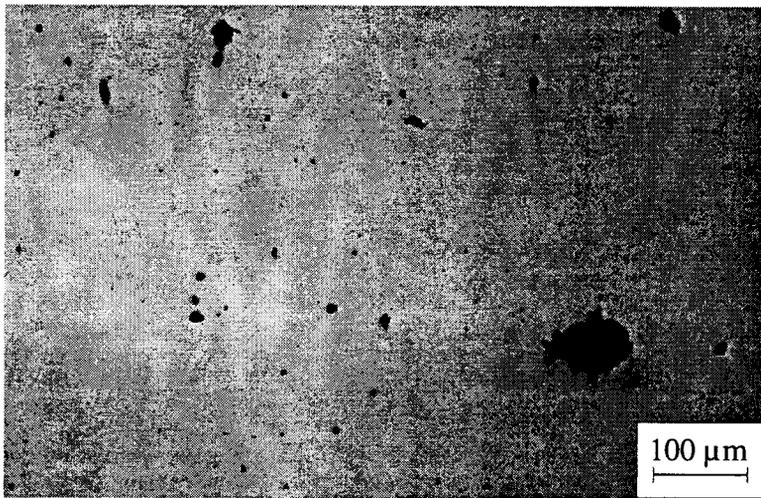
Une vue générale de la surface obtenue après découpe et polissage est présentée sur la Figure II-51, et des vues de détail sur la Figure II-52.



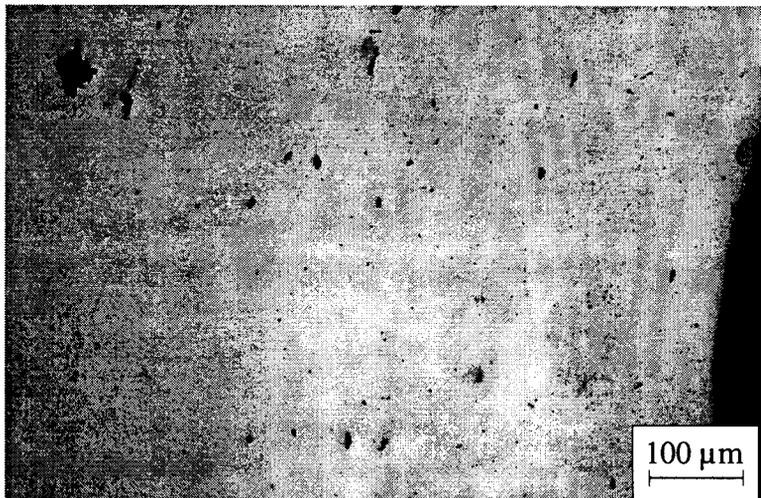
Figure II-51 : Coupe d'une éprouvette AE2 en acier 16MND5.



a - Vue de détail du bord gauche



b - Vue de détail du centre



c - Vue de détail du bord droit

Figure II-52 : Coupe d'une éprouvette AE2 en acier 16MND5.

On observe une concentration plus importante de cavités dans la zone centrale de l'éprouvette. Ces cavités sont peu nombreuses, mais peuvent atteindre une taille importante, de l'ordre de 0,1 mm. Ce type de cavité correspond à une microrupture, formée par coalescence de plusieurs cavités (Figure II-53).

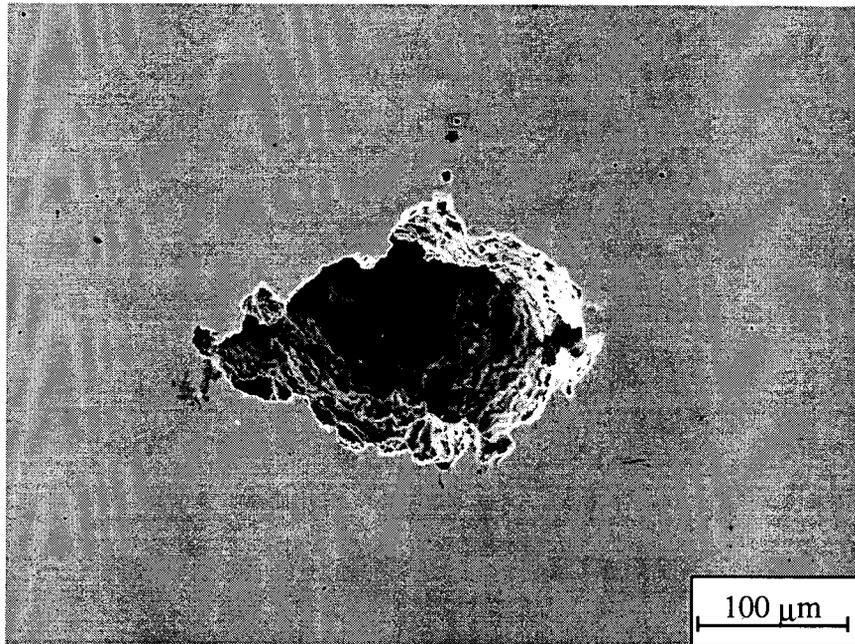


Figure II-53 : Microrupture. Acier 16MND5. Eprouvette AE2. Température ambiante.

Au fond de certaines cavités, on peut observer des inclusions, sites de germination de ces cavités (Figure II-54 et Figure II-55).

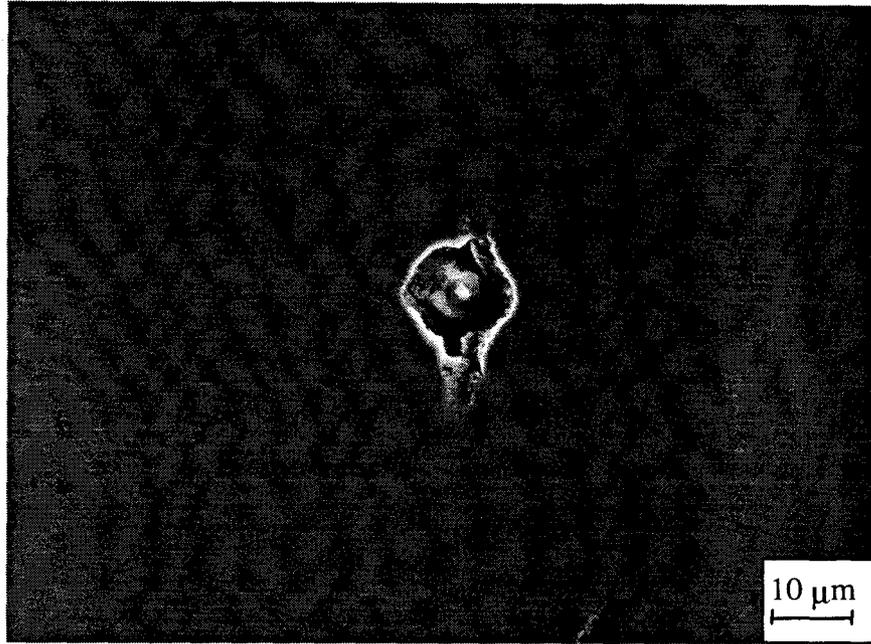


Figure II-54 : Cavité formée sur un oxyde d'aluminium. Acier 16MND5.
Eprouvette AE2. Température ambiante.

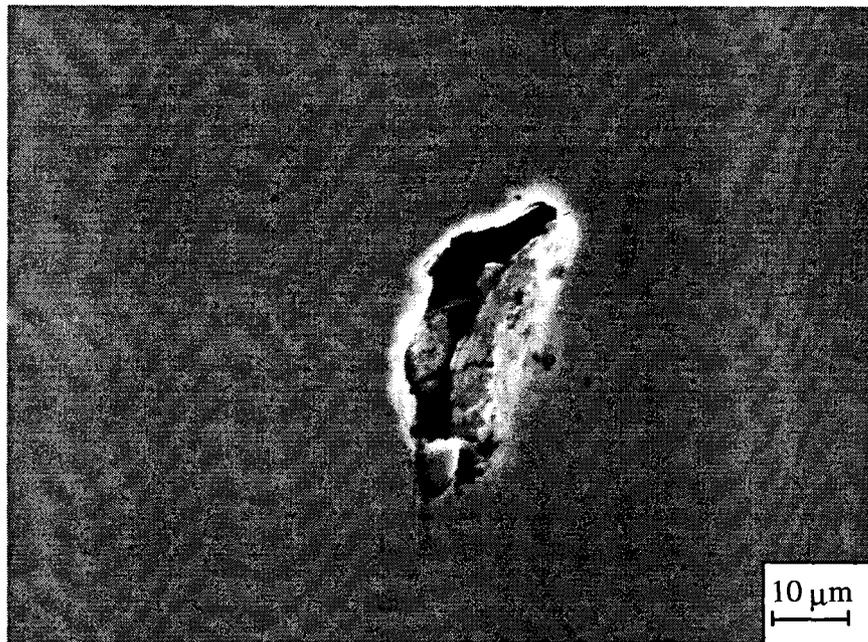


Figure II-55 : Cavité formée sur un sulfure de manganèse. Acier 16MND5.
Eprouvette AE2. Température ambiante.

II.5.2. : Acier 316L

La Figure II-56 présente la zone centrale de l'éprouvette AE2 après essai à température ambiante.

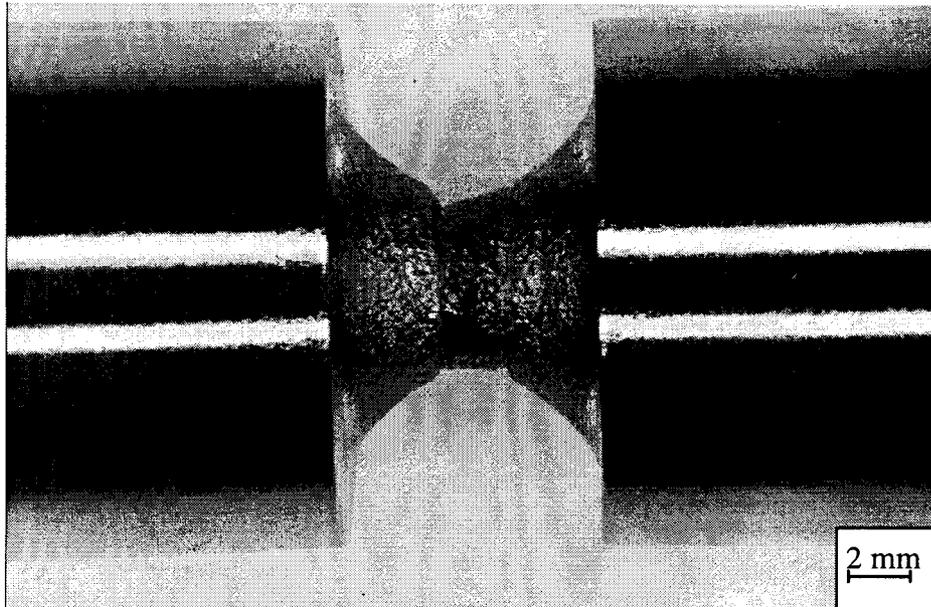


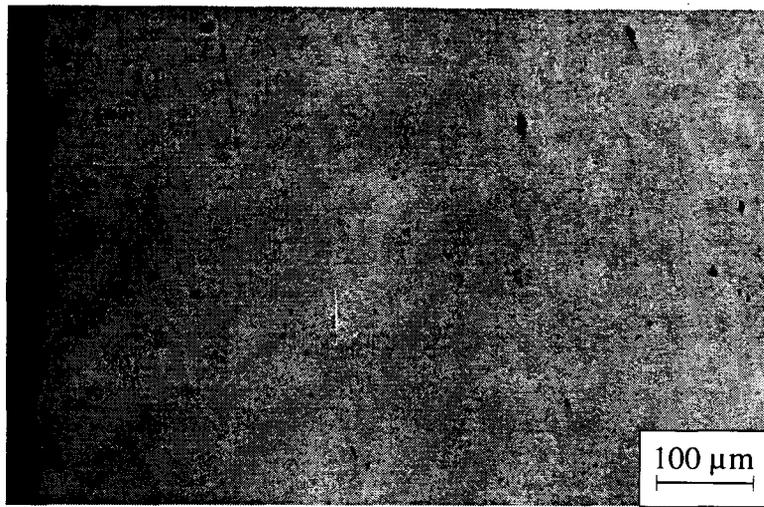
Figure II-56 : Zone centrale de l'éprouvette après essai. Acier 316L. Géométrie AE2.
Température ambiante.

La variation de diamètre mesurée après essai était de 4,515 mm, ce qui correspond à un niveau de déformation radiale moyenne estimé à 90% de la déformation à rupture.

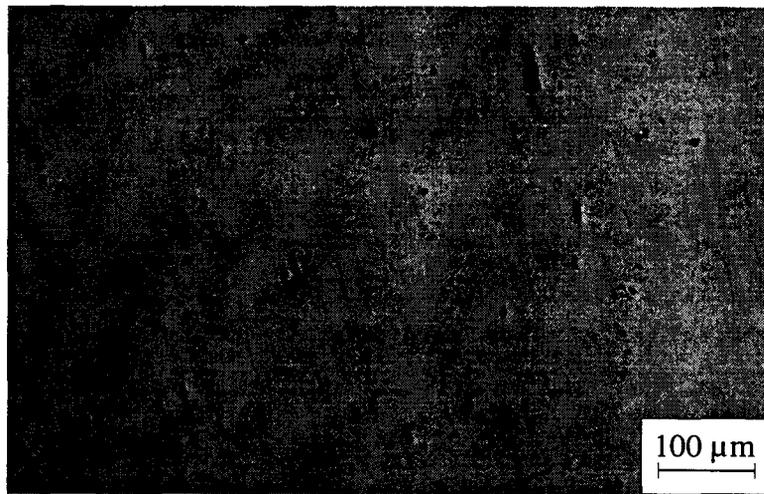
Une vue générale de la surface obtenue après coupe et polissage est présentée sur la Figure II-57, et des vues de détail sur la Figure II-58.



Figure II-57 : Coupe d'une éprouvette AE2 en acier 316L.



a - Vue de détail du bord gauche



b - Vue de détail du centre



c - Vue de détail du bord droit

Figure II-58 : Coupe d'une éprouvette AE2 en acier 316L.

La déformation de l'éprouvette fait apparaître une zone cylindrique, nous amenant à supposer que la rupture était proche du niveau de chargement atteint, la déformation se localisant en fond d'entaille.

Bien que le niveau de déformation soit assez proche de la rupture, la densité de cavités observée est relativement faible. Ces cavités sont de petite taille, et comme précédemment, concentrées dans la zone centrale de l'éprouvette.

On observe des cavités issues de la coalescence de deux cavités voisines, comme le montre la Figure II-59.

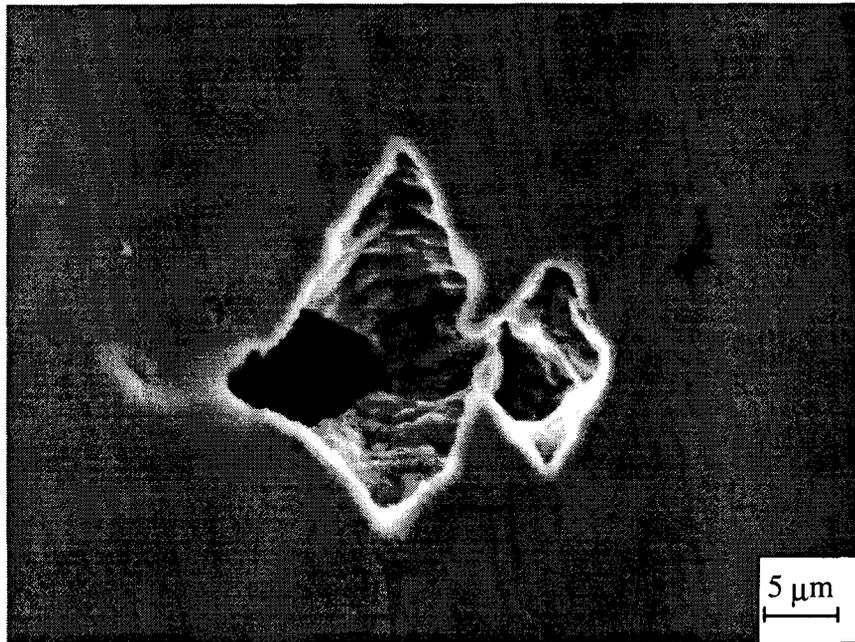


Figure II-59 : Coalescence de cavités. Acier 316L. Eprouvette AE2.

Température ambiante.

II.5.3.: Acier 316Nb-RV

La Figure II-60 présente la zone centrale d'une éprouvette AE4 après essai à température ambiante.

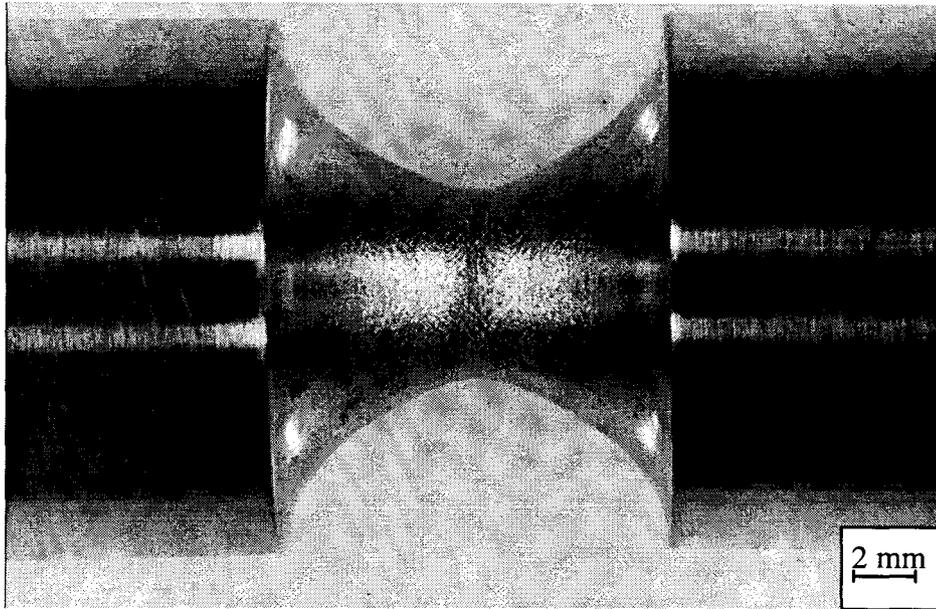


Figure II-60 : Zone centrale de l'éprouvette AE4 en acier 316Nb-RV après essai à température ambiante.

La variation de diamètre mesurée après essai est de 3,615 mm, ce qui correspond à un niveau de déformation radiale moyenne estimé à 85% de la déformation à rupture.

La Figure II-61 présente une vue générale et la Figure II-62 des vues de détail de la surface obtenue après coupe et polissage.

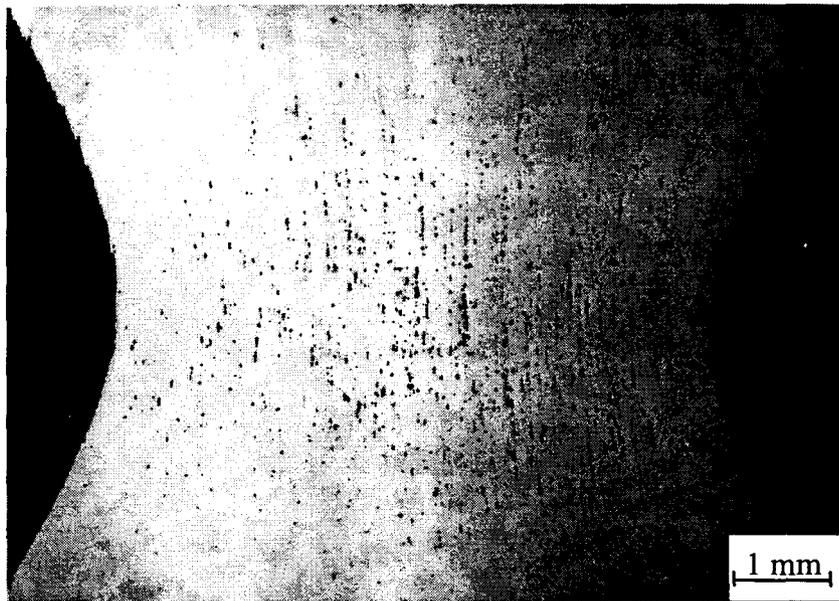
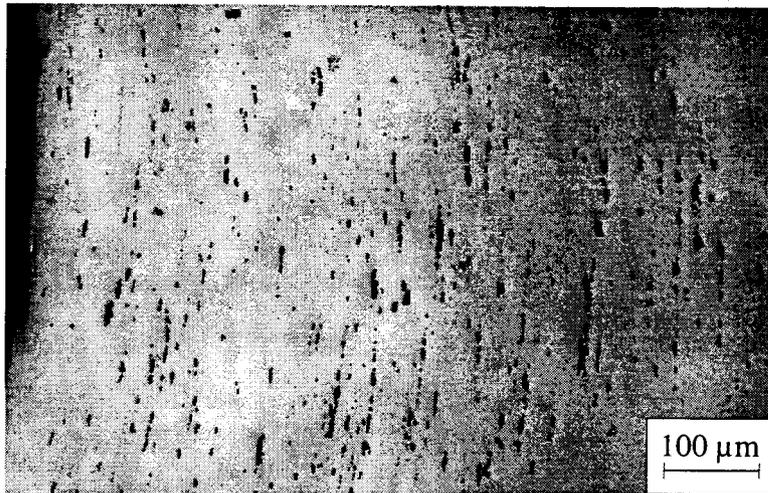
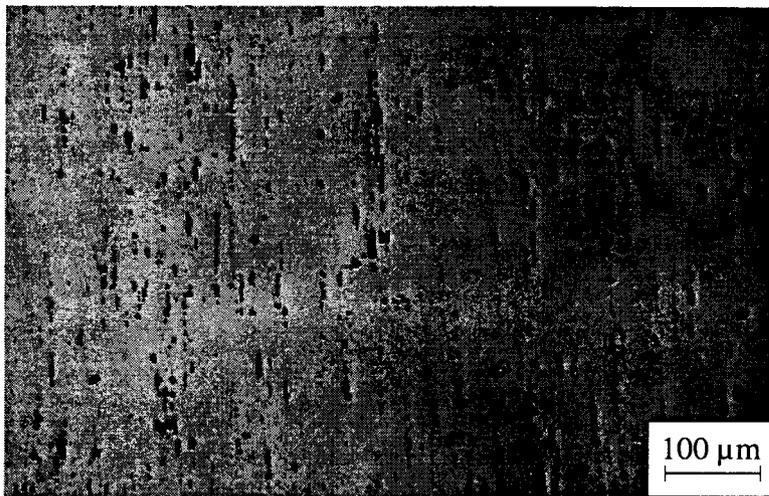


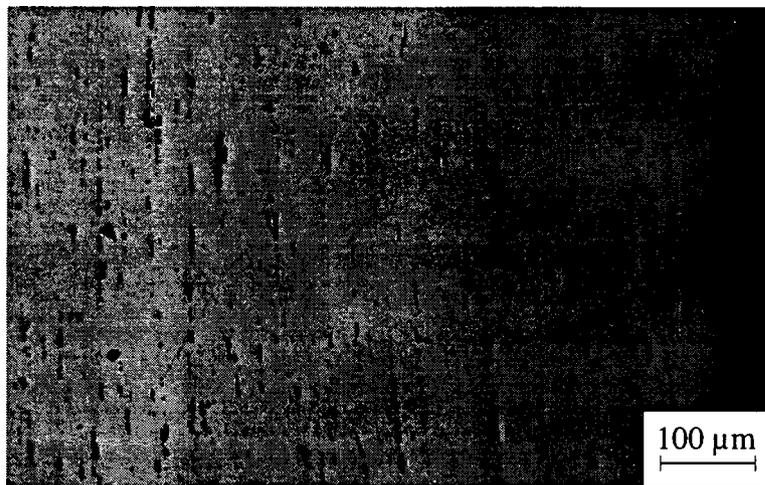
Figure II-61 : Coupe d'une éprouvette AE4 en acier 316Nb-RV



a - Vue de détail du bord gauche



b - Vue de détail du centre



c - Vue de détail du bord droit

Figure II-62 : Coupe d'une éprouvette AE4 en acier 316Nb-RV.

On observe un taux de cavités assez important, de tailles assez faibles, s'étendant assez loin de la zone de section minimale. Ces cavités sont plus ou moins alignées, correspondant aux bandes de ferrite et de carbonitrides de niobium observées lors des examens métallographiques.

On retrouve, en règle générale, des carbonitrides de niobium rompus au fond de ces cavités, comme on peut le voir Figure II-63.

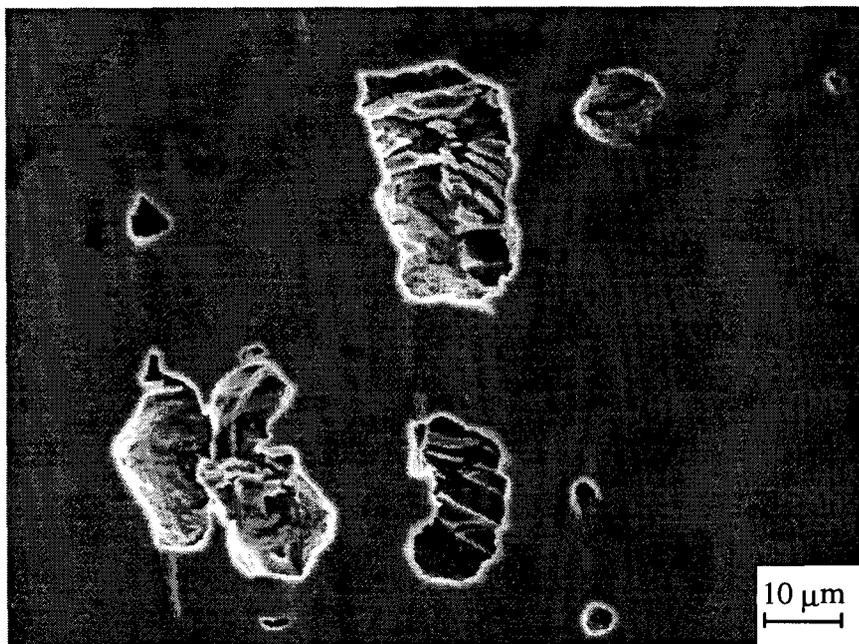


Figure II-63 : Carbonitrides de niobium rompus en fond de cavité. Eprouvette AE4.

Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

II.5.4. : Acier 316Nb-RL

La Figure II-64 présente la zone centrale de l'éprouvette AE2 après essai à température ambiante.

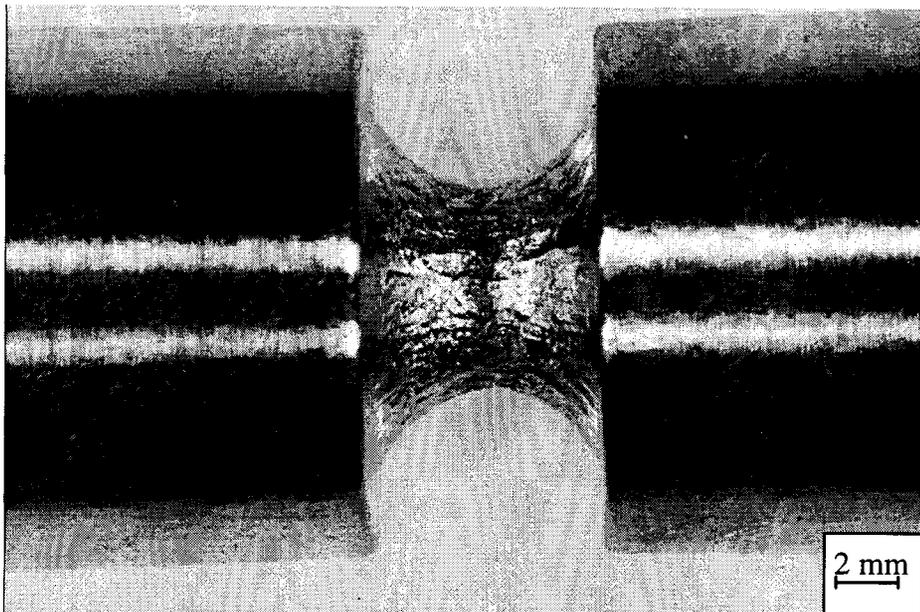


Figure II-64 : Zone centrale après essai. Epreuve AE2 Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

La variation de diamètre mesurée après essai est de 3,396 mm, ce qui correspond à un niveau de déformation radiale moyenne estimé à 85% de la déformation à rupture.

La Figure II-65 présente une vue générale et la Figure II-66 des vues de détail de la surface obtenue après coupe et polissage.

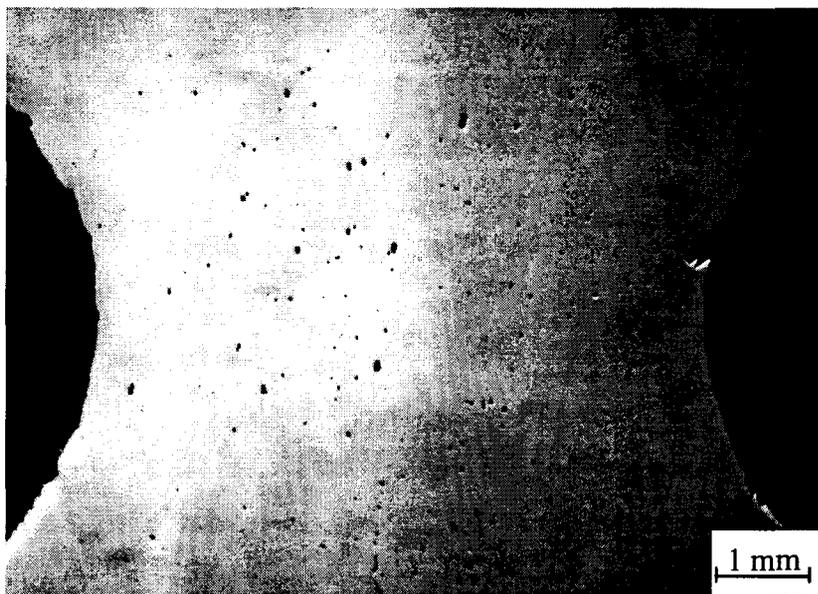
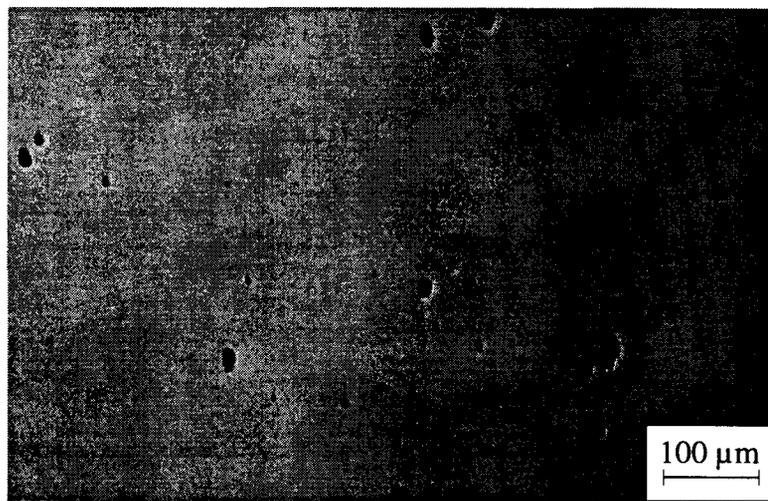


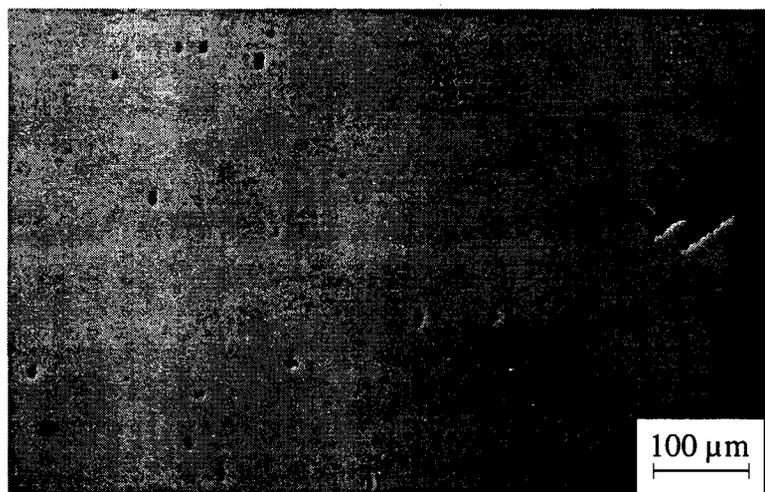
Figure II-65 : Coupe d'une éprouvette AE2 en acier 316Nb-RV.



a - Vue de détail du bord gauche



b - Vue de détail du centre



c - Vue de détail du bord droit

Figure II-66 : Coupe d'une éprouvette AE2 en acier 316Nb-RV.

On observe des cavités peu nombreuses et de taille plus importante au cœur de l'éprouvette que sur les bords. On peut noter l'existence d'une fissure sur le bord droit.

Au fond de ces cavités, on retrouve, comme dans l'acier 316Nb-RV, des carbonitrides de niobium rompus (Figure II-67).

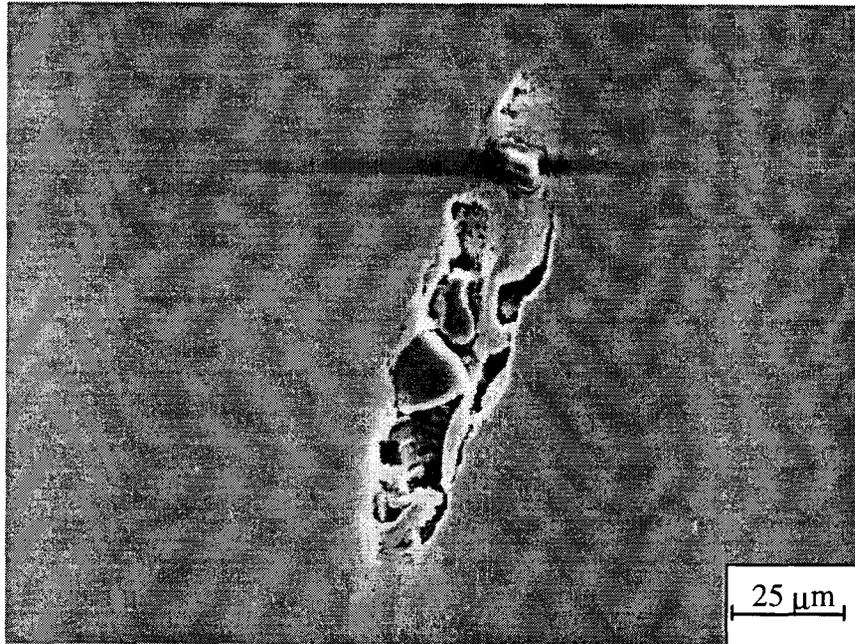


Figure II-67 : Carbonitride de niobium. Epreuve AE2. Acier 316Nb-RL.
Température ambiante.

II.5.5. Conclusion

Bien que les niveaux de déformation atteints lors des essais interrompus ne soient pas très éloignés des niveaux à rupture, les taux de cavités observés étaient assez faibles, hormis pour l'acier 316Nb-RV. Le procédé de polissage utilisé n'a peut-être pas permis de révéler toutes les cavités. En effet, un polissage mécanique sur des matériaux ductiles a tendance à reboucher les cavités, en particulier si elles sont de petite taille. Un polissage par bombardement ionique aurait peut-être permis de déboucher ces cavités, mais nous n'avons pas trouvé le réglage permettant d'obtenir un résultat satisfaisant.

Cependant, les résultats obtenus nous permettent de supposer que l'apparition d'un endommagement important se fait essentiellement en fin d'essai, hormis pour l'acier de type 316Nb-RV.

III. : APPLICATION DU MODELE DE RICE-TRACEY

SOMMAIRE DU CHAPITRE III

III. : APPLICATION DU MODELE DE RICE-TRACEY	III-1
III.1. DÉFINITION DU MODÈLE ÉLÉMENTS FINIS DES ÉPROUVETTES AE.....	III-3
III.2. : RECALAGE DE LA LOI DE COMPORTEMENT PAR RAPPORT AUX DONNÉES EXPÉRIMENTALES.....	III-7
III.2.1. : <i>Insuffisance des données de l'essai de traction.....</i>	<i>III-7</i>
III.2.2. : <i>Identification d'une loi de comportement à partir des essais sur éprouvettes AE.....</i>	<i>III-9</i>
III.2.3. : <i>Résultats</i>	<i>III-13</i>
III.3. : EVOLUTION DU TAUX DE TRIAXIALITÉ AU CŒUR DES ÉPROUVETTES AE.....	III-15
III.4. : DÉTERMINATION DU PARAMÈTRE DE RICE - TRACEY	III-18
III.4.1. : <i>Méthode de détermination du paramètre de Rice-Tracey</i>	<i>III-18</i>
III.4.2. : <i>Résultats</i>	<i>III-19</i>
III.5. : INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS OBTENUS	III-23
III.5.1. : <i>Acier 16MND5.....</i>	<i>III-23</i>
III.5.2. : <i>Acier 316L.....</i>	<i>III-24</i>
III.5.3. : <i>Acier 316Nb-RV</i>	<i>III-25</i>
III.5.4. : <i>Acier 316Nb-RL.....</i>	<i>III-26</i>
III.6. : CONCLUSION	III-27

Dans ce chapitre, nous présentons le modèle éléments finis utilisé pour déterminer le paramètre de Rice-Tracey, ainsi que les résultats obtenus. Après une présentation du modèle, nous exposerons la méthode utilisée pour déterminer la courbe d'érouissage des différents matériaux, les données des essais de traction simplement extrapolées ne permettant pas d'obtenir des résultats satisfaisants. Enfin nous donnerons les résultats obtenus, et les comparerons avec d'autres résultats disponibles dans la littérature.

III.1. Définition du modèle éléments finis des éprouvettes AE

Différentes simplifications géométriques ont été effectuées pour définir le modèle éléments finis des éprouvettes axisymétriques entaillées.

La partie filetée des éprouvettes n'a pas été modélisée, le maillage s'arrêtant au niveau du rayon de raccordement entre le fût de diamètre 18 et le filetage.

L'éprouvette étant symétrique par rapport au plan de section minimale en fond de gorge, et symétrique de révolution, seul un quart de celle-ci a été modélisé en 2D axisymétrique.

La Figure III-1 présente la partie maillée pour chaque géométrie.

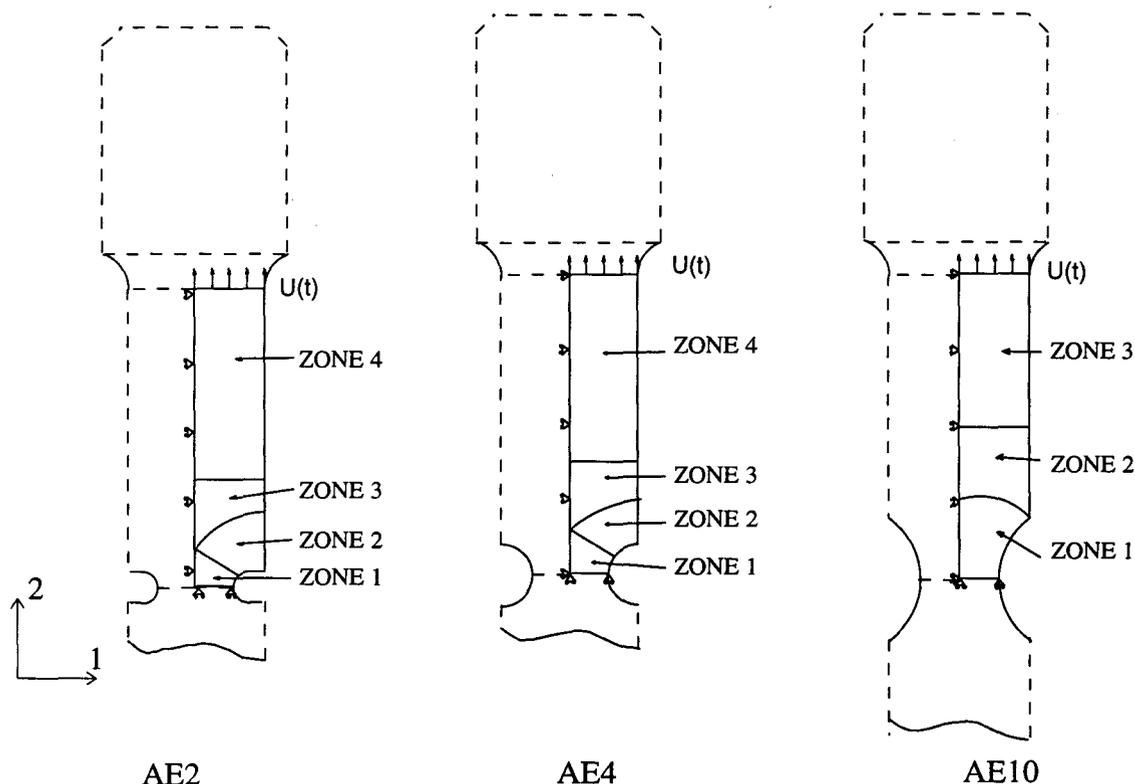


Figure III-1 : Partie maillée pour les différentes éprouvettes AE

Les conditions aux limites découlant de ces simplifications sont les suivantes :

- les déplacements des noeuds de la section minimale suivant l'axe 2 sont bloqués ;
- le déplacement des noeuds de la face supérieure est imposé dans la direction 2, définissant ainsi le chargement (noté $U(t)$ sur la Figure III-1) ;
- les déplacements des noeuds de l'axe de révolution sont bloqués dans la direction 1 ; cette condition n'est pas indispensable, mais permet de diminuer de quelques degrés de liberté la taille du problème.

Les différents maillages ont été effectués à l'aide du logiciel I-DEAS Master Series [IDE94], puis transférés sur ABAQUS [ABA98]. Les éléments utilisés sont des quadrilatères à huit noeuds et quatre points d'intégration (éléments CAX8R de la bibliothèque ABAQUS). Ces éléments à intégration réduite ont été retenus, car ils donnent de meilleurs résultats, pour des calculs en élastoplasticité, que les éléments à intégration totale.

Pour chaque éprouvette, la partie maillée a été décomposée en plusieurs zones (cf Figure III-1) :

- la zone de section minimale, maillée en mode réglé (zone 1),
- une zone de transition maillée en mode libre (zones 2 et 3 pour l'AE2 et l'AE4, zone 2 pour l'AE10),
- la zone du fût maillée en mode libre (zone 4 pour l'AE2 et l'AE4, zone 3 pour l'AE10).

Le maillage de la zone 1 a été défini de la manière suivante :

- 20 éléments suivant l'axe radial
- 15 éléments suivant l'axe longitudinal
- suivant l'axe longitudinal, la hauteur des éléments évolue suivant une suite géométrique permettant d'obtenir un rapport 5 entre les hauteurs des éléments situés aux extrémités de la zone ; ce rapport permet d'obtenir des éléments de forme rectangulaire ayant une dimension plus faible dans le sens longitudinal que dans le sens radial. Ainsi, le maillage présente une meilleure tenue au cours du calcul. En effet, si on utilise des éléments de forme carrée, les éléments en fond d'entaille deviennent rapidement très déformés. Un exemple de comparaison entre les déformées obtenues à partir d'éléments carrés et rectangulaires est donné Figure III-2.

Les maillages retenus sont présentés Figure III-3.

Compte tenu des niveaux de déformation atteints lors des essais, les calculs ont été effectués en grandes déformations.

La loi de comportement de chaque matériau est choisie de type élastoplastique isotrope et a été définie par :

- son module d'élasticité obtenu à partir des essais de traction
- son coefficient de Poisson, pris égal à 0,3 pour tous les matériaux
- sa courbe d'écrouissage monotone définie point par point.

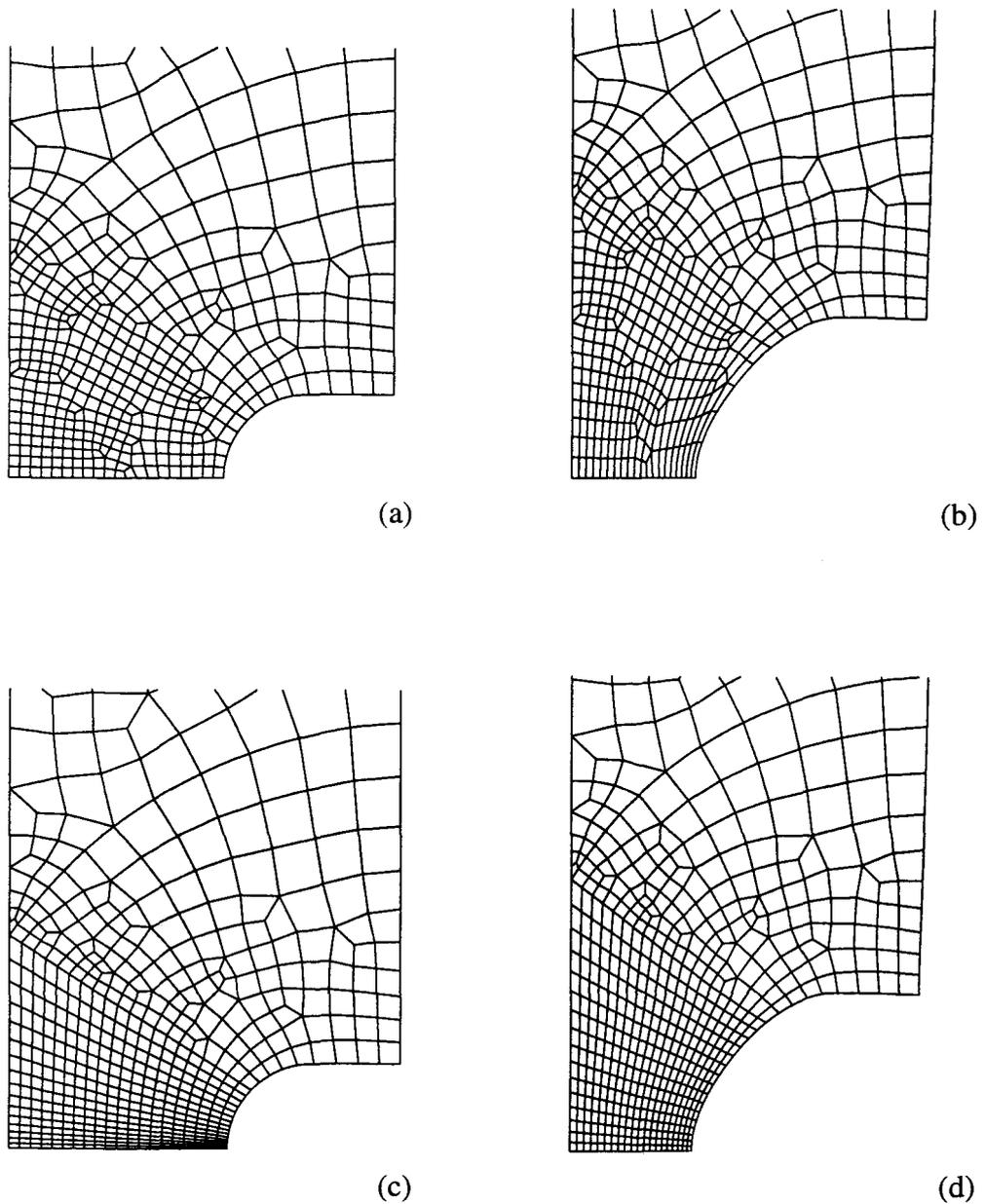


Figure III-2 : Tenue du maillage en grandes déformations pour une éprouvette de type AE2 en acier 316L à 80% du chargement total à rupture, à température ambiante :

- éléments carrés avant (a) et après (b) déformation ,
- éléments rectangulaires avant (c) et après (d) déformation.

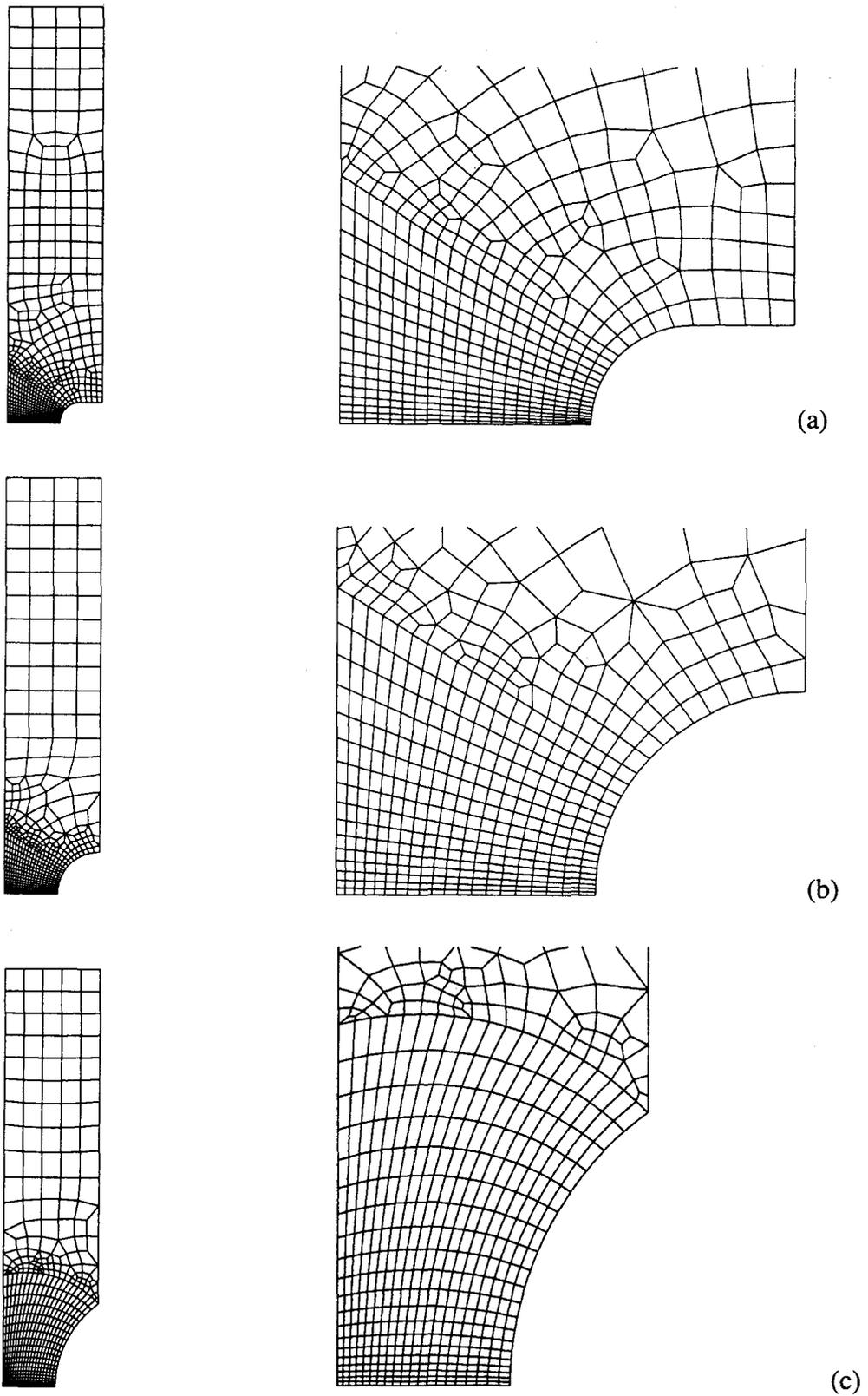


Figure III-3 : Maillage des éprouvettes AE2 (a), AE4 (b) et AE10 (c)

III.2. : Recalage de la loi de comportement par rapport aux données expérimentales

III.2.1. : Insuffisance des données de l'essai de traction.

Nous avons vu dans la partie expérimentale que les niveaux de déformation atteints pouvaient aller jusqu'à 180% à rupture. La courbe d'érouissage du matériau doit donc être définie au moins jusqu'à 180%. Pour cela, la courbe d'érouissage obtenue à partir de l'essai de traction a été extrapolée par une loi de type $\sigma_v = k \epsilon_{pv}^n$ dont les coefficients ont été identifiés sur la dernière partie de l'essai. Pour l'acier 316L à température ambiante, on obtient $\sigma_v = 1169 \epsilon_{pv}^{0,402}$, loi identifiée sur la plage $0,15 < \epsilon_{pv} < 0,35$ avec un coefficient de corrélation de 0,99995. Elle a été prolongée pour le calcul éléments finis jusqu'à $\epsilon_{pv} = 200\%$.

La courbe obtenue est présentée Figure III-4.

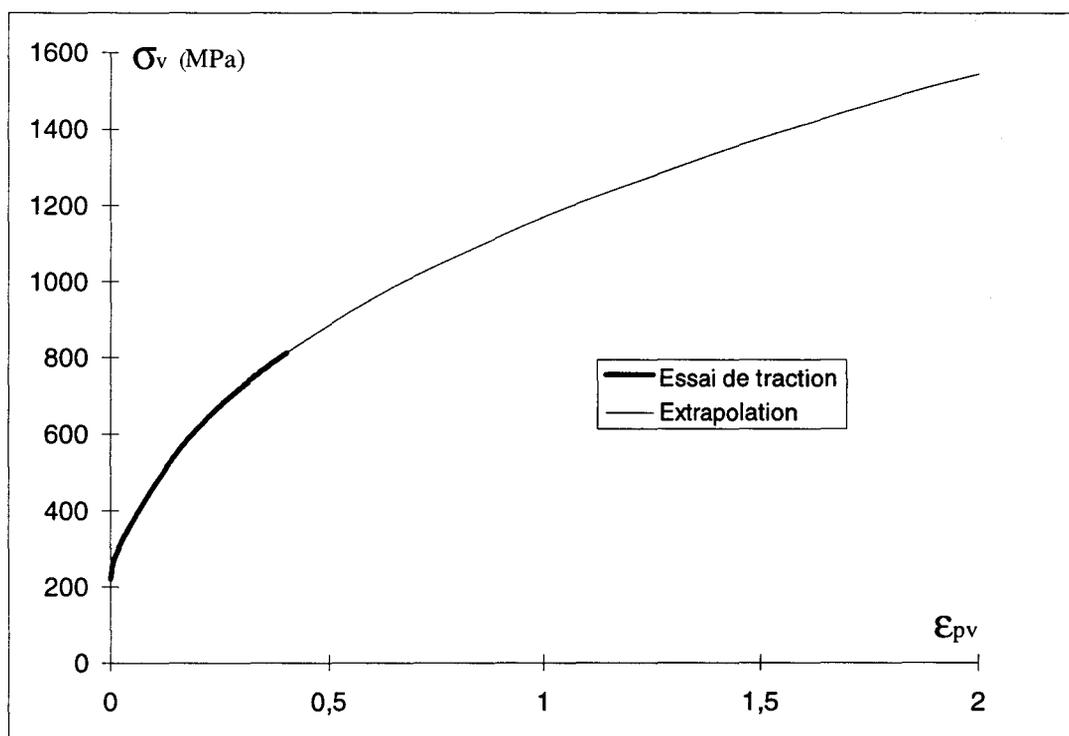
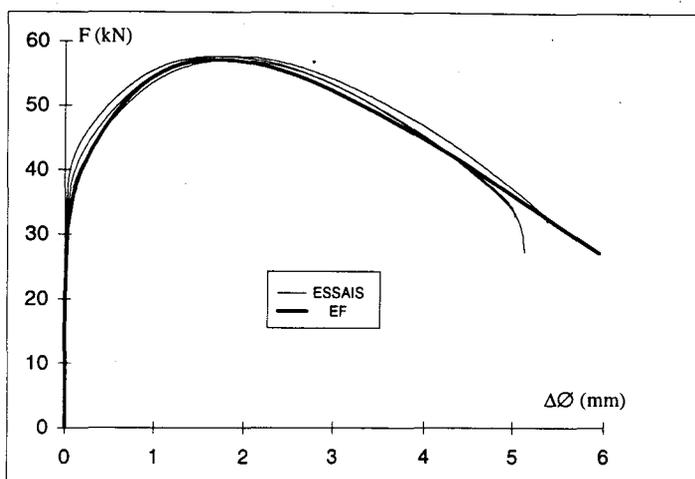
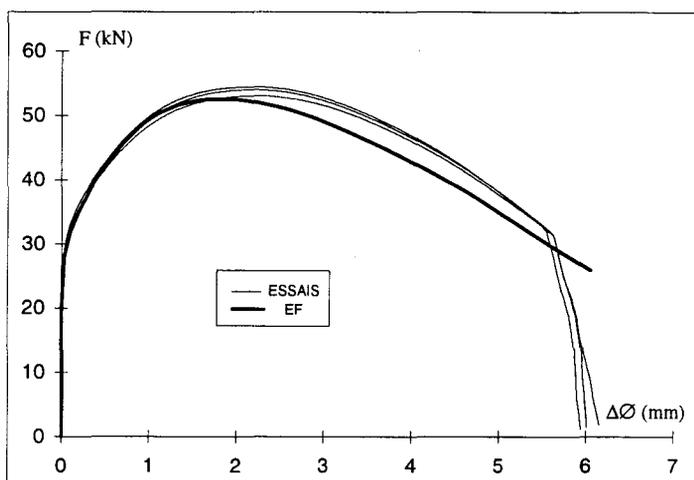


Figure III-4 : Courbe d'érouissage extrapolée. Acier 316L. Température ambiante.

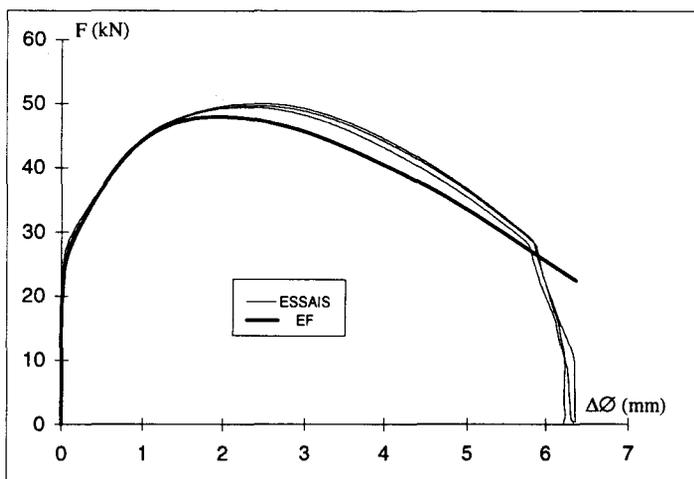
Les courbes Charge-Variation de diamètre obtenues numériquement à l'aide de cette courbe pour les trois géométries d'éprouvettes AE2, AE4 et AE10, sont comparées aux courbes enregistrées expérimentalement, Figure III-5.



(a)



(b)



(c)

Figure III-5 : Courbes Force - Variation de diamètre expérimentales et simulées.

Acier 316L

Géométries AE2 (a), AE4 (b), AE10 (c).

Les résultats sont satisfaisants pour la géométrie de type AE2. En revanche, le calcul sous-estime l'effort dans le cas des géométries de types AE4 et AE10.

La première partie des courbes étant satisfaisante, nous supposons que la sous-estimation dans la seconde partie n'est due qu'à l'erreur commise sur la partie extrapolée de la courbe d'érouissage.

Des résultats similaires sont obtenus pour les aciers de type 316Nb ; seuls les résultats sur l'acier 16MND5 étaient satisfaisants (cf Annexe C).

Deux explications peuvent être avancées relativement à ces résultats :

- l'acier 16MND5 présente des niveaux de déformation à rupture plus faibles que les aciers austénitiques ; aussi la partie extrapolée joue dans le calcul un rôle moins important que dans le cas des aciers austénitiques;

- l'exposant d'érouissage du 16MND5 est beaucoup plus faible que ceux des aciers austénitiques ; en conséquence une légère erreur sur la détermination des paramètres de la loi $\sigma = K \epsilon_p^n$ induit une erreur de quelques MPa seulement sur la courbe d'érouissage dans le domaine des grandes déformations; en revanche, cette erreur est beaucoup plus importante pour les aciers austénitiques.

Compte tenu de ces résultats, nous nous sommes tournés vers une méthode de détermination de la courbe d'érouissage par résolution inverse, en utilisant comme base expérimentale les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées.

III.2.2. : Identification d'une loi de comportement à partir des essais sur éprouvettes AE

L'identification des lois de comportement des différents matériaux a été réalisée à l'aide du logiciel de résolution par méthode inverse SiDoLo ([SID95] [CAI94]), couplé au logiciel de calcul par éléments finis ABAQUS.

Le principe de la méthode est de minimiser l'écart entre les données expérimentales et les résultats numériques, en faisant évoluer un certain nombre de paramètres ajustables du modèle que l'on cherche à identifier.

La démarche est la suivante :

tant qu'une condition d'arrêt n'est pas atteinte :

- génération du fichier de données qui introduit les valeurs des paramètres ajustables pour la simulation par un programme d'interface entre SiDoLo et ABAQUS,
- simulation des essais de traction sur les trois types d'éprouvettes AE sous ABAQUS,
- lecture, dans le fichier de résultats d'ABAQUS, des valeurs obtenues pour les grandeurs retenues, à comparer avec la base expérimentale,
- calcul de l'écart entre simulation et expérience, par SiDoLo,
- actualisation des paramètres ajustables du modèle par le module d'optimisation de SiDoLo, de manière à minimiser cet écart.

Les conditions d'arrêt sont :

- soit l'écart obtenu est inférieur à un écart admissible donné au départ,
- soit l'écart a atteint un minimum qu'une modification des paramètres ajustables ne permet plus de baisser,
- soit un nombre maximum d'itérations donné au départ est atteint.

D'une manière générale, la condition d'arrêt atteinte était un écart minimum.

La démarche de résolution est détaillée Figure III-6.

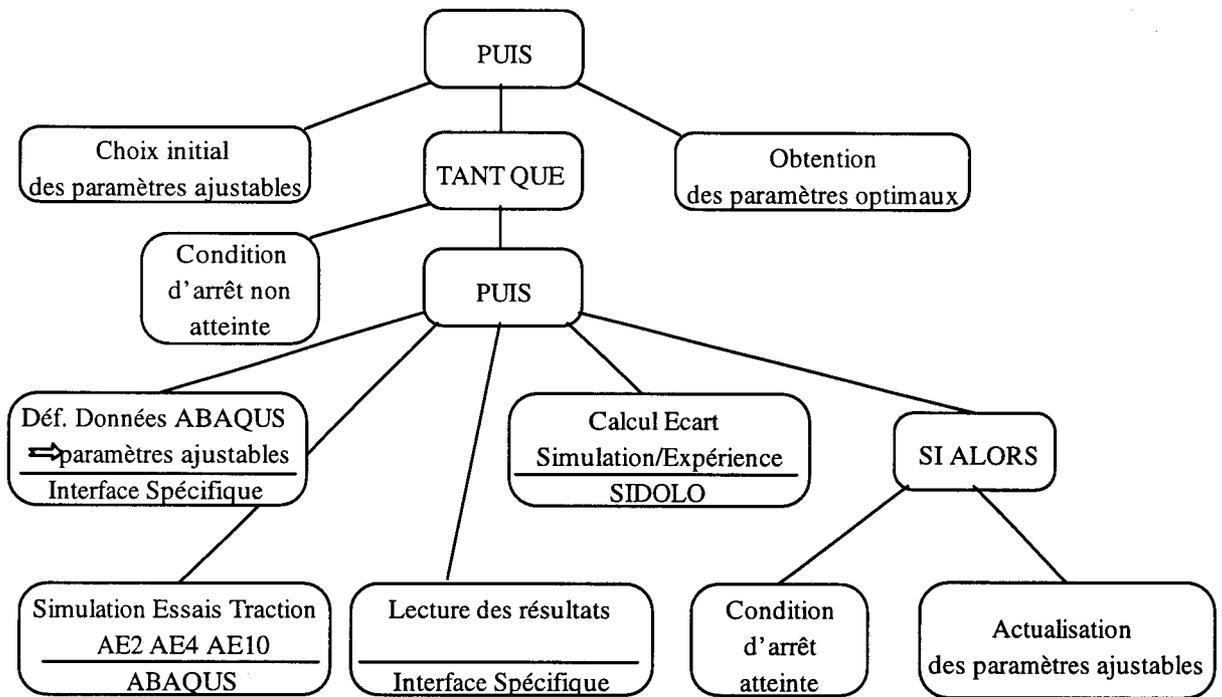


Figure III-6 : Schéma d'identification à partir de SiDoLo.

Les grandeurs expérimentales retenues pour l'identification sont la force et la variation de diamètre.

Afin de comparer ces grandeurs de manière découplée, les calculs d'écart sont effectués variable par variable. Pour s'assurer d'être à des niveaux de chargement expérimentaux et simulés identiques, la comparaison entre calcul et expérience se fait via une base de temps identique, et le chargement du modèle est identique au chargement expérimental, c'est à dire que tous deux suivent la même courbe déplacement-temps.

Ceci nous a amené à introduire une base de temps commune aux résultats numériques et expérimentaux, et à définir le déplacement imposé numériquement à partir des données expérimentales.

La base de temps a été définie à partir de la fréquence d'acquisition utilisée.

La mesure de déplacement n'a pas été effectuée lors des essais ; seules la force et la variation de diamètre ont été enregistrées.

Il nous a donc fallu calculer, pour chaque instant, le déplacement à appliquer à l'éprouvette dans le modèle éléments finis. Ce déplacement, que nous appellerons déplacement éprouvette, noté $U(t)$ sur la Figure III-1, correspond à la moitié de l'allongement pris au bas des congés de raccordement entre les têtes filetées et le fût de diamètre 18 mm. Nous avons supposé que les déformations dans les têtes filetées étaient négligeables.

En supposant que la traverse mobile de la machine suit fidèlement la consigne, on peut calculer le déplacement traverse à partir de la vitesse imposée et de la base de temps. Cette hypothèse est raisonnable pour une machine de type électromécanique, elle a pu être vérifiée en fin d'essais, la position de la traverse correspondant à la position calculée, à 0,01 mm près.

Pour calculer le déplacement éprouvette, nous avons effectué une mesure de rigidité de l'ensemble mors-machine d'essais (cf Annexe D) ; ceci nous a permis ensuite de calculer la part du déplacement traverse liée à la déformation de cet ensemble. En retranchant ce déplacement du déplacement traverse, on obtient, en fonction du temps, le déplacement éprouvette :

$$\text{Déplacement éprouvette} = \frac{1}{2} (\text{Vitesse} \times \text{temps}) - (\text{Force} / \text{Rigidité})$$

On est ainsi assuré d'obtenir les mêmes déplacements calculés et expérimentaux, et de comparer ainsi les valeurs de forces et variations de diamètre à des niveaux de chargement identiques. La Figure III-7 compare le déplacement traverse et le déplacement éprouvette ainsi calculé, pour une éprouvette type AE2 en acier 16MND5.

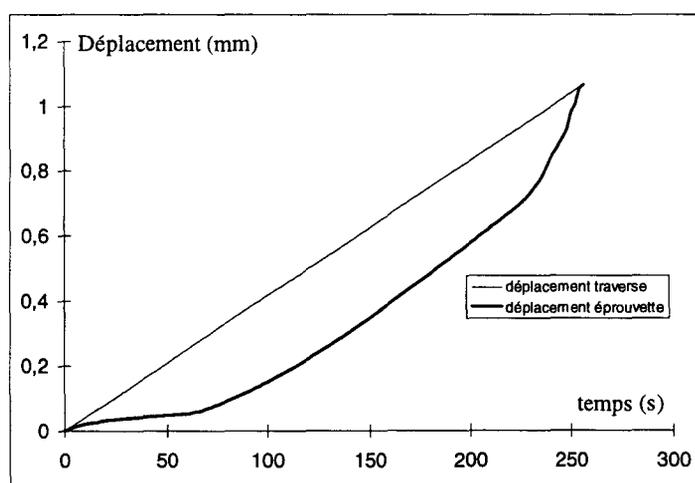


Figure III-7 : Déplacement traverse et déplacement éprouvette. 16MND5. AE2.

Le déplacement éprouvette est utilisé pour piloter le calcul grâce à la subroutine DISP d'ABAQUS permettant d'imposer un déplacement quelconque en fonction du temps.

Une opération supplémentaire a été nécessaire pour les essais réalisés à 280°C.

En effet, pour certains de ces essais, la courbe force en fonction du temps n'était pas linéaire lors de la première partie de la montée en charge. Ceci était dû à la mise en position des mors en début de chargement. En effet, afin d'éviter une élévation de température trop importante de la cellule de charge par conduction lors du chauffage, la traverse était abaissée pour éliminer le contact entre les deux parties des mors supérieurs. Avant essai, la traverse était remontée de manière à ce que les pièces entrent en contact, mais la mise en position n'était pas parfaite immédiatement dans certains cas. Aussi, au cours de la montée en charge, les pièces se mettaient peu à peu en position, induisant une montée en charge non linéaire.

Afin d'éliminer ce problème que nous ne pouvions prendre en compte dans les calculs, nous avons effectué un décalage de la base de temps. Pour cela, nous avons déterminé par régression linéaire l'équation d'une droite sur la deuxième partie de la montée en charge, et nous avons décalé la base de temps de manière à ce que l'ordonnée à l'origine de cette droite soit la plus proche de zéro possible. De cette manière et en éliminant les premières valeurs expérimentales, on obtient une montée en charge linéaire. L'opération réalisée est illustrée Figure III-8.

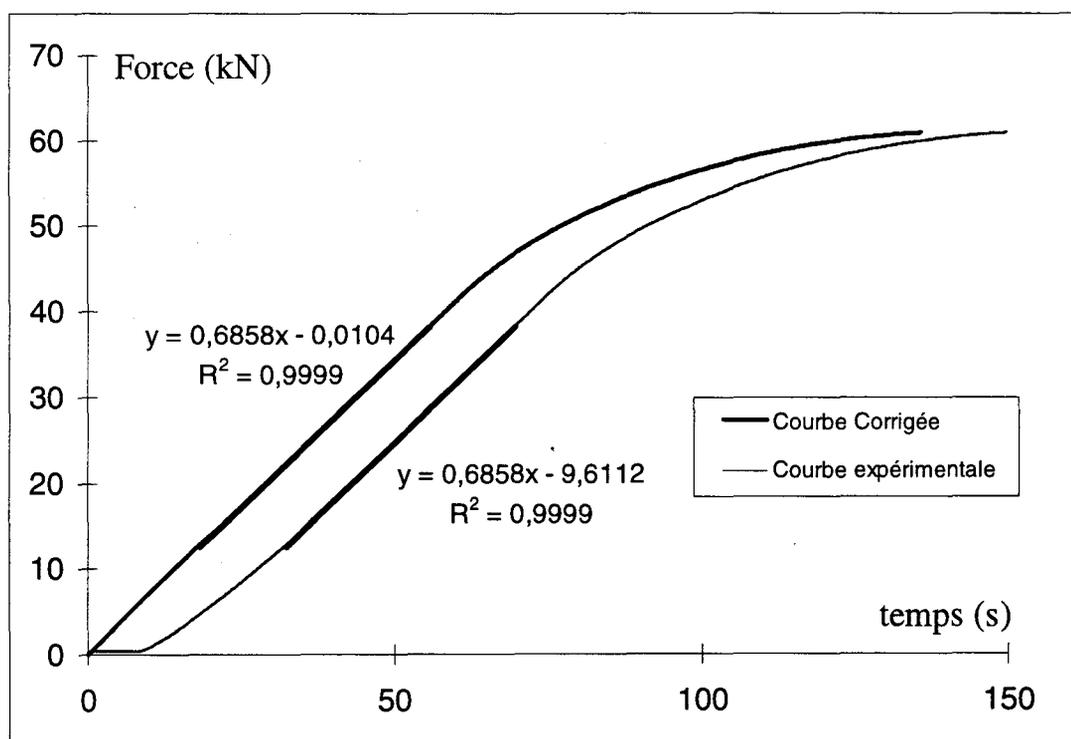


Figure III-8 : Courbes Charge - Temps expérimentale et corrigée. Essais à 280°C.

Il est à noter de plus que les fichiers expérimentaux ont été épurés, de manière à conserver une centaine de points de mesure, nombre suffisant pour obtenir un calcul d'écart

significatif entre courbes expérimentales et numériques. Cette opération a été effectuée de manière à conserver des points à intervalles de temps réguliers.

Après différents essais, nous avons retenu, pour la loi d'érouissage, un modèle de type LUDWIG défini par morceaux de la manière suivante :

- pour $0 < \epsilon_p \leq 0,05$ on utilise les valeurs obtenues par essai de traction
- pour $0,05 < \epsilon_p \leq 0,2$, $\sigma = \sigma_{01} + K_1 \epsilon_p^{n_1}$
- pour $0,2 < \epsilon_p \leq 0,5$, $\sigma = \sigma_{02} + K_2 \epsilon_p^{n_2}$
- pour $0,5 < \epsilon_p \leq 2$, $\sigma = \sigma_{03} + K_3 \epsilon_p^{n_3}$.

Les valeurs de σ_{01} , σ_{02} et σ_{03} sont calculées en fonction des données du morceau précédent, de manière à avoir continuité de la courbe d'érouissage.

Les paramètres ajustables du modèle sont K_1 , n_1 , K_2 , n_2 , K_3 , n_3 .

La détermination de ces paramètres a été effectuée à partir des trois géométries AE2, AE4 et AE10, en ne considérant que la partie des courbes avant amorçage de fissure.

Le calcul de l'écart entre simulation et expérience a été fait sur les valeurs de charge et de variation de diamètre. Ce calcul étant fait en valeurs absolues, les valeurs de charge ont été divisées par un facteur 100 et celles de variation de diamètre par 10^{-2} , de manière à donner autant de poids à chacune des deux grandeurs expérimentales.

III.2.3. : Résultats

Les paramètres des lois d'érouissage obtenus à température ambiante et à 280°C sont rassemblés dans le Tableau III-1.

Matériau	Temp.	σ_{01}	K_1	n_1	σ_{02}	K_2	n_2	σ_{03}	K_3	n_3
16MND5	Amb	61	839	0,140	65	827	0,135	122	777	0,155
	280°C	222	663	0,215	176	699	0,190	152	732	0,200
316L	Amb	184	1154	0,608	91	1179	0,500	227	916	0,152
	280°C	50	911	0,469	50	779	0,372	50	707	0,231
316Nb-RV	Amb	281	1243	0,689	212	1300	0,62	252	1180	0,55
	280°C	43	924	0,383	45	830	0,319	264	56	0,334
316Nb-RL	Amb	248	936	0,589	100	1300	0,557	100	1250	0,501
	280°C	193	881	0,654	100	774	0,409	100	665	0,191

Tableau III-1 : Paramètres des lois d'érouissage obtenus à température ambiante et à 280°C pour les quatre aciers étudiés.

Une comparaison des courbes Charge-Variation de diamètre obtenues numériquement et expérimentalement est présentée en annexe E, ainsi que les courbes d'érouissages à température ambiante et à 280°C.

Les résultats sont globalement satisfaisants, excepté pour les aciers de type 316Nb, sur les éprouvettes de géométrie AE2. La charge est dans ce cas surestimée. Nous n'avons pas trouvé un jeu de paramètres pour la courbe d'écrouissage, permettant d'obtenir de bons résultats sur les trois géométries à la fois.

Dans le cas de l'acier de type 316Nb-RV, ce problème peut être expliqué par l'endommagement important apparaissant en fin d'essai, comme nous l'avons vu au chapitre II.4.2.4. Un modèle de type élastoplastique est dans ce cas insuffisant pour permettre de simuler le comportement de ce matériau, à un état de chargement proche de la rupture ; et les écarts obtenus sont d'autant plus importants que la triaxialité est forte, le gradient d'endommagement étant alors plus important.

Dans le cas de l'acier de type 316Nb-RL, nous attribuons plutôt cet écart à un problème d'ordre expérimental. En effet, l'état de surface de la zone entaillée va, au cours du chargement, devenir très rugueux. Cette rugosité importante empêche l'extensomètre de se repositionner au fond de la gorge. Un défaut de positionnement initial de l'extensomètre de l'ordre de 0,1 mm suivant l'axe de chargement, induit de grandes différences au niveau de la mesure de la variation de diamètre, cette variation mesurée étant inférieure à celle en fond d'entaille. On obtient alors une dispersion expérimentale importante liée à la dispersion de positionnement initial, et un changement de pente de la courbe Charge-Variation de diamètre peu marqué au moment de la fissuration.

III.3.: Evolution du taux de triaxialité au cœur des éprouvettes AE

L'intérêt principal des éprouvettes de type AE est d'obtenir des taux de triaxialité différents au cœur des éprouvettes pour les différents rayons d'entaille. Il est donc intéressant d'étudier l'évolution des taux de triaxialité au cœur des éprouvettes pour les différents matériaux et températures de notre étude.

La Figure III-9 présente l'évolution du taux de triaxialité calculé au point d'intégration situé au plus près de l'axe de révolution et du plan de section minimale de l'éprouvette à température ambiante et la Figure III-10 présente la même évolution à 280°C.

Sur chaque courbe, le niveau de déformation plastique à l'amorçage de fissure pour les différents essais effectués est repéré par une croix. Ce niveau est associé à la moyenne des variations de diamètre à l'amorçage pour chaque matériau et chaque géométrie.

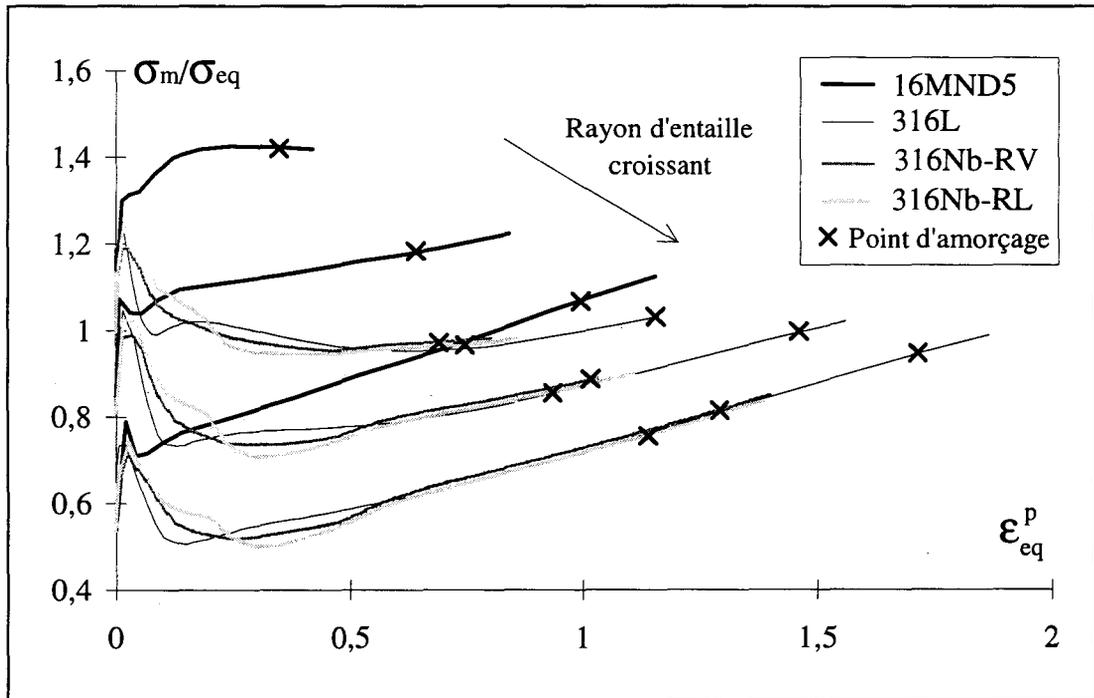


Figure III-9 : Evolution du taux de triaxialité au cœur des éprouvettes AE à température ambiante en fonction de la déformation plastique équivalente.

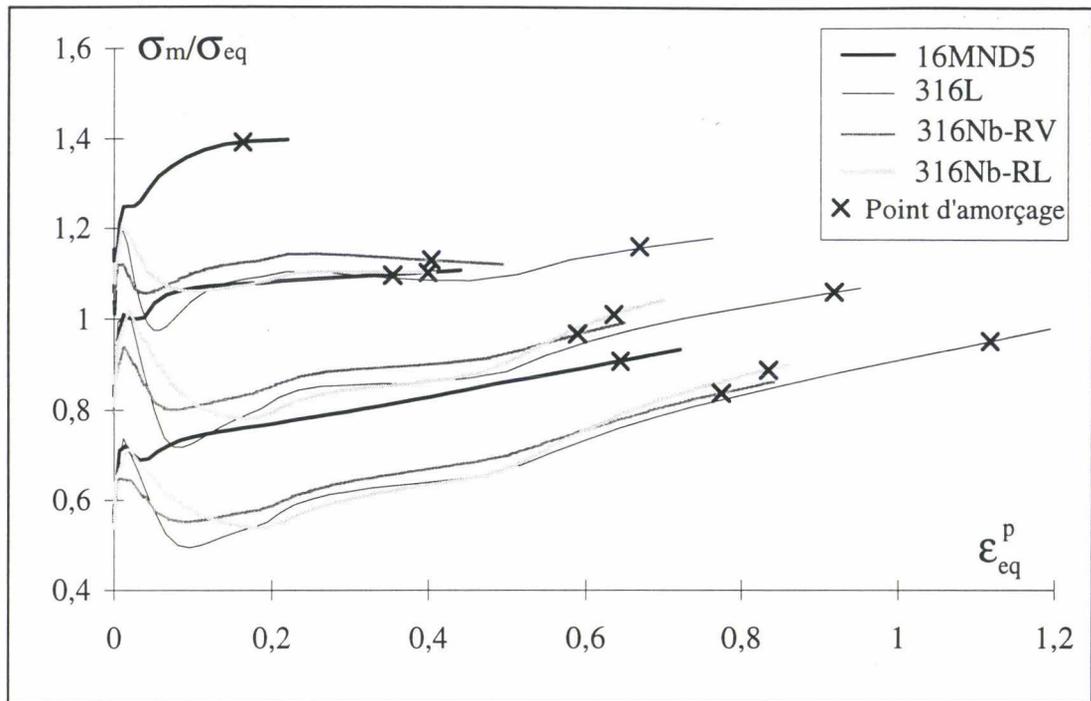


Figure III-10 : Evolution du taux de triaxialité au coeur des éprouvettes AE en fonction de la déformation plastique équivalente à 280°C.

Il apparaît nettement sur ces figures que les évolutions sont très différentes entre le 16MND5 et les aciers de type austénitique, aussi bien à température ambiante qu'à 280°C.

Les niveaux de triaxialité sont plus importants dans le cas de l'acier de type 16MND5 que dans le cas des aciers de type austénitique. Pour les trois aciers austénitiques, ils sont très proches. A température ambiante, les taux de triaxialité obtenus sur les différentes éprouvettes en acier 16MND5 sont supérieurs aux taux obtenus sur les aciers austénitiques. A 280°C, les valeurs obtenues pour des éprouvettes type AE4 et AE10 en 16MND5 sont voisines de celles obtenues sur des éprouvettes de types AE2 et AE4 respectivement, en acier austénitique.

La Figure III-11 présente les taux de triaxialité obtenus au cœur des éprouvettes pour une variation de diamètre correspondant à la valeur moyenne des variations de diamètre à l'amorçage de fissure, pour les essais à température ambiante, et la Figure III-12 pour les essais à 280°C.

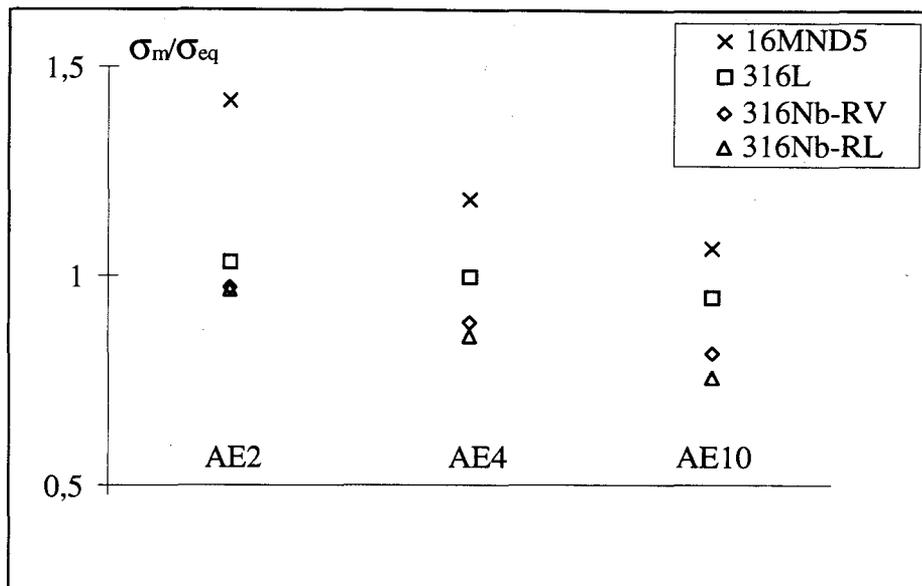


Figure III-11 : Taux de triaxialité au moment de l'amorçage de fissure en fonction du type d'éprouvette à température ambiante.

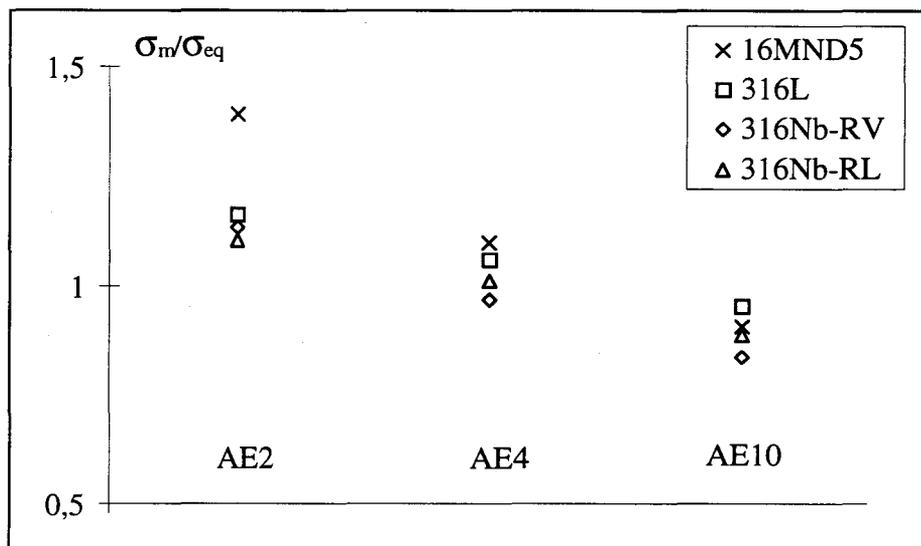


Figure III-12 : Taux de triaxialité au moment de l'amorçage de fissure en fonction du type d'éprouvette à 280°C.

L'influence du type d'éprouvette sur le taux de triaxialité est le plus marqué pour l'acier de type 16MND5, elle est plus faible dans le cas des aciers de type austénitique et plus particulièrement dans le cas de l'acier de type 316L à température ambiante. La gamme de valeurs de taux de triaxialité, au moment de l'amorçage de fissure, obtenues pour les aciers austénitiques, n'est pas donc pas très importante. Il serait intéressant de modifier la géométrie des éprouvettes de manière à obtenir une gamme de triaxialité plus importante. Une possibilité serait de réduire le rayon d'entaille, mais cela conduirait à des problèmes expérimentaux liés à la difficulté de mesure de la variation de diamètre.

III.4. : Détermination du paramètre de Rice - Tracey

III.4.1. : Méthode

Le paramètre de Rice-Tracey a été déterminé à partir des résultats des calculs élastoplastiques précédents sur éprouvettes axisymétriques entaillées.

A partir des champs de contraintes et de déformations calculés à chaque incrément, nous avons calculé, pour les 4 points d'intégration de l'élément situé au coeur de l'éprouvette, la valeur du paramètre $\text{Ln}(R/R_0)$ comme suit :

$$\text{Ln}\left(\frac{R}{R_0}\right)_i = \text{Ln}\left(\frac{R}{R_0}\right)_{i-1} + \frac{0,283}{2} \cdot \left(\exp\left(\frac{3\sigma_{mi}}{2\sigma_{eqi}}\right) + \exp\left(\frac{3\sigma_{mi-1}}{2\sigma_{eqi-1}}\right) \right) \cdot (\varepsilon_{eqi}^p - \varepsilon_{eqi-1}^p)$$

avec :

- i indice de l'incrément de calcul,
- σ_m contrainte hydrostatique,
- σ_{eq} contrainte équivalente de Von Mises.

De plus, la variation de diamètre a été calculée à chaque incrément de calcul à partir du déplacement radial du noeud situé en fond de gorge. Ainsi, nous connaissons la valeur du paramètre en fonction de la variation de diamètre. La valeur critique de ce paramètre a été calculée pour chaque essai à partir de la variation de diamètre à l'amorçage (définie dans l'Annexe A), par une simple interpolation linéaire entre les deux valeurs les plus proches obtenues par le calcul, de part et d'autre de l'amorçage.

Les courbes $\text{Ln}(R/R_0) - \Delta\emptyset$ obtenues pour chaque point d'intégration sont très proches, comme on peut le voir sur la Figure III-13 dans le cas d'une éprouvette AE2 en acier 316Nb-RL, indiquant que la finesse du maillage est suffisante pour rendre compte des champs de contraintes et déformations au centre de l'éprouvette.

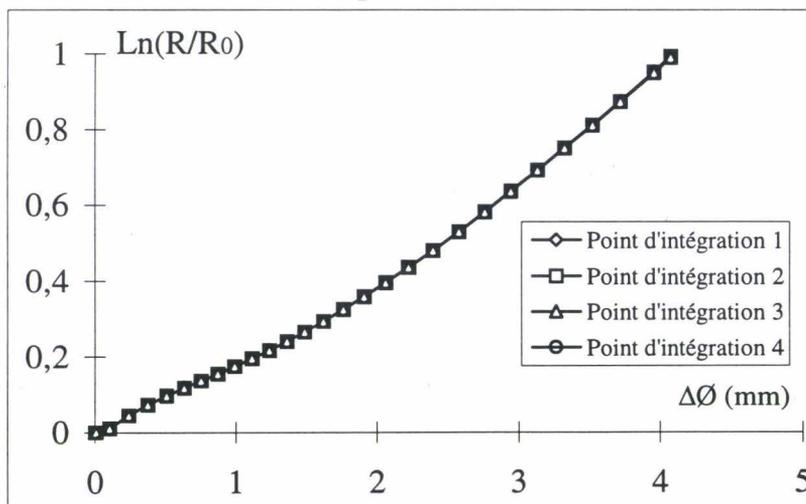


Figure III-13 : Courbes $\text{Ln}(R/R_0) - \Delta\emptyset$. Eprouvette AE2 en acier 316Nb-RL.
Température ambiante.

III.4.2. : Résultats

Les valeurs de $\ln(R/R_0)_c$ sont présentées, en fonction du type d'éprouvette, sur la Figure III-14 pour les essais à température ambiante, et sur la Figure III-15 pour les essais à 280°C.

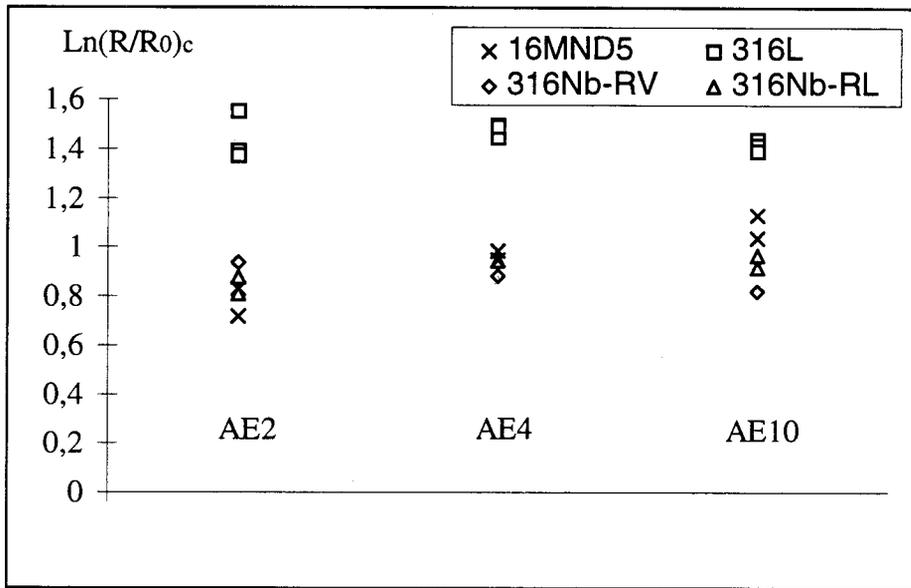


Figure III-14 : Paramètre critique de Rice-Tracey en fonction du type d'éprouvette. Température ambiante.

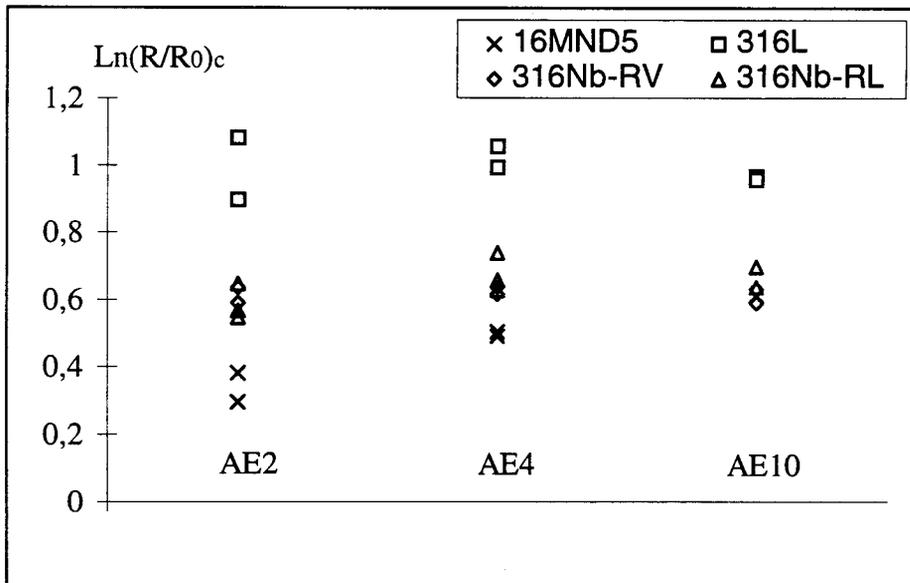


Figure III-15 : Paramètre critique de Rice-Tracey en fonction du type d'éprouvette. 280°C.

Les valeurs moyennes du paramètre $\ln(R/R_0)_c$ obtenues pour les différents matériaux et les différentes températures, sont rassemblées dans le Tableau III-2.

Matériau	Température	AE2	AE4	AE10
16MND5	Ambiante	0,784	0,978	1,082
	280°C	0,337	0,497	0,612
316L	Ambiante	1,433	1,482	1,418
	280°C	0,990	1,026	0,962
316NB-RV	Ambiante	0,951	0,880	0,808
	280°C	0,625	0,653	0,657
316NB-RL	Ambiante	0,875	0,972	0,9669
	280°C	0,596	0,666	0,668

Tableau III-2 : Valeurs du paramètre critique de Rice-Tracey $\ln(R/R_0)_c$.

La plus grande dispersion entre les différents résultats est obtenue pour les éprouvettes de type AE2, qui présentent les taux de triaxialité les plus importants, pour tous les matériaux et pour les deux températures. Seules les valeurs déterminées pour l'acier 16MND5 semblent présenter une dépendance vis à vis du type d'éprouvette, les valeurs les plus faibles étant obtenues pour la triaxialité la plus forte, c'est à dire pour l'éprouvette de type AE2. Aussi bien à température ambiante qu'à 280°C, les valeurs les plus importantes sont obtenues pour l'acier 316L ; les valeurs pour les deux aciers de type 316Nb sont du même ordre, inférieures à celles du 316L ; celles obtenues pour l'acier 16MND5 à température ambiante sont supérieures à celles des aciers 316Nb pour les éprouvettes de type AE10 et inférieures pour les éprouvettes AE2, et inférieures dans tous les cas à 280°C. Les valeurs obtenues à 280°C sont de l'ordre des 2/3 de celles obtenues à température ambiante pour les trois aciers de type austénitique, et de 50% pour le 16MND5. Cette diminution est liée à la diminution de la déformation à rupture observée lors de l'étude expérimentale.

La Figure III-16 présente les valeurs de $\ln(R/R_0)_c$ en fonction du taux de triaxialité atteint au moment de l'amorçage de fissure pour les essais à température ambiante, et la Figure III-17 celles pour les essais à 280°C.

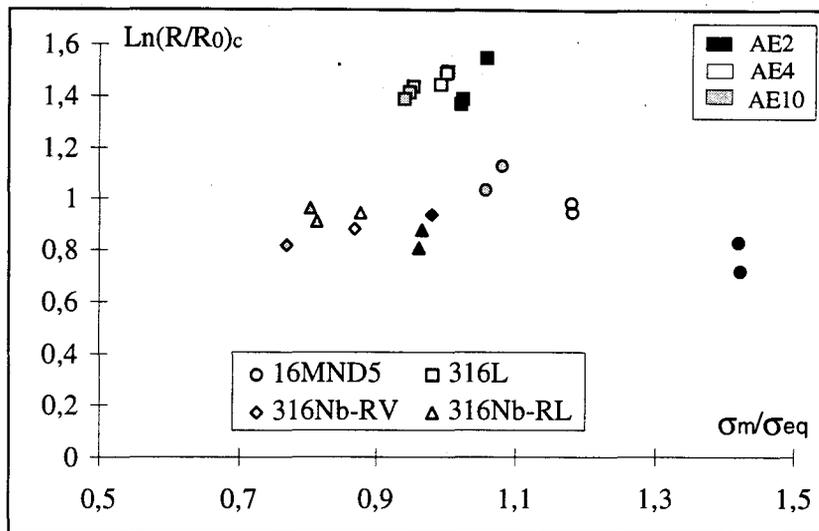


Figure III-16 : Paramètre critique de Rice-Tracey en fonction du taux de triaxialité au cœur de l'éprouvette à l'amorçage de fissure. Température ambiante.

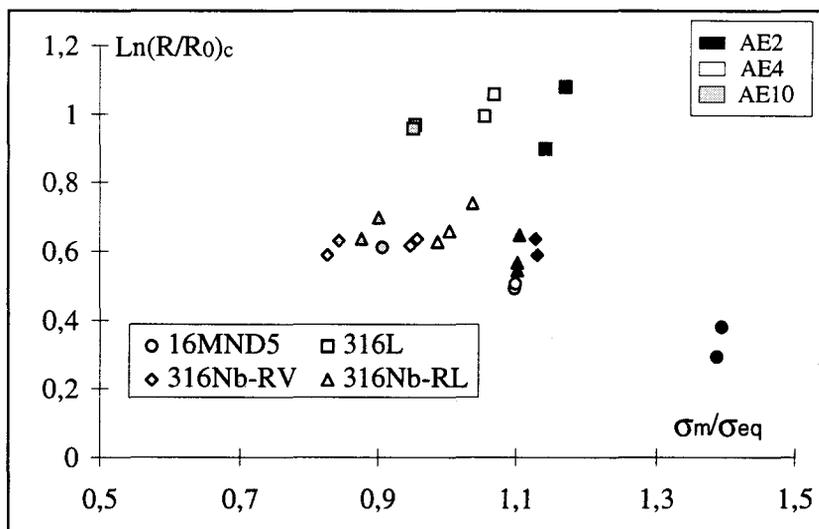


Figure III-17 : Paramètre critique de Rice-Tracey en fonction du taux de triaxialité au cœur de l'éprouvette à l'amorçage de fissure. 280°C.

A température ambiante, la gamme la plus importante de triaxialité est obtenue pour l'acier 16MND5, la plage étant de 0,4. En revanche, pour l'acier 316L, cette gamme est faible, de l'ordre de 0,1. Pour les aciers de type 316Nb, elle est plus étendue de l'ordre de 0,25.

A 280°C, on retrouve de même type de classement, mais la gamme de triaxialité obtenue est plus importante pour tous les aciers, en particulier dans le cas de l'acier 316L.

Il est alors difficile de conclure sur la dépendance de $\text{Ln}(R/R_0)_c$ vis à vis du taux de triaxialité dans le cas de l'acier 316L. De plus, les valeurs du taux de triaxialité sont assez faibles dans le cas des aciers de type austénitique, donc éloignées des valeurs atteintes dans le cas d'une structure fissurée.

Ce phénomène est lié au fait que les valeurs de triaxialité au cœur des éprouvettes atteignent des valeurs identiques pour des déformations importantes, comme on a pu le voir sur la Figure III-9.

La Figure III-18 présente la variation de $\text{Ln}(R/R_0)_c$ en fonction du taux de triaxialité au cœur de l'éprouvette pour les différents matériaux, à température ambiante.

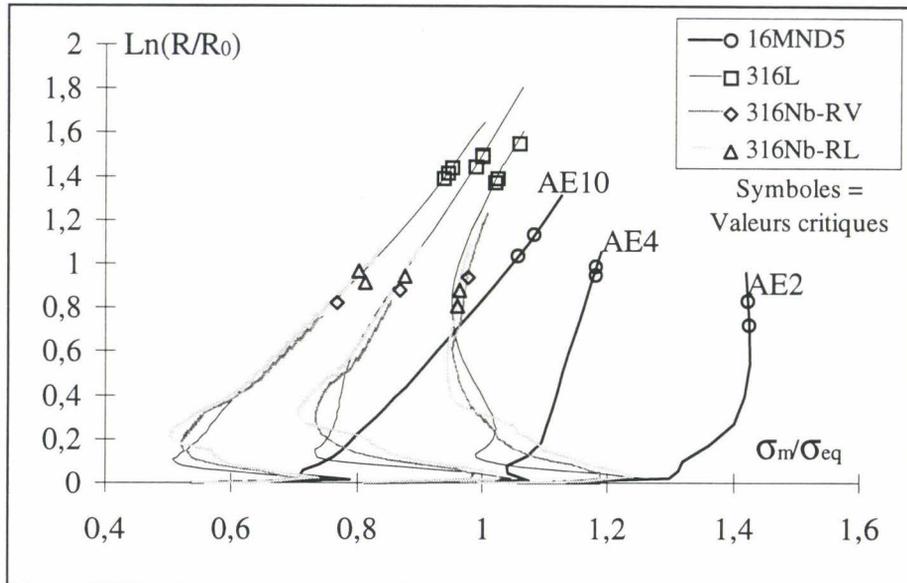


Figure III-18 : Evolution de $\text{Ln}(R/R_0)$ en fonction du taux de triaxialité pour les différentes éprouvettes et les différents matériaux, à température ambiante.

Les trajets de triaxialité suivis pour les aciers austénitiques se rejoignent pour des valeurs de $\text{Ln}(R/R_0)$ supérieures à 0,6, et les taux de triaxialité se rapprochent pour les différentes éprouvettes pour des niveaux de chargements importants. En revanche, les trajets suivis dans le cas du 16MND5 restent toujours éloignés les uns des autres.

Pour les aciers austénitiques, les valeurs de triaxialité obtenues au moment de la rupture sont donc liées au niveau de déformations atteint au moment de celle-ci. Dans le cas des aciers de type 316Nb, la rupture intervient alors que les courbes sont encore assez éloignées, pour l'acier 316L, elle intervient lorsque les courbes se sont rapprochées. Dans le cas de ce matériau, les trois géométries d'éprouvettes utilisées semblent donc insuffisantes pour couvrir une plage appréciable de triaxialité.

A 280°C, on retrouve le même type de phénomène, mais les niveaux de triaxialité sont toujours plus éloignés pour les différentes éprouvettes.

III.5. : Interprétation des résultats.

III.5.1. : Acier 16MND5

La Figure III-19 regroupe les paramètres critiques de Rice-Tracey obtenus pour l'acier 16MND5 à température ambiante et à 280°C dans le cadre de cette étude, et obtenus à 100°C et 300°C par Amar et Pineau [AMA85]

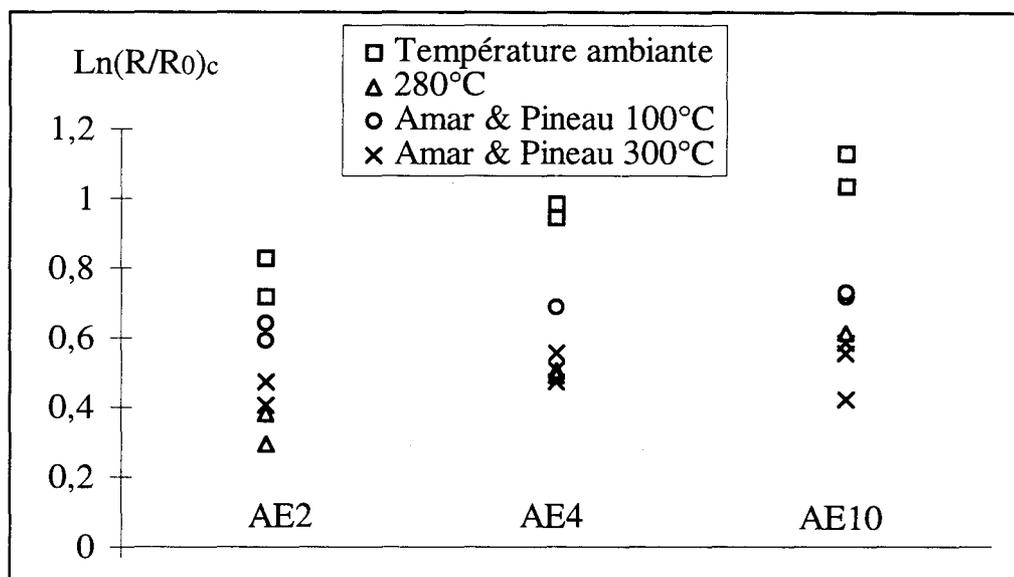


Figure III-19 : Paramètres critiques de Rice-Tracey en fonction du type d'éprouvette.
Acier 16MND5

Ces résultats montrent que pour le 16MND5, le paramètre critique de Rice-Tracey dépend du type d'éprouvette, donc du taux de triaxialité. Cette dépendance révèle une carence du modèle, liée à l'hypothèse d'existence d'une seule population d'inclusions qui vont créer des cavités dès le début de la déformation plastique. Dans le cas où il existe une germination de cavités pour des déformations plastiques plus importantes, elle ne sont pas prises en compte par le modèle. [PIN92]. Or, l'observation des faciès de rupture (Chapitre II.4.1.1.) a mis en évidence trois types de cupules sur le 16MND5 : des grosses cupules (>100 μm), des cupules de taille moyenne (10 à 20 μm) et des fines cupules ($\approx 5 \mu\text{m}$). On peut considérer que les cavités ayant conduit aux plus grosses cupules ont commencé à se former dès le début de l'essai, pour des déformations plastiques faibles, alors que les cupules de taille moyenne ont du se former au cours du chargement, pour des déformations plastiques plus importantes. Les cupules fines se sont sans doute formées au moment de la rupture, lors de la coalescence des cavités de tailles plus importantes.

Par ailleurs, les paramètres critiques obtenus à 280°C sont inférieurs de 50% à ceux obtenus à température ambiante, montrant une forte diminution de la résistance à la déchirure avec l'augmentation de température.

Les paramètres que nous avons obtenus sont en bonne corrélation avec ceux obtenus par Amar et Pineau [AMA85] à 100° et 300°C sur un acier du même type (C=0,161%, S=0,0036% Mn=1,33%).

III.5.2. : Acier 316L

La Figure III-20 regroupe les paramètres critiques de Rice-Tracey obtenus dans le cas de l'acier 316L, à température ambiante et à 280°C.

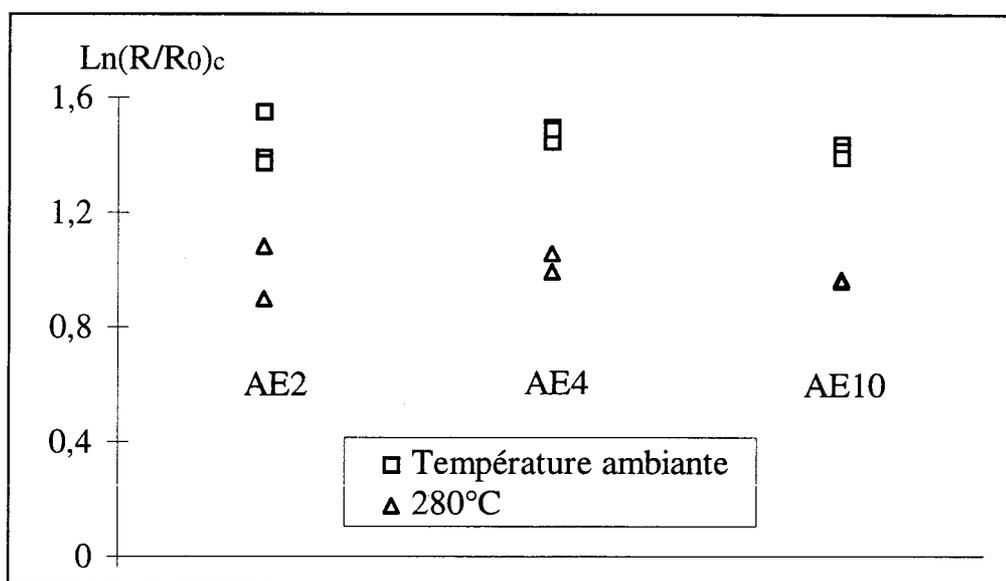


Figure III-20 : Paramètres critiques de Rice-Tracey en fonction du type d'éprouvette.
Acier 316L

Ces paramètres sont nettement plus élevés que ceux obtenus pour l'acier 16MND5, montrant la grande résistance à la déchirure de ce type de matériau. Ces paramètres ne dépendent quasiment pas du type d'éprouvette, aussi bien à température ambiante qu'à 280°C. Il est en revanche difficile de conclure sur la dépendance vis à vis du taux de triaxialité, puisque les valeurs atteintes au moment de la rupture sont sensiblement identiques (cf Figure III-16).

Les valeurs importantes obtenues sont en adéquation avec la teneur inclusionnaire de ce matériau. En effet, nous avons vu au Chapitre II.1.4.2. que le 316L contenait peu d'inclusions et de petite taille ($\approx 5 \mu\text{m}$). Les cavités qui s'amorcent sur ces inclusions sont de petite taille et ont la possibilité de croître beaucoup avant leur coalescence, du fait de la grande ductilité de la matrice austénitique.

Les valeurs obtenues à 280°C sont de l'ordre des 2/3 de celles obtenues à température ambiante ; cette diminution est moins importante que pour l'acier 16MND5.

III.5.3. : Acier 316Nb-RV

La Figure III-21 regroupe les paramètres critiques de Rice-Tracey obtenus pour l'acier 316Nb-RV à température ambiante et à 280°C

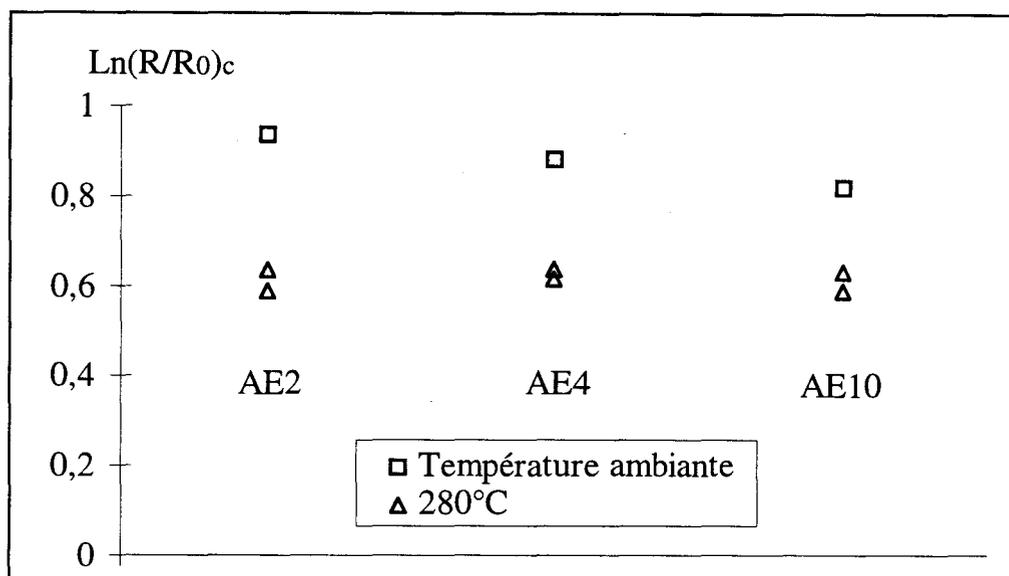


Figure III-21 : Paramètres critiques de Rice-Tracey en fonction du type d'éprouvette.
Acier 316Nb-RV.

Les paramètres obtenus à température ambiante semblent dépendre légèrement du type d'éprouvette, mais un seul essai a été effectué pour chaque type de géométrie ; il serait intéressant de compléter ces résultats de manière à voir comment se place la bande de dispersion. De plus, les valeurs obtenues suggèrent que la ténacité augmenterait avec le taux de triaxialité, ce qui semble surprenant. A 280°C, les valeurs obtenues ne semblent pas dépendre du type d'éprouvette.

Les valeurs obtenues pour cet acier sont moins élevées que celles relatives à l'acier 316L. Bien que le comportement élastoplastique de ces deux aciers soit voisin, leur comportement en rupture est très différent. Ceci est lié à leurs teneurs très différentes en inclusions. L'acier 316Nb-RV contient un nombre important de carbonitrides de niobium qui vont rapidement être des sites de germination de cavités. De plus, la taille et la densité de ces carbonitrides est plus importante que celles des inclusions d'aluminosilicates contenues dans le 316L. Les cavités initiées sur ces carbonitrides ne pourront donc pas évoluer autant que les cavités dans l'acier 316L avant d'arriver au point de coalescence, ce qui est cohérent avec les observations des faciès de rupture : la taille des cupules dans l'acier 316L est de l'ordre de 50 μm , tandis qu'elle est de l'ordre de 25 μm dans l'acier 316Nb-RV.

Comme pour l'acier 316L, les paramètres à 280°C sont de l'ordre des 2/3 de ceux à température ambiante.

III.5.4. : Acier 316Nb-RL

La Figure III-22 regroupe les paramètres critiques de Rice-Tracey obtenus pour l'acier 316Nb-RL, à température ambiante et à 280°C.

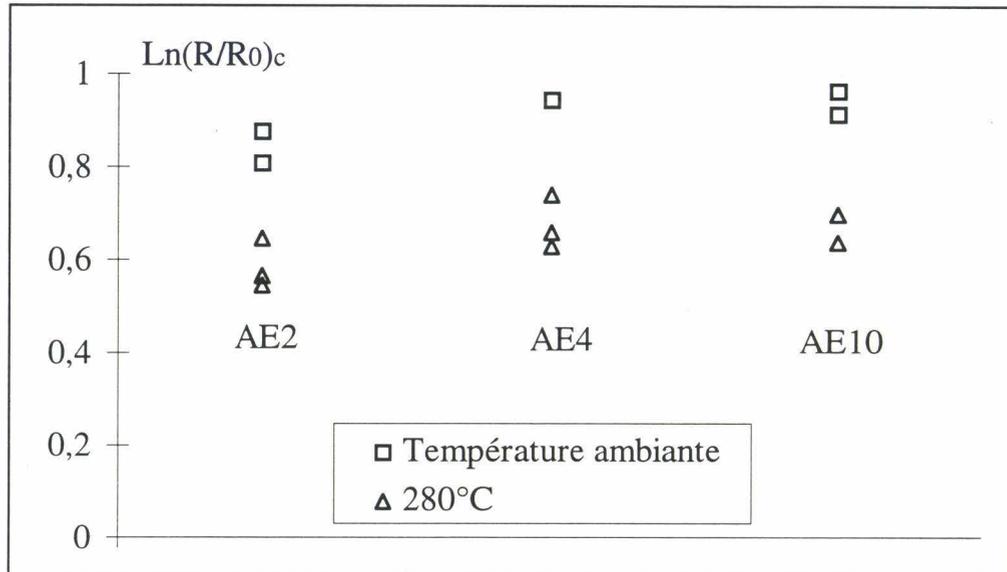


Figure III-22 : Paramètres critiques de Rice-Tracey en fonction du type d'éprouvette.
Acier 316Nb-RL

Aussi bien à 280°C qu'à température ambiante, ce paramètre augmente légèrement lorsque le rayon d'entaille des éprouvettes augmente. Les valeurs obtenues sont légèrement supérieures à celles obtenues pour l'acier 316Nb-RV. Les observations présentées au Chapitre II.1.3.4. ont montré que les tailles et densités de carbonitrides de niobium étaient moins importantes dans cet acier que dans le 316Nb-RV. Cependant, le comportement au moment de la coalescence est différent. L'observation des faciès de rupture du 316Nb-RL a montré que ceux-ci étaient très tourmentés, avec des zones importantes de cupules très fines, sans doute créées au moment de la coalescence. Le fait que les valeurs obtenues pour les aciers type 316Nb soient voisines ne peut donc pas être simplement expliqué par des teneurs inclusionnaires différentes, les mécanismes de coalescence étant également différents.

Comme pour l'acier 316Nb-RV, les paramètres obtenus sont inférieurs à ceux obtenus pour l'acier de type 316L.

Ceux-ci sont par ailleurs, à 280°C, de l'ordre des 2/3 de ceux obtenus à température ambiante.

III.6. : Conclusion

Les valeurs critiques du paramètre de Rice-Tracey obtenues pour les quatre matériaux sont en relation avec leurs teneurs inclusionnaires respectives. Le 316L contenant le moins d'inclusions présente les valeurs les plus importantes, les aciers 316Nb-RV et 316Nb-RL, présentent des valeurs similaires et intermédiaires ; en revanche l'acier 16MND5 présente les valeurs les plus faibles.

Seuls les résultats obtenus pour l'acier 16MND5 semblent présenter une dépendance nette avec le taux de triaxialité, les valeurs étant plus faibles pour les taux de triaxialité les plus élevés.

Globalement, les valeurs critiques du paramètre de Rice - Tracey diminuent avec la température, phénomène lié pour le 16MND5 à une fragilisation à haute température et pour les aciers austénitiques à une diminution du coefficient d'écroutissage induisant une diminution de la déformation à rupture.

Dans le cas des aciers de type austénitique et plus particulièrement pour le 316L, les géométries d'éprouvettes utilisées semblent insuffisantes pour conclure sur la dépendance des résultats vis à vis du taux de triaxialité. De plus, les valeurs de triaxialité obtenues sont assez faibles et peut-être trop éloignées des valeurs qui seraient obtenues sur une structure fissurée.

Le comportement au moment de la coalescence est également un paramètre important. Les aciers de type 316Nb, bien qu'ayant des teneurs en carbonitrures de niobium différentes, présentent des valeurs similaires du paramètre $\ln(R/R_0)_c$. Ceci peut être lié à des comportements différents au moment de la coalescence des cavités.

La ductilité de la matrice joue un rôle important également, une grande ductilité permettant une plus grande croissance des cavités avant apparition de la coalescence (cas du 316L en particulier).

En résumé, trois facteurs sont à prendre en compte :

- la teneur inclusionnaire, avec en particulier la taille, la densité et la forme des inclusions,
- la ductilité de la matrice du matériau,
- le pourcentage de la surface de rupture présentant de fines cupules, indicateur de l'importance du phénomène de coalescence.

IV. : APPLICATION DU MODELE DE
GURSON-TVERGAARD

SOMMAIRE DU CHAPITRE IV

IV. : APPLICATION DU MODELE DE GURSON - TVERGAARD.....	IV-1
IV.1. : DÉFINITION DU MODÈLE	IV-3
IV.2. : RÉSULTATS	IV-4
IV.3. : VALIDATION DE LA MÉTHODE DE DÉTERMINATION DES COURBES D'ÉCROUISSAGE	IV-6
IV.4. : INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS.	IV-9
IV.4.1. : <i>Comparaison des paramètres obtenus pour les différents aciers et les différentes températures.....</i>	<i>IV-9</i>
IV.4.2. : <i>Evolution de la fraction volumique de cavités au cours du chargement.</i>	<i>IV-11</i>
IV.4.2.1 Acier 16MND5	IV-12
IV.4.2.2 Acier 316L	IV-14
IV.4.2.3 Acier 316Nb-RV	IV-16
IV.4.2.4 Acier 316Nb-RL	IV-18
IV.4.2.5 : Conclusion.....	IV-20
IV.5. D'UN ESSAI SUR ÉPROUVETTE CT EN 16MND5 À PARTIR DU MODÈLE DE GURSON-TVERGAARD.....	IV-21
IV.5.1. : <i>Essai réalisé.....</i>	<i>IV-21</i>
IV.5.2. : <i>Modélisation 2D</i>	<i>IV-23</i>
IV.5.3. : <i>Modélisation 3D</i>	<i>IV-25</i>
IV.5.4. : <i>Influence du type d'éléments.</i>	<i>IV-27</i>
IV.6. CONCLUSION	IV-33

Dans ce chapitre, nous présentons le modèle de Gurson-Tvergaard que nous avons utilisé, la méthode mise en œuvre pour déterminer les différents paramètres du modèle et les résultats obtenus. La simulation d'une éprouvette CT en acier 16MND5, permettant de déterminer la taille de maille pertinente liée au modèle, est ensuite présentée.

IV.1. : Définition du modèle

Le modèle que nous avons utilisé est le modèle standard de la bibliothèque ABAQUS.

Il intègre le potentiel de Gurson modifié par Tvergaard grâce à l'option POROUS METAL PLASTICITY.

Le modèle est défini par la loi de dissipation suivante :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2fq_1 \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - q_3f^2$$

Les paramètres du modèle sont q_1 , q_2 et q_3 , ainsi que la densité initiale du matériau $d=1-f_0$, f_0 étant la fraction volumique initiale de cavités du matériau. Nous avons utilisé pour q_1 , q_2 et q_3 les valeurs les plus citées dans la littérature, à savoir $q_1=1,5$, $q_2=1$ et $q_3=q_1^2=2,25$.

La densité initiale $d=1-f_0$ a été déterminée par résolution inverse.

La loi de croissance de cavités est définie par :

$$df = (1-f) d\epsilon_p : \mathbf{I}$$

Au potentiel de dissipation est adjoint le modèle de germination proposé par Chu et Needleman, grâce à l'option VOID NUCLEATION, défini par :

$$df_g = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_{eq}^p - \epsilon_N}{S_N}\right)^2\right) d\epsilon_{eq}^p$$

Les paramètres à déterminer sont f_N , la fraction volumique de germination, ϵ_N la déformation moyenne de germination, et S_N l'écart type.

Le critère de rupture proposé par Tvergaard et Needleman, modifiant l'évolution de la fraction volumique de porosités au delà d'une fraction volumique critique f_c (cf Chapitre I.3.4) n'a pas été utilisé (il n'est pas disponible en standard dans ABAQUS).

Les lois d'érouissage déterminées précédemment ont été utilisées comme lois d'érouissage des matériaux vierges.

Les paramètres à identifier étaient f_0 , f_N , ϵ_N et S_N .

Ces paramètres ont été déterminés par résolution inverse, à l'aide du logiciel SiDoLo. Les grandeurs mesurables utilisées pour le calcul de l'écart simulation-expérience étaient, comme précédemment, la force et la variation de diamètre.

L'identification des paramètres a été effectuée à partir des données des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées. La base expérimentale a été épurée de manière à utiliser peu de points pour le début de l'essai, où l'endommagement est faible, et un nombre plus

important de points en fin d'essai. Ceci permet de donner plus de poids aux points correspondant au niveau d'endommagement le plus fort, lors du calcul d'écart, facilitant ainsi le processus de résolution.

De plus, dans le cas où il n'avait pas été possible expérimentalement d'enregistrer la fin de l'essai, la rupture ayant été trop brutale (cf Chapitre II.3), les données expérimentales ont été complétées artificiellement par extrapolation, de manière à avoir un nombre de données suffisant pour obtenir un calcul d'écart entre simulation et expérience significatif de l'endommagement.

Pour la détermination des paramètres à 280°C, nous avons repris comme valeurs initiales de l'identification le jeu de paramètres obtenu à température ambiante, en ne modifiant que la valeur de ϵ_N , pour laquelle nous avons pris la moitié de la valeur obtenue à température ambiante. En effet, tous les autres paramètres sont plutôt liés à la structure du matériau ; seule ϵ_N qui est liée au comportement mécanique, est susceptible de changer avec la température. Il est à noter toutefois qu'il s'agit là de paramètres initiaux pour la résolution, les paramètres identifiés in fine peuvent être très différents.

IV.2. : Résultats

Les paramètres d'endommagement du modèle de Gurson-Tvergaard ainsi identifiés sont rassemblés dans le Tableau IV-1.

Matériaux	Température	f_0	f_N	ϵ_N	S_N
16MND5	Ambiante	$3,56 \cdot 10^{-4}$	$2,37 \cdot 10^{-3}$	0,628	0,085
	280°C	$3,88 \cdot 10^{-4}$	$1,154 \cdot 10^{-2}$	0,1	0,096
316L	Ambiante	$5,29 \cdot 10^{-5}$	$1,15 \cdot 10^{-3}$	0,535	0,10
	280°C	$5,29 \cdot 10^{-5}$	$1,19 \cdot 10^{-3}$	0,187	0,08
316Nb-RV	Ambiante	$1,0 \cdot 10^{-3}$	$1,02 \cdot 10^{-2}$	0,628	0,10
	280°C	$1,0 \cdot 10^{-3}$	$1,01 \cdot 10^{-2}$	0,303	0,10
316Nb-RL	Ambiante	$1,59 \cdot 10^{-3}$	$9,80 \cdot 10^{-3}$	1,07	0,14
	280°C	$1,59 \cdot 10^{-3}$	$9,80 \cdot 10^{-3}$	0,5	0,1428

Tableau IV-1: Paramètres du modèle de Gurson-Tvergaard obtenus par résolution inverse.

Les courbes Charge-Variation de diamètre obtenues expérimentalement et numériquement sont présentées dans l'annexe F. Ces résultats sont globalement satisfaisants hormis dans le cas de l'acier 316Nb-RV à température ambiante pour la géométrie de type AE2.

Le point d'amorçage de fissure est dans ce cas surestimé par le calcul. Il ne nous a pas été possible de déterminer un jeu de paramètres permettant d'obtenir de bons résultats sur les trois géométries. Ceci peut être dû à une erreur de mesure de la variation de diamètre. En effet, la surface de l'éprouvette devient très rugueuse au cours du chargement, et l'extensomètre ne peut se repositionner en fond d'entaille. Or, une erreur de positionnement de l'ordre du dixième de mm suivant l'axe vertical peut induire des différences de mesure de variation de diamètre assez importantes.

La Figure IV-1 présente les courbes Charge-Variation de diamètre en choisissant comme points de calcul de la variation de diamètre différents noeuds situés sur le rayon d'entaille. On y observe l'influence d'une erreur de positionnement vertical.

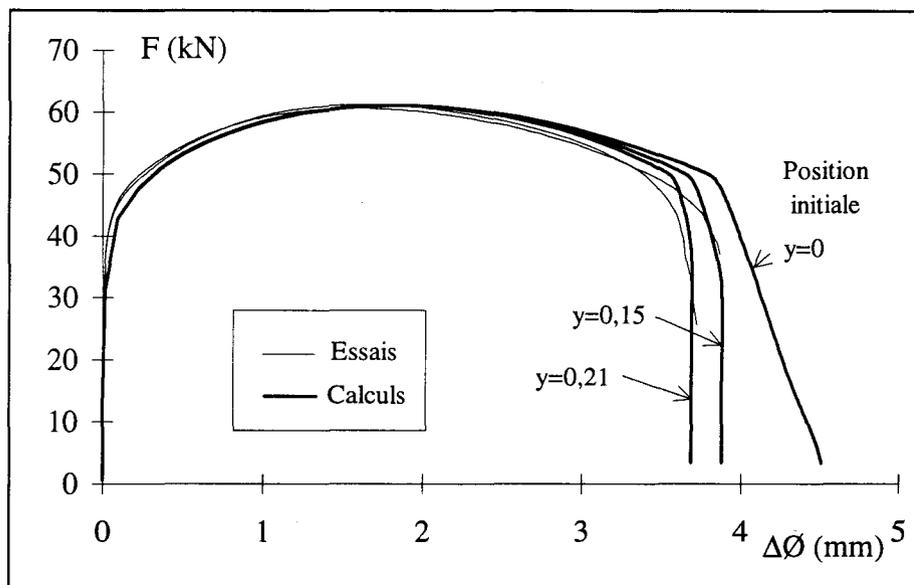


Figure IV-1 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentales et numériques pour différents points de mesure du diamètre. Acier 316Nb-RL. Eprouvette AE2.

Température ambiante.

Notons qu'une erreur de positionnement vertical de 0,15 mm, l'erreur initiale sur le diamètre n'est que de 12 μm . Au niveau expérimental, il est possible d'assurer une bonne mise en position de perpendicularité du plan de mesure avec l'axe de l'éprouvette ; en revanche il est difficile de garantir la position axiale au minimum de la section.

Néanmoins, il subsiste un écart sur la charge en fin de calcul qui ne peut être expliquée.

IV.3. : Validation de la méthode de détermination des courbes d'écrouissage

Nous avons vu, dans le chapitre précédent, que les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées ont été utilisés à la fois pour la détermination de la courbe d'écrouissage des différents matériaux et pour celle des paramètres d'endommagement. On peut alors s'interroger sur la validité de la méthode de détermination de la loi de comportement, puisqu'elle est faite sur un matériau qui, en cours d'essai, s'endommage jusqu'à sa ruine complète. Néanmoins, les observations effectuées sur des coupes d'éprouvettes chargées à plus de 85% du niveau de déformation à rupture (Chapitre II.5.) ont montré que même pour un niveau de chargement aussi important, l'endommagement, en terme de nombre et taille de cavités, reste très faible. Les résultats en Charge-Variation de diamètre obtenus à partir d'un calcul purement élastoplastique et à partir du modèle de Gurson-Tvergaard sont comparés sur la Figure IV-2, ainsi que l'évolution du taux de porosités sur l'élément le plus endommagé au centre de l'éprouvette. Ces résultats montrent qu'une fraction volumique de cavités de moins de 2 % au centre de l'éprouvette n'induit pas d'effet sur la courbe Charge-Variation de diamètre.

De plus, dans le cas d'un endommagement plus important, comme celui observé sur l'acier 316Nb-RV (Chapitre II.5.3.), il ne nous a pas été possible de déterminer une courbe d'écrouissage permettant de rendre compte de la diminution de charge, avant amorçage de fissure, chute de charge liée à cet endommagement important. La Figure IV-3 compare les courbes Charge-Temps expérimentales et numériques pour les essais à température ambiante. On y remarque que ces courbes divergent, au fur et à mesure que l'on se rapproche du point de rupture, le calcul élastoplastique surestimant la charge. En revanche dans le cas de l'acier 316L (Figure IV-4), ce phénomène n'est pas observé, ce qui est en corrélation avec les observations effectuées : l'endommagement y reste faible, même pour un chargement correspondant à 95% du chargement à rupture.

Nous pouvons donc conclure que la méthode utilisée pour déterminer la courbe d'écrouissage du matériau est valide, l'endommagement apparaissant au cœur du matériau n'influençant que peu les résultats obtenus.

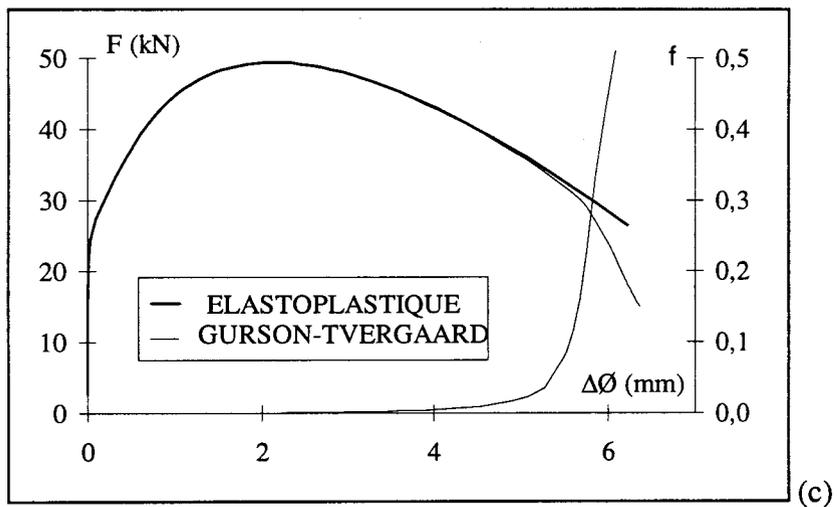
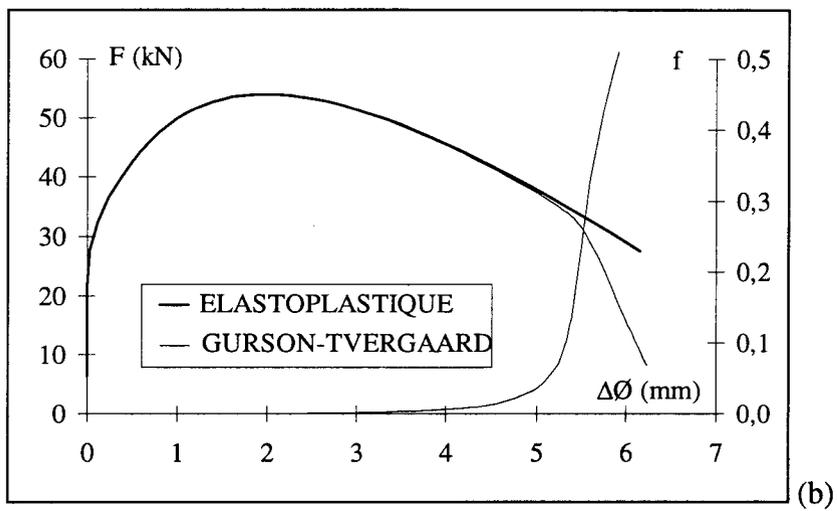
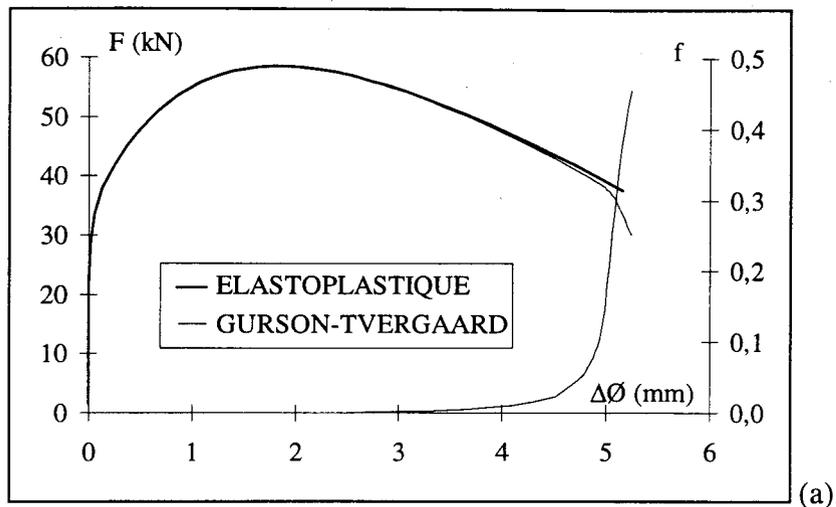


Figure IV-2 : Comparaison des résultats obtenus à partir d'un modèle élastoplastique et du modèle de Gurson -Tvergaard. Acier 316L. AE2 (a), AE4 (b), AE10 (c).

Température ambiante.

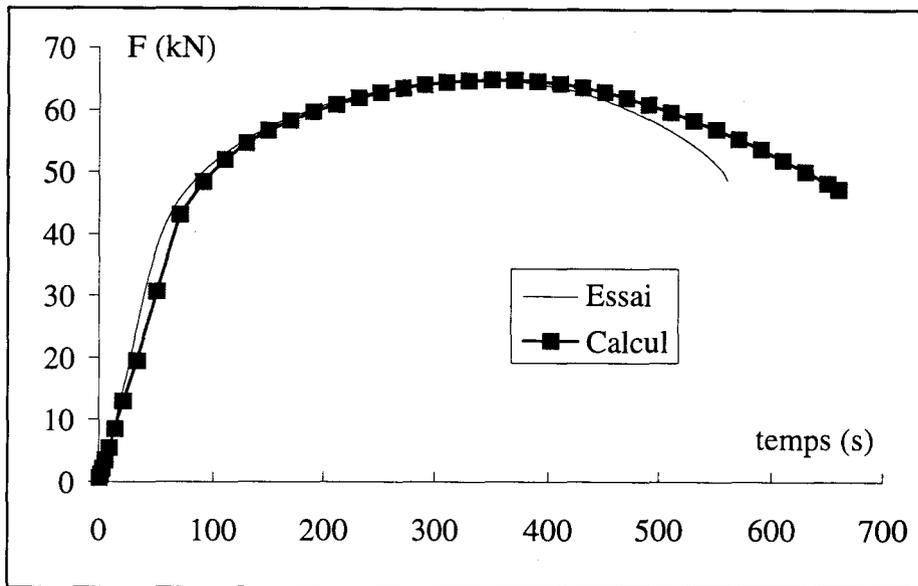


Figure IV-3 : Comparaison des courbes Charge-Temps expérimentale et numérique.
Eprouvette AE2. Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

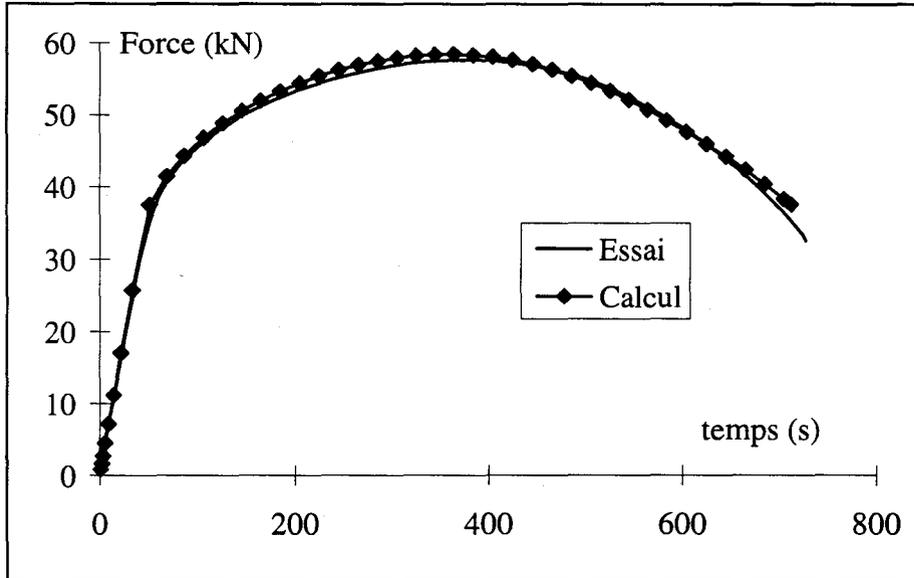


Figure IV-4 : Comparaison des courbes Charge-Temps expérimentale et numérique.
Eprouvette AE2. Acier 316L. Température ambiante.

IV.4. : Interprétation des résultats.

IV.4.1. : Comparaison des paramètres obtenus pour les différents aciers et les différentes températures.

La Figure IV-5 compare les paramètres f_0 identifiés pour les différents aciers, à température ambiante et à 280°C.

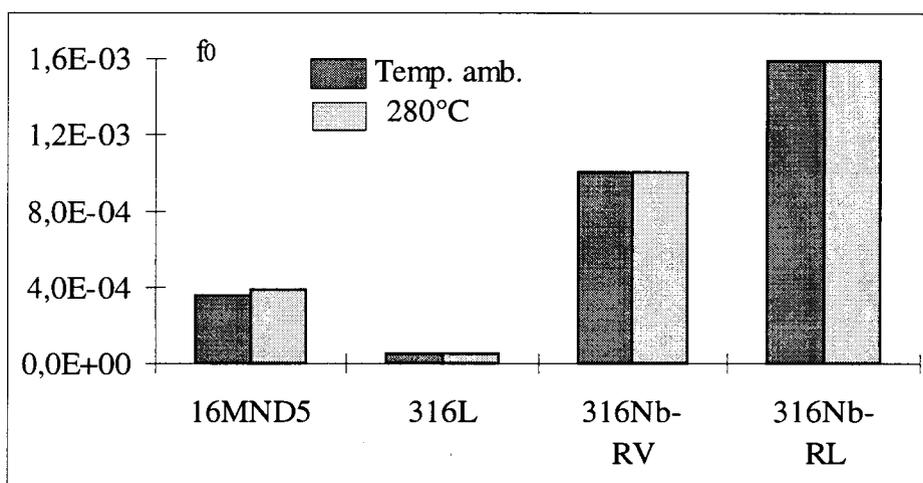


Figure IV-5 : Comparaison des valeurs de f_0 .

Les valeurs à température ambiante et à 280°C sont identiques, sauf dans le cas de l'acier 16MND5, pour lequel la valeur de f_0 identifiée à 280°C est très légèrement supérieure à celle obtenue à température ambiante.

Les valeurs les plus faibles sont celles de l'acier 316L, puis viennent l'acier 16MND5, l'acier 316Nb-RV et enfin l'acier 316Nb-RL.

La valeur obtenue pour l'acier 316Nb-RL est plus importante que celle obtenue pour l'acier 316Nb-RV, ce qui est assez surprenant ; en effet les observations effectuées sur échantillon poli semblaient montrer que la teneur en carbonitrides de niobium était plus importante dans le second que dans le premier. Mais les observations effectuées sur les faciès de rupture ont montré que les comportements de ces deux matériaux étaient différents au moment de la coalescence ; les zones de cupules de petite taille, formées au moment de la coalescence, représentent une proportion plus importante du faciès de rupture dans l'acier 316Nb-RL que dans l'acier 316Nb-RV. Or, le modèle que nous avons utilisé n'intègre pas le modèle de Tvergaard-Needleman qui, grâce à une accélération de l'évolution de la fraction volumique de cavités à partir d'une certaine fraction volumique critique f_c , permet de simuler cette coalescence. Il est probable que l'utilisation de ce modèle aurait conduit à des valeurs très différentes de f_c pour ces deux matériaux, avec une valeur plus faible pour l'acier 316Nb-RL. Sans ce modèle, il faut augmenter artificiellement la valeur de f_0 afin d'obtenir de bons résultats en terme de point d'amorçage de fissure sur les éprouvettes AE. Ceci conduit à surestimer l'endommagement tout au long du calcul.

La Figure IV-6 compare les paramètres f_N identifiés pour les différents aciers, à température ambiante et à 280°C.

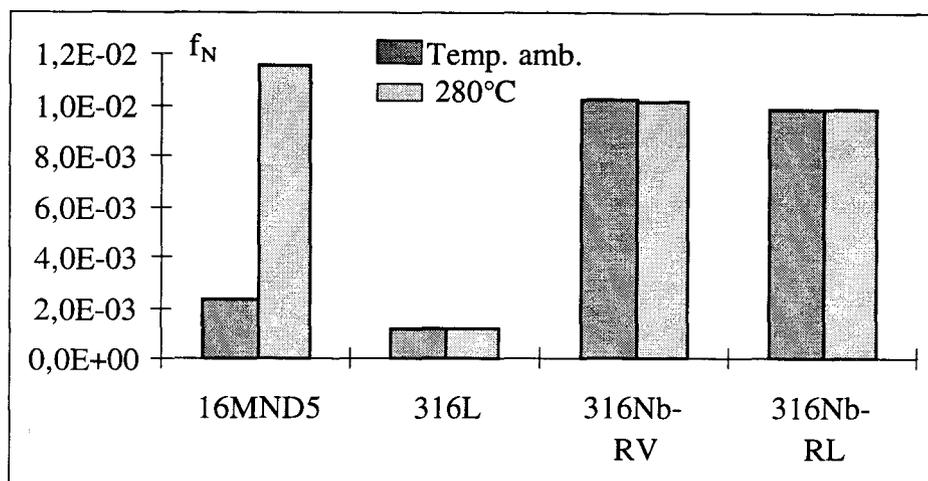


Figure IV-6 : Comparaison des valeurs de f_N .

On retrouve une classification similaire à celle obtenue pour le paramètre f_0 . Dans le cas de l'acier de type 16MND5, le paramètre f_N est beaucoup plus important à température ambiante qu'à 280°C. En effet, lors du processus d'identification, la valeur de f_0 n'a pas beaucoup évolué et il n'est pas possible de diminuer suffisamment le paramètre ϵ_N pour simuler correctement l'amorçage de fissure ; il faut donc augmenter f_N .

la Figure IV-7 compare les paramètres ϵ_N identifiés pour les différents aciers, à température ambiante et à 280°C.

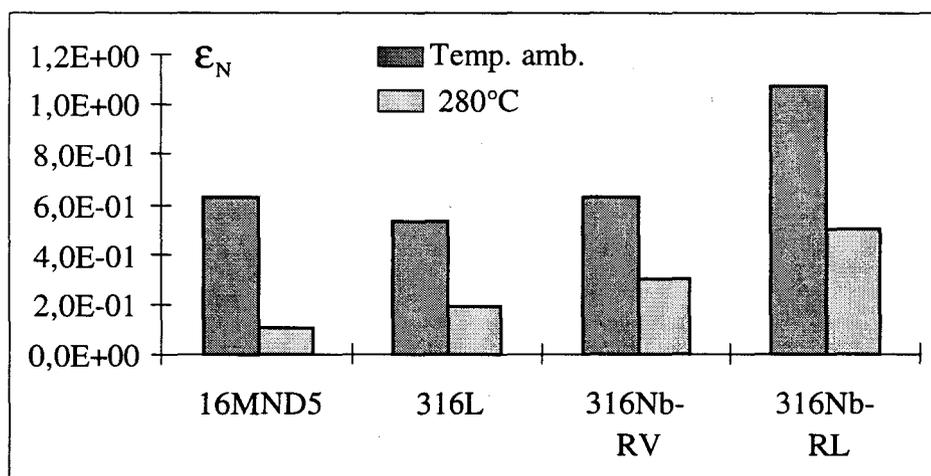


Figure IV-7 : Comparaison des résultats obtenus pour ϵ_N .

Pour les aciers de type austénitique, les valeurs obtenues à 280°C sont de l'ordre de la moitié de celles obtenues à température ambiante. Pour l'acier de type 16MND5, cette

diminution est nettement plus importante, puisque la valeur obtenue est de l'ordre du sixième de la valeur à température ambiante. Cette forte diminution est à mettre en relation avec l'augmentation importante de la valeur de f_N . Ceci peut être dû à la forte variation du comportement en rupture de cet acier avec l'augmentation de température, comme l'ont montré Amar et Pineau [AMA85].

La Figure IV-8 compare les paramètres S_N identifiés pour les différents aciers, à température ambiante et à 280°C.

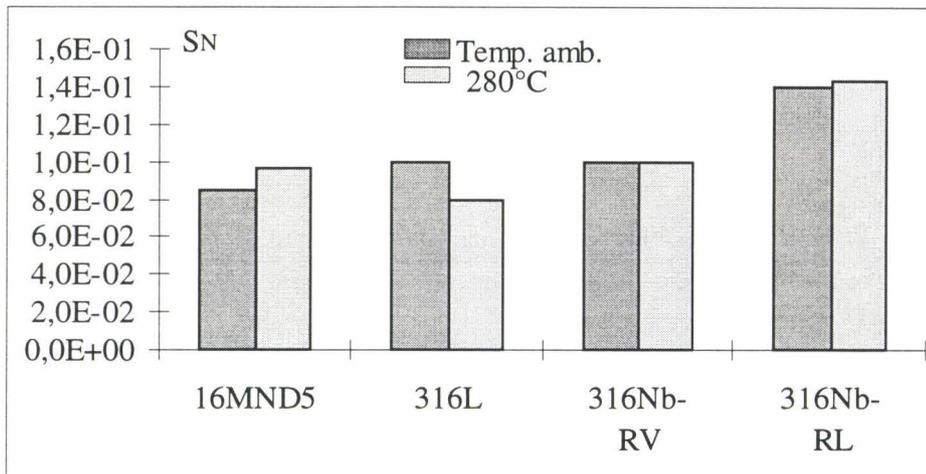


Figure IV-8 : Comparaison des valeurs de S_N .

Pour tous les aciers, la valeur obtenue est voisine de 0,1. Ce paramètre ayant un poids moins important que les autres dans les résultats de calculs, il a été peu modifié lors de l'identification par résolution inverse.

IV.4.2. : Evolution de la fraction volumique de cavités au cours du chargement.

Afin d'étudier l'évolution de la fraction volumique de cavités au cours du chargement, nous avons tracé, dans les paragraphes suivants, pour chaque acier respectivement, pour les trois géométries d'éprouvettes (AE2, AE4 et AE10) :

- sur un même graphe, la courbe Charge - Variation de diamètre, l'évolution de la fraction volumique totale de cavités f et celle de la fraction volumique de cavités germées pendant l'essai f_g , ces fractions volumiques étant définies au point d'intégration situé au plus près de la section minimale et de l'axe de révolution de l'éprouvette ;

- en parallèle, la répartition de la fraction volumique totale de cavités f le long de la section minimale, pour différentes réductions de diamètre $\Delta\emptyset$ repérées par une croix sur la courbe Charge-Variation de diamètre.

IV.4.2.1 Acier 16MND5

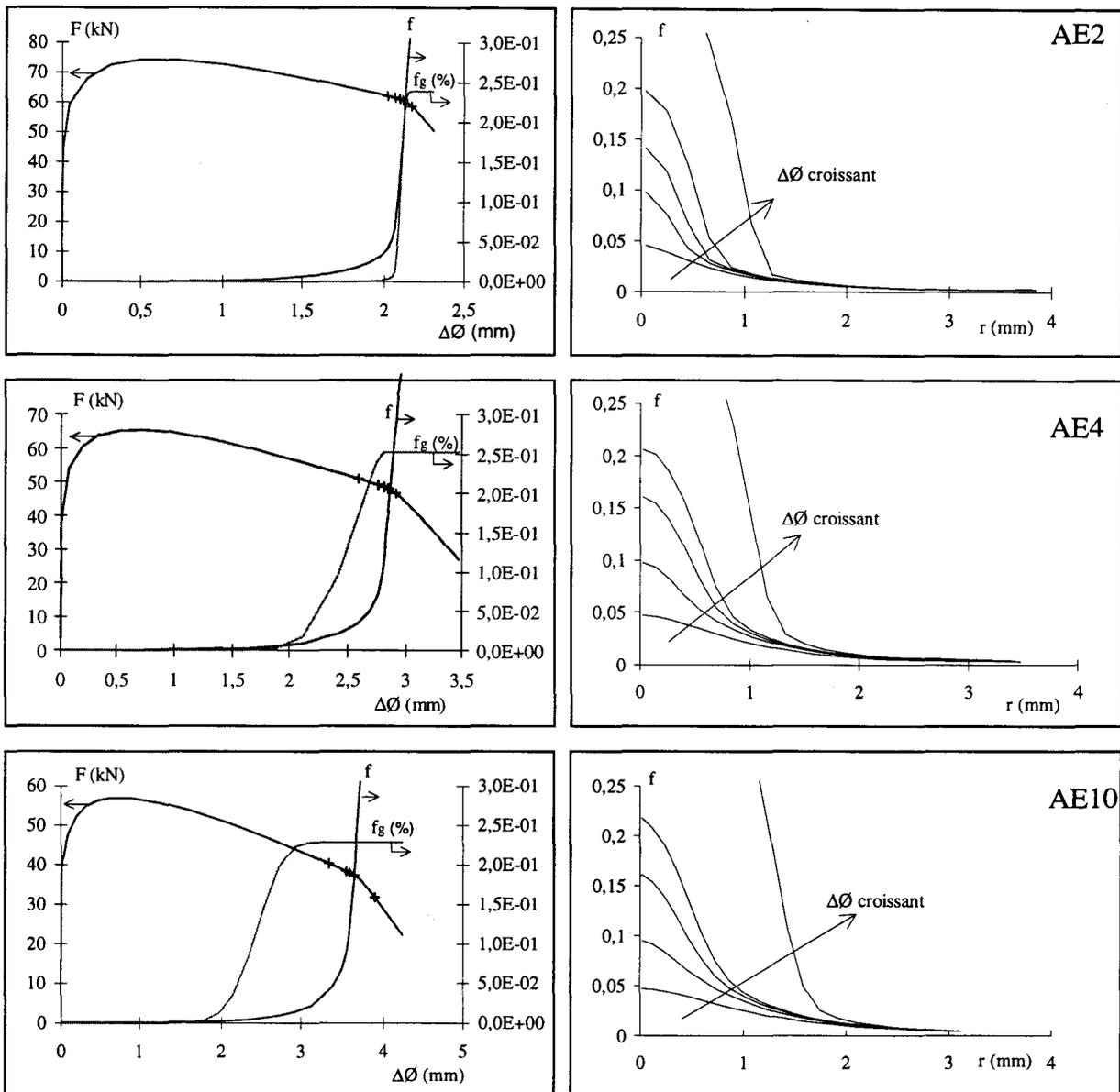


Figure IV-9 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 16MND5. Température ambiante.

Pour cet acier 16MND5 à température ambiante, la germination de cavités apparaît d'autant plus tardivement que le taux de triaxialité est important.

Dans le cas de la géométrie de type AE2, la germination n'intervient quasiment qu'au moment de la rupture. L'ajout d'une loi de germination nous a ici sans doute permis de pallier en partie la carence du modèle que nous avons utilisé, qui ne tient pas compte de la coalescence de cavités au moment de la déchirure finale. Au delà d'une valeur de f de l'ordre de 0,05 au centre, il y a localisation de l'endommagement, avec apparition d'un gradient important au centre, à l'intérieur d'un rayon de 1 mm.

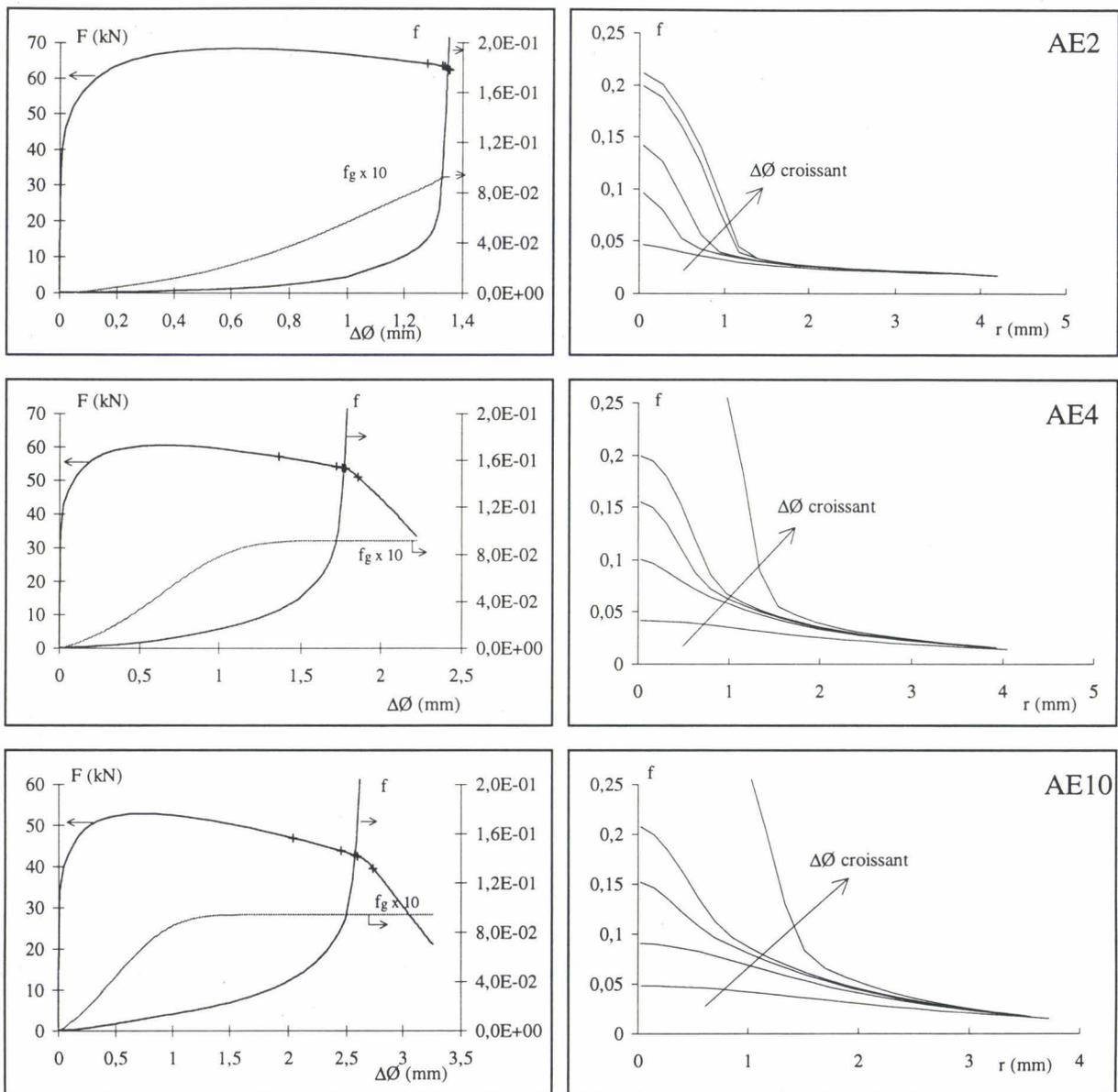


Figure IV-10 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 16MND5. 280°C.

En revanche à 280°C, le processus de germination intervient très tôt dans le calcul. Dans le cas de la géométrie AE2, le calcul n'a pas convergé. Ceci est sans doute dû au fait qu'au moment où la fraction volumique de cavités atteignait une valeur critique de l'ordre de 0,2, la fraction volumique germée évoluait encore de manière importante. L'apparition d'un gradient important de f le long du rayon a lieu pour des valeurs plus élevées qu'à température ambiante, lié au fait que la valeur moyenne de f est globalement plus élevée le long du rayon. Ceci est dû aux paramètres de germination, plus importants à 280°C qu'à température ambiante, qui induisent une valeur de f plus grande sur toute la section. Au centre, f va augmenter en partie par croissance, et sur les bords où les déformations plastiques sont importantes, f augmentera surtout par germination.

IV.4.2.2 Acier 316L

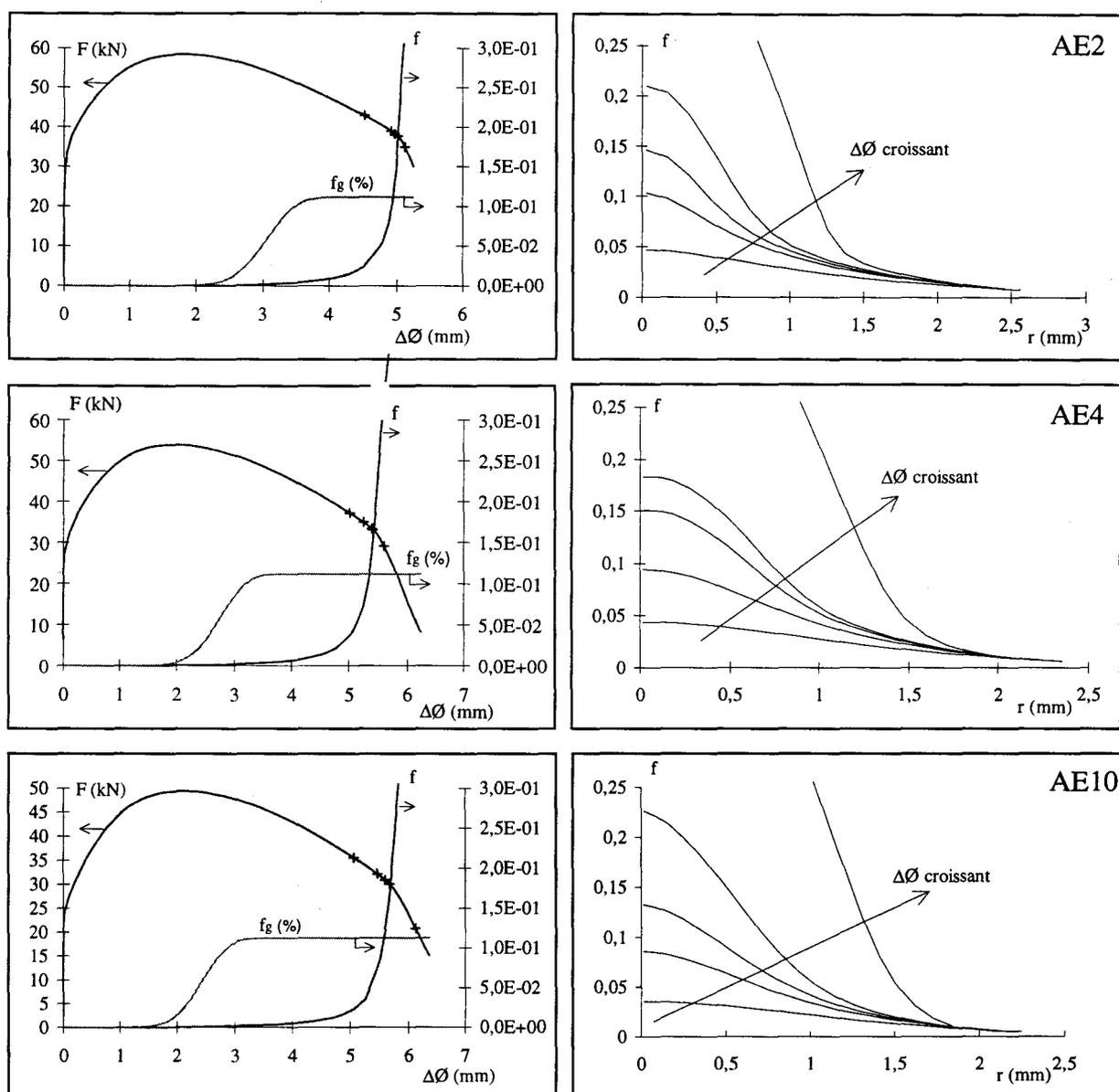


Figure IV-11 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 316L. Température ambiante.

Dans l'acier 316L, à température ambiante comme à 280°C , la germination intervient relativement tôt dans le calcul et atteint toujours son point de saturation nettement avant la rupture. Elle débute pour des variations de diamètre de l'ordre de 2 à 3 mm à température ambiante, tandis qu'à 280°C , elle intervient pour des variations de diamètre très faibles. Le gradient de f le long du rayon est moins marqué que pour l'acier 16MND5, mais apparaît également pour des valeurs de f au centre de l'ordre de 0,05.

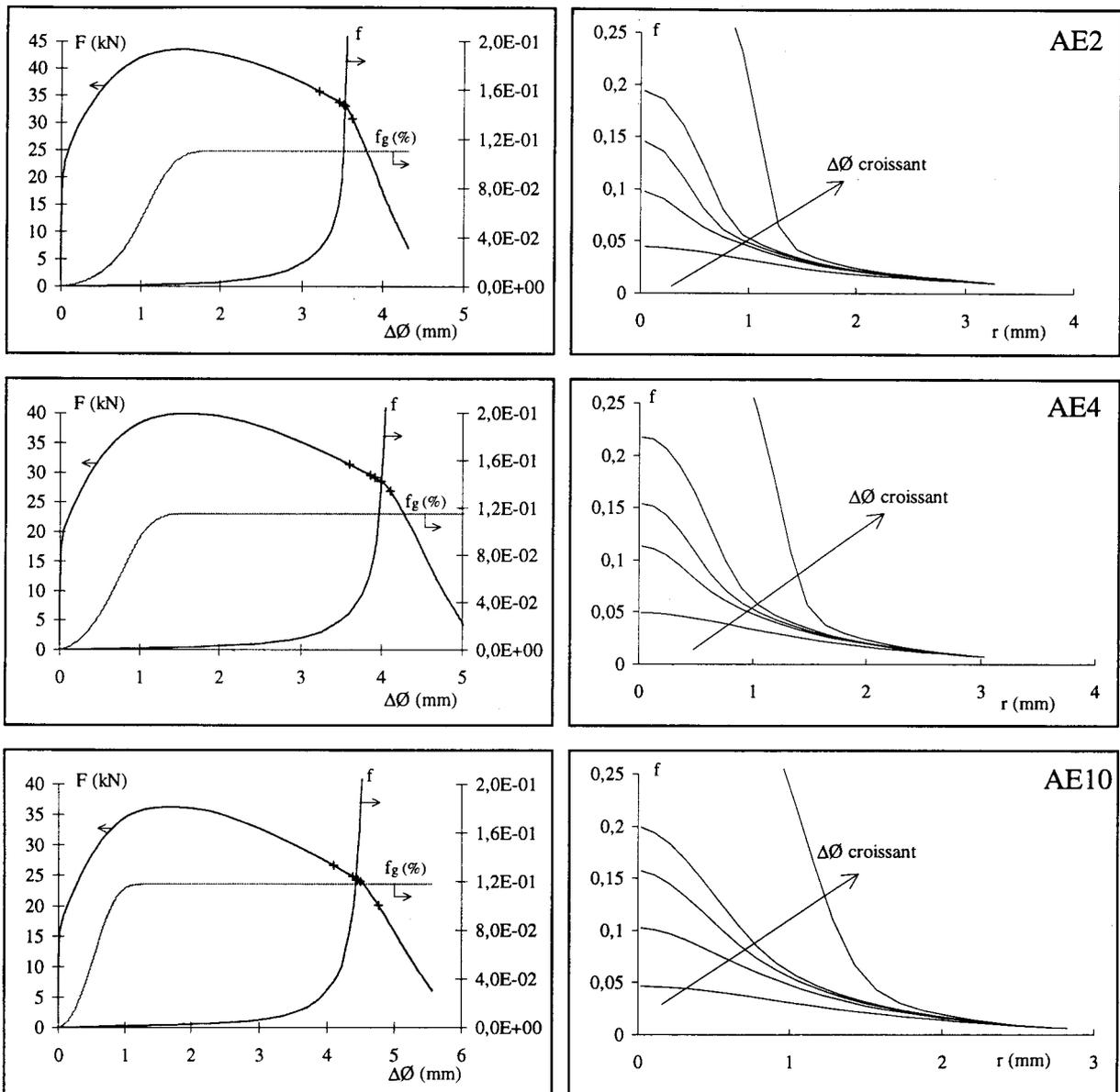


Figure IV-12 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 316L. 280°C.

A 280°C, la valeur de ϵ_N identifiée est de 0,1 ce qui est faible. La germination de cavités intervient donc très tôt dans le calcul et atteint son point de saturation très tôt également. En revanche, la valeur de f_N restant du même ordre de grandeur qu'à température ambiante, les valeurs moyennes de f le long de la section restent également du même ordre de grandeur qu'à température ambiante.

IV.4.2.3 Acier 316Nb-RV

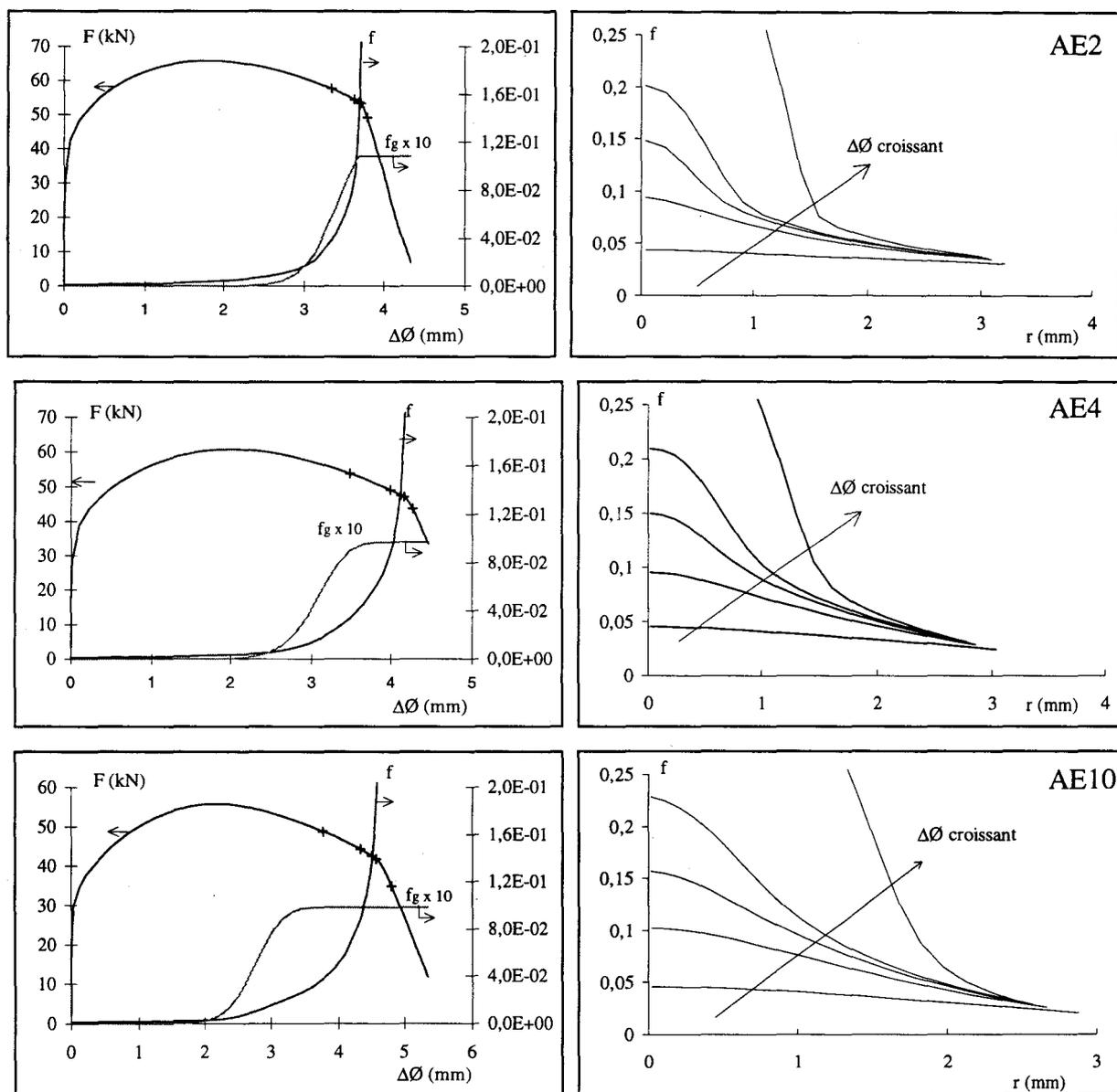


Figure IV-13 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

Pour l'acier 316Nb-RV, au centre de l'éprouvette, la germination intervient peu avant l'amorçage de fissure pour la géométrie AE2, alors qu'elle atteint son point de saturation avant l'amorçage pour les géométries AE4 et AE10. Les valeurs de f_N étant importantes, de l'ordre de 10^{-2} , les valeurs de f le long de la section minimale sont plus importantes, et la localisation apparaît pour une valeur plus importante de f au centre.

Le gradient de f est surtout marqué dans le cas de la géométrie de type AE2, et peu marqué dans le cas de la géométrie AE10.

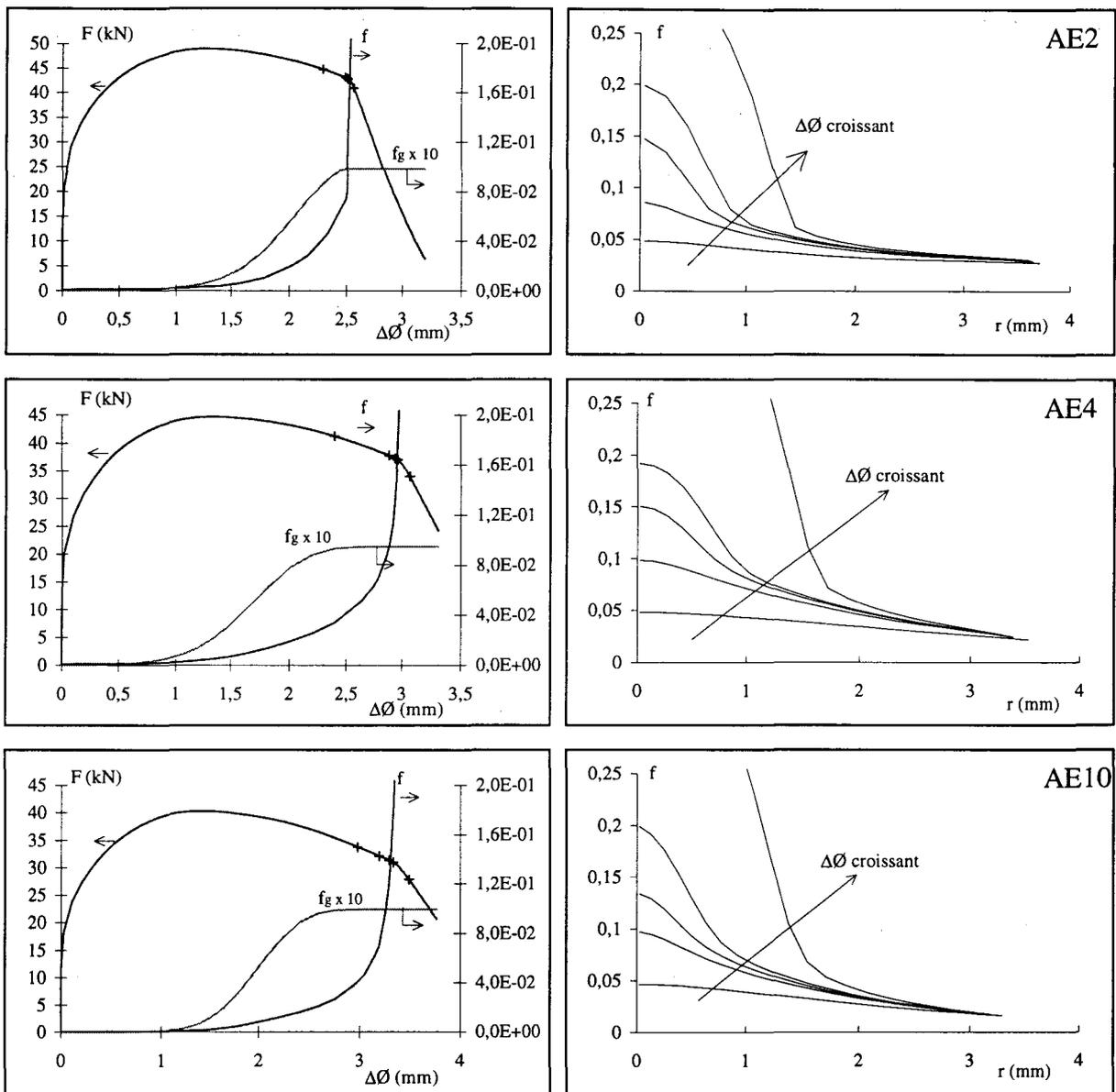


Figure IV-14 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 316Nb-RV. 280°C.

A 280°C, la germination de cavités atteint toujours son point de saturation, mais apparaît plus tard au cours du calcul que dans les aciers 16MND5 et 316L. Il est à noter que pour cet acier, la valeur de ϵ_N est plus importante, de l'ordre de 0,3.

Le gradient de f le long du rayon de la section minimale est plus important à 280°C qu'à température ambiante.

IV.4.2.4 Acier 316Nb-RL

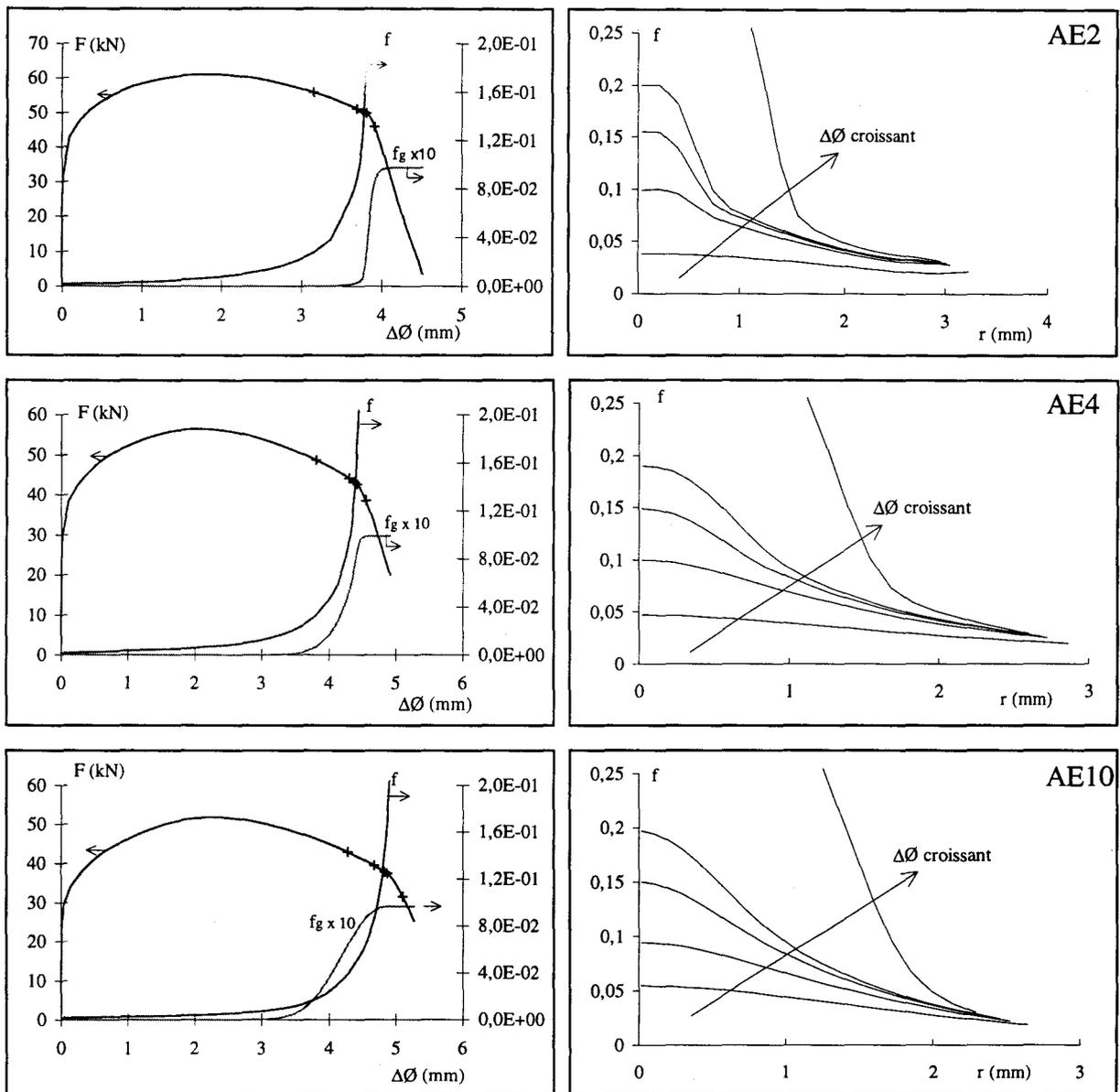


Figure IV-15 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

Pour l'acier 316Nb-RL, la germination de cavités intervient assez tard dans le calcul, la valeur de E_N étant importante (de l'ordre de 1). Les valeurs de f le long du rayon de la section minimale sont donc assez grandes et la localisation intervient pour des valeurs assez fortes de f au centre, de l'ordre de 0,1. Le gradient de f le long du rayon de la section minimale est également peu marqué, excepté dans le cas de la géométrie AE2. Ceci est du au fait que, pour cette géométrie, le germination est importante au moment l'endommagement et se localise au centre de l'éprouvette : l'évolution de f est accélérée par l'addition des deux processus de croissance et de germination.

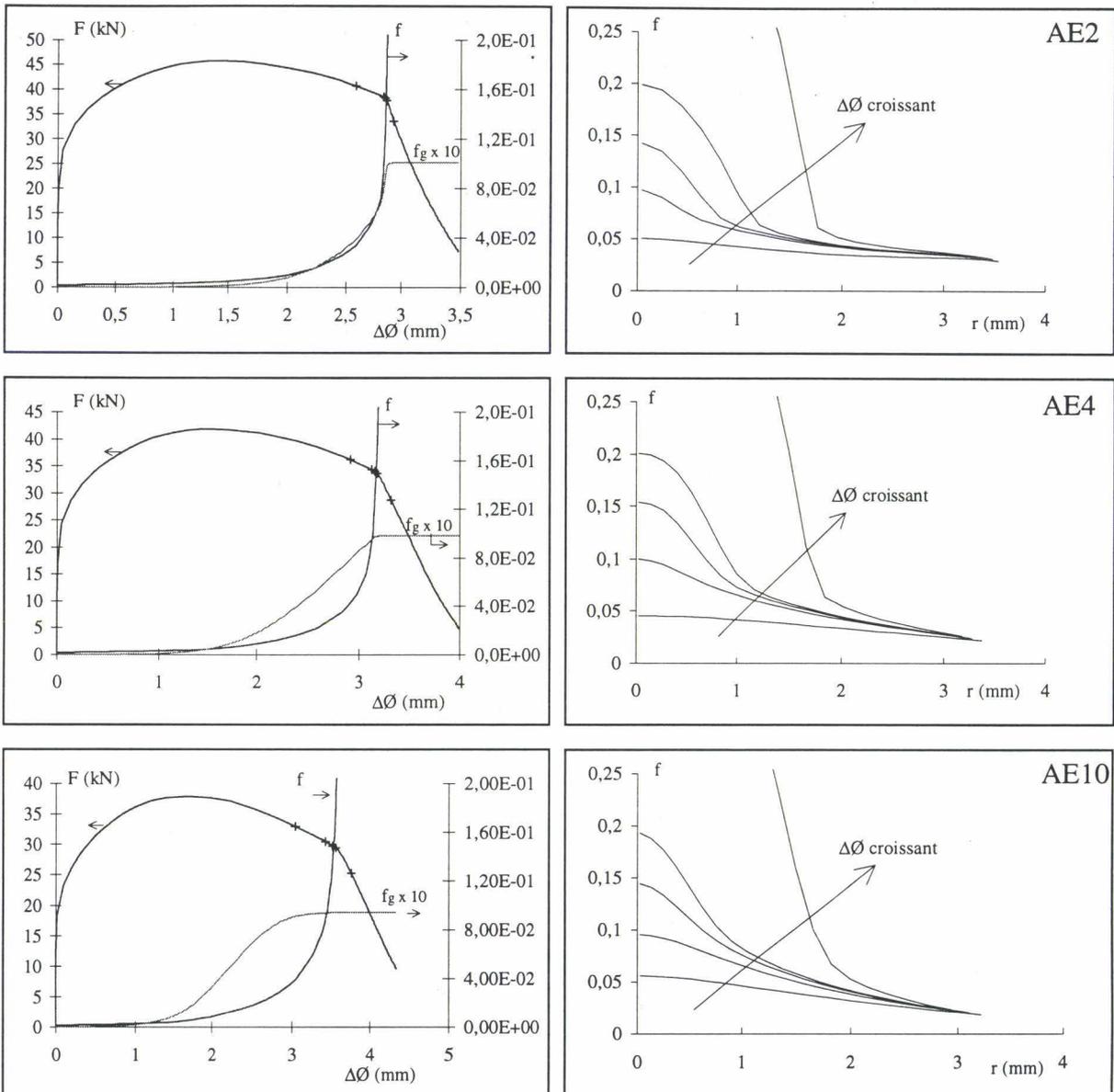


Figure IV-16 : Evolutions de f et f_g sur l'élément le plus endommagé, en fonction de la variation de diamètre, et variation de f dans la section minimale, à différents niveaux de chargements. Acier 316Nb-RL. 280°C.

A 280°C, la germination n'atteint son point de saturation avant amorçage de fissure que dans le cas de la géométrie AE10. Les valeurs de f le long du rayon de la section minimale sont, comme à température ambiante, importantes. Le gradient de f est ici plus marqué qu'à température ambiante.

IV.4.2.5: Conclusion

En conclusion, nous pouvons dire que pour les aciers 16MND5 à température ambiante et 316L aux deux températures, il y a apparition d'un gradient de f dans la section minimale à partir d'une valeur de f au cœur de l'éprouvette de l'ordre de 0,05 à 0,1. Pour les aciers de type 316Nb aux deux températures et pour l'acier 16MND5 à 280°C, ce gradient apparaît pour des valeurs plus importantes de f , ce qui est lié aux paramètres de germination de cavités plus importants ; le long du rayon de la section minimale, f va augmenter au centre, par croissance et germination, et sur le bord, par germination.

Après le point d'amorçage de fissure, f va augmenter de manière très importante au centre.

Les fortes valeurs de f au moment de l'amorçage de fissure sont dues au fait que nous n'avons pas utilisé le critère de rupture proposé par Tvergaard et Needleman. En effet, l'utilisation de ce critère induit une saturation de f pour des valeurs en général plus faibles que celles que nous avons obtenues, comme on peut le voir sur la Figure IV-17. L'utilisation de ce modèle aurait sans doute donné des valeurs et des évolutions de f très différentes de celles que nous avons obtenues. De plus, cela aurait permis de tenir compte des différences existant entre les différents aciers en ce qui concerne le phénomène de coalescence, en particulier pour les aciers de type 316Nb.

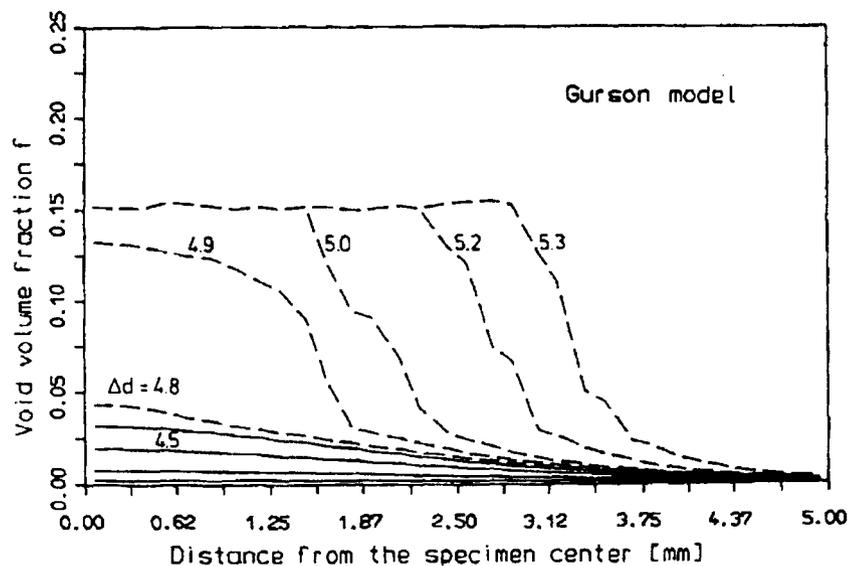


Figure IV-17 : Evolution de f le long du rayon de la section minimale pour un essai de traction sur éprouvette lisse simulé à l'aide du modèle de Gurson Tvergaard Needleman. Acier ASTM A710 [SCHMI90]

L'éprouvette a été préfiaturée en ΔK décroissant sous un rapport de charge $R=0,1$ sous sollicitation cyclique sinusoïdale à une fréquence de 20Hz. La fissure initiale obtenue était de 9,8 mm de profondeur. Après préfiaturation, l'éprouvette a été entaillée latéralement sur une profondeur de 3,25 mm de chaque côté.

L'essai sur cette éprouvette a été réalisé sur une machine d'essais hydraulique type Instron 8500, en déplacement imposé. La vitesse de chargement était de 0,5 mm/minute. L'ouverture de l'éprouvette a été mesurée à l'aide d'un extensomètre spécifique réalisé au CESMAN, qui permet de mesurer des ouvertures allant jusqu'à 8 mm. Cette mesure a été effectuée au niveau des deux arêtes situées sous les alésages d'amarrage de diamètre 12,5, le long de la ligne de chargement.

Les valeurs de charge et d'ouverture ont été enregistrées à une fréquence d'acquisition de 5 Hz. La courbe Charge-Ouverture est présentée sur la Figure IV-19.

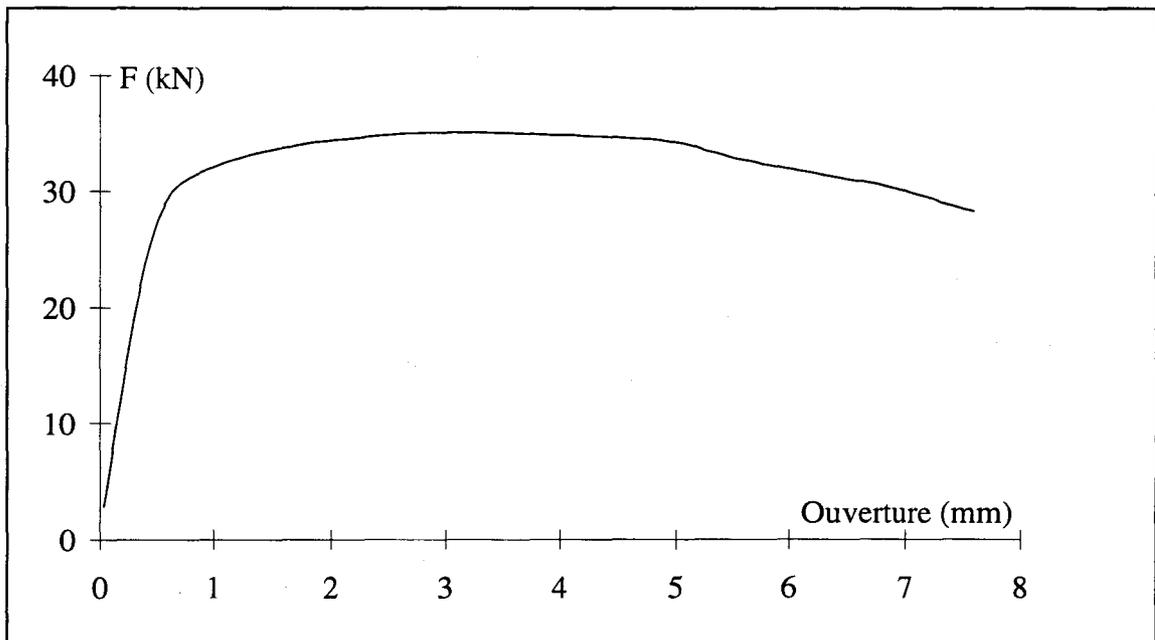


Figure IV-19 : Courbe Charge-Ouverture. Essai de traction sur éprouvette CT en acier 16MND5 à température ambiante.

IV.5.2. : Modélisation 2D

Dans un premier temps, nous avons effectué une modélisation 2D, en déformations planes, dans le plan 12 (cf Figure IV-20).

Seule une demi-éprouvette a été modélisée, en considérant le plan de fissure comme plan de symétrie.

La Figure IV-20 présente les différentes zones définies sur l'éprouvette pour construire le maillage.

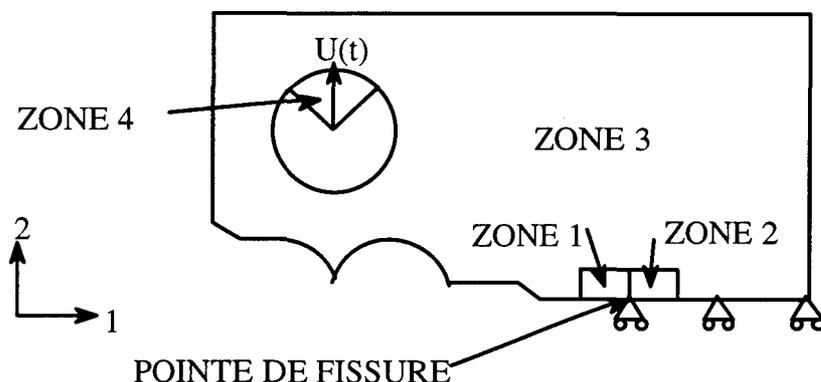


Figure IV-20 : Zones de maillage de l'éprouvette CT en 2D.

Les conditions aux limites du modèle étaient les suivantes :

- déplacements des noeuds situés sur l'axe de symétrie, à droite de la fissure, bloqués dans la direction 2,
- déplacement du noeud situé à la pointe du triangle définissant la goulotte imposé, définissant ainsi le chargement.

Le maillage a été effectué à l'aide du logiciel I-DEAS Master Series, puis transféré sur ABAQUS. Les éléments utilisés étaient des quadrilatères à huit noeuds et quatre points d'intégration (éléments CPE8R de la bibliothèque ABAQUS), excepté pour la zone 4 où les éléments étaient triangulaires à 6 noeuds et 3 points d'intégration (CPE6)

Les quatre zones de maillage montrées Figure IV-20 sont définies de la manière suivantes :

- les zones 1 et 2, à la frontière de la fissure, maillées en mode réglé, zones sur lesquelles nous avons testé plusieurs tailles d'éléments ;
- la zone 3 maillée en mode libre ;
- la zone 4 définissant la goulotte, maillée en mode réglé.

La zone 4 modélise la goulotte réalisant la liaison entre l'éprouvette et les mors. Elle a été définie comme un solide purement élastique, avec un module d'élasticité très important de

$2 \cdot 10^5$ GPa. Ce procédé, largement utilisé pour ce type d'éprouvette, permet d'appliquer facilement un chargement uniforme à l'interface goupille-éprouvette, à l'aide d'un solide quasi-indéformable, et de calculer simplement les valeurs de charge et de déplacement au centre de la goupille.

L'épaisseur de la section modélisée a été fixée à 18,5 mm, ce qui correspond à l'épaisseur en fond des entailles latérales.

Le comportement des zones 1, 2 et 3 a été défini à partir de la loi d'érouissage et des paramètres d'endommagement du modèle de Gurson-Tvergaard identifiés précédemment.

5 tailles d'éléments ont été testées : 0,2 ; 0,25 ; 0,3 ; 0,4 et 0,5 mm.

Une comparaison des résultats obtenus numériquement avec les résultats expérimentaux, en terme de courbe Charge-Ouverture au niveau des pointes sous les goupilles, est présentée Figure IV-21.

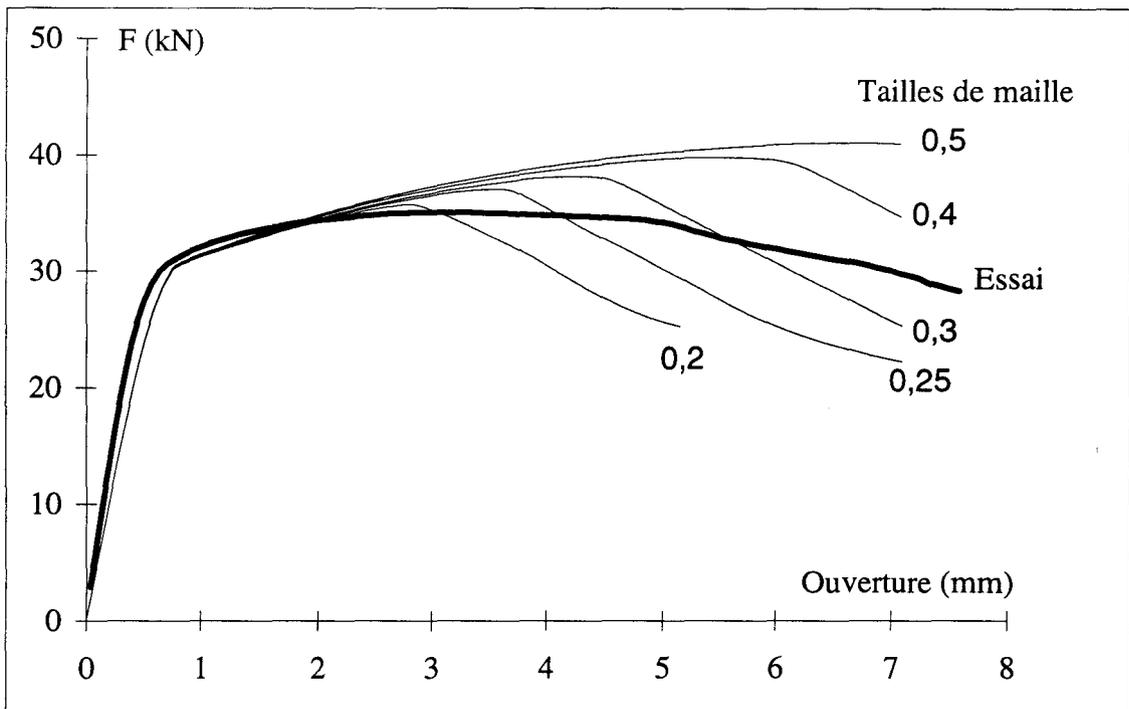


Figure IV-21 : Comparaison entre les courbes Charge-Ouverture obtenues numériquement pour différentes tailles d'éléments et la courbe expérimentale. Modélisation 2D

On observe qu'il n'a pas été possible, à partir de ce modèle bidimensionnel, de simuler correctement l'évolution de la fissuration : la pente de la deuxième partie de la courbe, correspondant à la propagation de la fissure, est toujours surestimée, quelle que soit la taille de maille adoptée.

Ces résultats nous ont amenés à utiliser un modèle tridimensionnel.

IV.5.3. : Modélisation 3D

Compte tenu des symétries de l'éprouvette, seul un quart de celle-ci a été modélisé. La Figure IV-22 présente la partition en volumes utilisée pour réaliser le maillage.

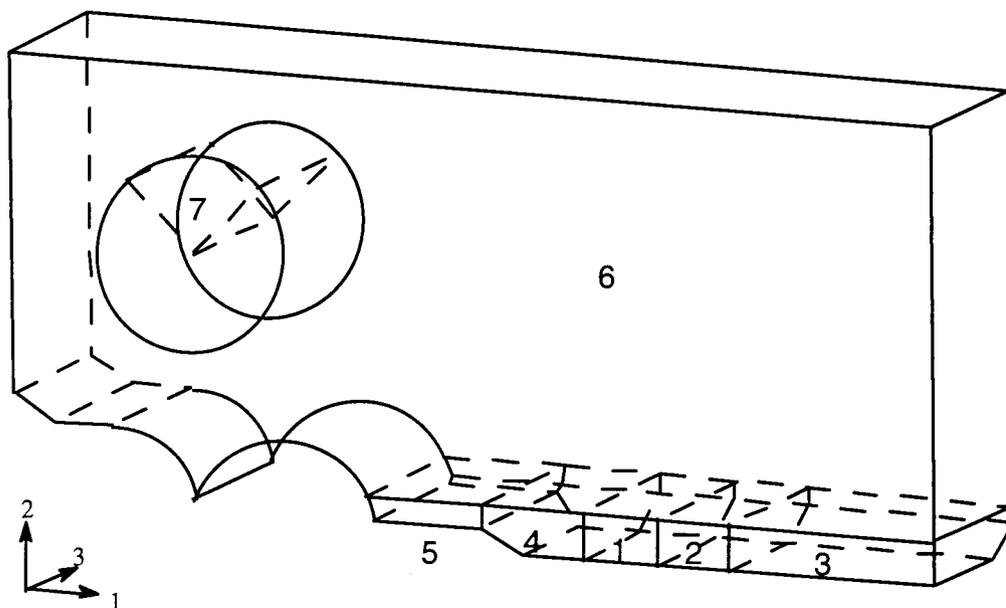


Figure IV-22 : Volumes de maillage de l'éprouvette CT en 3D

Les conditions aux limites étaient les suivantes :

- le déplacement des noeuds de la face avant était bloqué dans la direction 3,
- le déplacement des noeuds de la face inférieure des volumes 2 et 3 était bloqué dans la direction 2,
- le déplacement des noeuds de l'arête inférieure du volume 7 (représentant la goupille), était imposé, définissant ainsi le chargement.

Le maillage a été réalisé à l'aide du logiciel I-DEAS Master Series, puis exporté vers ABAQUS.

Les volumes 1 et 2 ont été maillés en mode réglé, avec un nombre d'éléments suivant les directions 1 et 2 permettant, pour les différents modèles testés, d'obtenir la taille de maille souhaitée.

Les volumes 3, 4 et 5 ont également été maillés en mode réglé, ainsi que le volume 7 définissant, comme précédemment, la goupille.

Le volume 6 a été maillé par extrusion d'un maillage 2D défini en mode libre sur la face avant.

Pour chacun des volumes, le nombre d'éléments suivant la direction 3 a été limité à 10. Pour les volumes 1 à 5, la taille des éléments dans la direction 3 a été définie de manière à évoluer suivant une suite géométrique et à obtenir un rapport 2 entre la taille des éléments

situés de part et d'autre du volume. Ceci a permis de mieux prendre en compte l'effet de bord lié à la présence des entailles latérales.

Les éléments utilisés étaient des parallélépipèdes à 8 noeuds et 8 points d'intégration. Il est à noter que nous avons utilisé pour ce modèle des éléments linéaires, alors qu'ils étaient quadratiques pour les modèles précédents. Utiliser des éléments quadratiques en 3D aurait conduit un nombre de degrés de liberté beaucoup trop important, rendant le calcul beaucoup trop volumineux pour les moyens informatiques dont nous disposons.

Le comportement des volumes 1 à 6 a été défini à partir de la loi d'écroutissement et des paramètres d'endommagement du modèle de Gurson-Tvergaard identifiés précédemment.

Le comportement du volume 7 a été défini comme élastique isotrope transverse, avec un module d'élasticité de 2×10^5 GPa suivant les directions 1 et 2, et de 190 GPa dans la direction 3. Ceci permet de ne pas bloquer les déplacements dans la direction 3 au niveau de l'interface goupille-éprouvette.

3 tailles d'éléments ont été testées : 0,25 ; 0,3 et 0,4 mm.

Une comparaison des résultats obtenus numériquement avec les résultats expérimentaux, en terme de courbe Charge-Ouverture au niveau des pointes sous les goupilles, est présentée Figure IV-23.

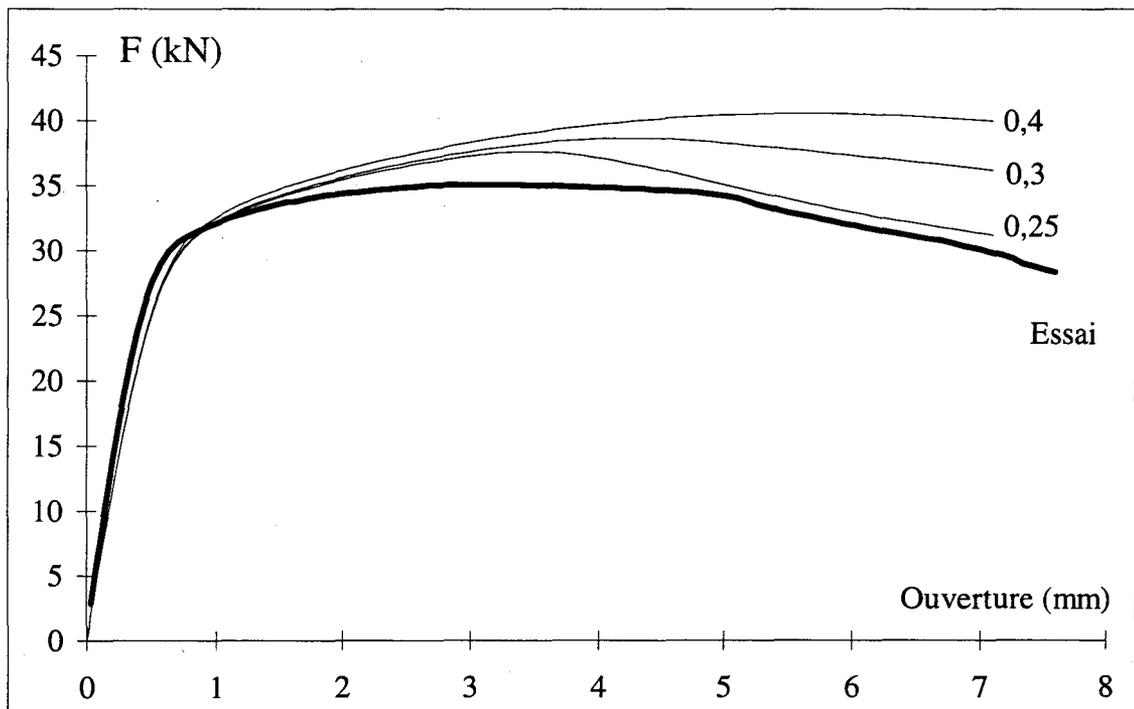


Figure IV-23 : Comparaison entre les courbes Charge-Ouverture obtenues numériquement pour différentes tailles d'éléments et la courbe expérimentale.

Les résultats obtenus sont plus proches de la courbe expérimentale qu'avec un modèle 2D. La pente de la courbe Charge-Ouverture, pour une taille d'éléments de 0,25 mm,

est en adéquation avec les données expérimentales. Cette taille d'élément serait donc la taille caractéristique pour les paramètres de la loi d'endommagement que nous avons identifiés. Il aurait été intéressant de réduire encore la taille d'élément à 0,2 mm, mais les moyens de calcul dont nous disposons ne nous ont pas permis un tel calcul en raison de la taille du problème à traiter.

IV.5.4. : Influence du type d'éléments

Le modèle 3D a été réalisé avec des éléments de type linéaire, alors que tous les calculs précédents ont été réalisés avec des éléments quadratiques. Nous avons alors réalisé des calculs sur éprouvettes AE et sur éprouvettes CT en 2D avec des éléments de type linéaire afin d'étudier l'influence du type d'éléments sur les résultats obtenus.

La Figure IV-24 présente une comparaison des résultats numériques obtenus pour les courbes Charge-Variation de diamètre sur les éprouvettes AE en 16MND5, à température ambiante, pour les deux types d'éléments utilisés.

Les résultats obtenus avec des éléments linéaires sont quasiment confondus avec ceux obtenus avec des éléments quadratiques, jusqu'au point d'amorçage. En revanche, les pentes de propagation sont différentes ; elles semblent plus faibles avec des éléments linéaires. Afin de comprendre cette différence de pente de propagation, nous avons comparé les endommagements aux quatre points d'intégration de l'élément situé au plus près de la section minimale et de l'axe de révolution de l'éprouvette (Figure IV-25). Avec des éléments de type linéaire, les quatre points d'intégration sont au même niveau d'endommagement, alors que pour des éléments quadratiques, les points d'intégration situés au plus près du plan de symétrie, donc de la zone la plus sollicitée, sont plus endommagés que les points situés sur la ligne supérieure, après avoir atteint l'amorçage de fissure. A un même niveau de chargement, l'endommagement est donc plus faible dans le cas des éléments linéaires que dans le cas des éléments quadratiques, mais le volume endommagé est plus important. L'utilisation d'éléments de type linéaire retarde donc l'évolution de l'endommagement.

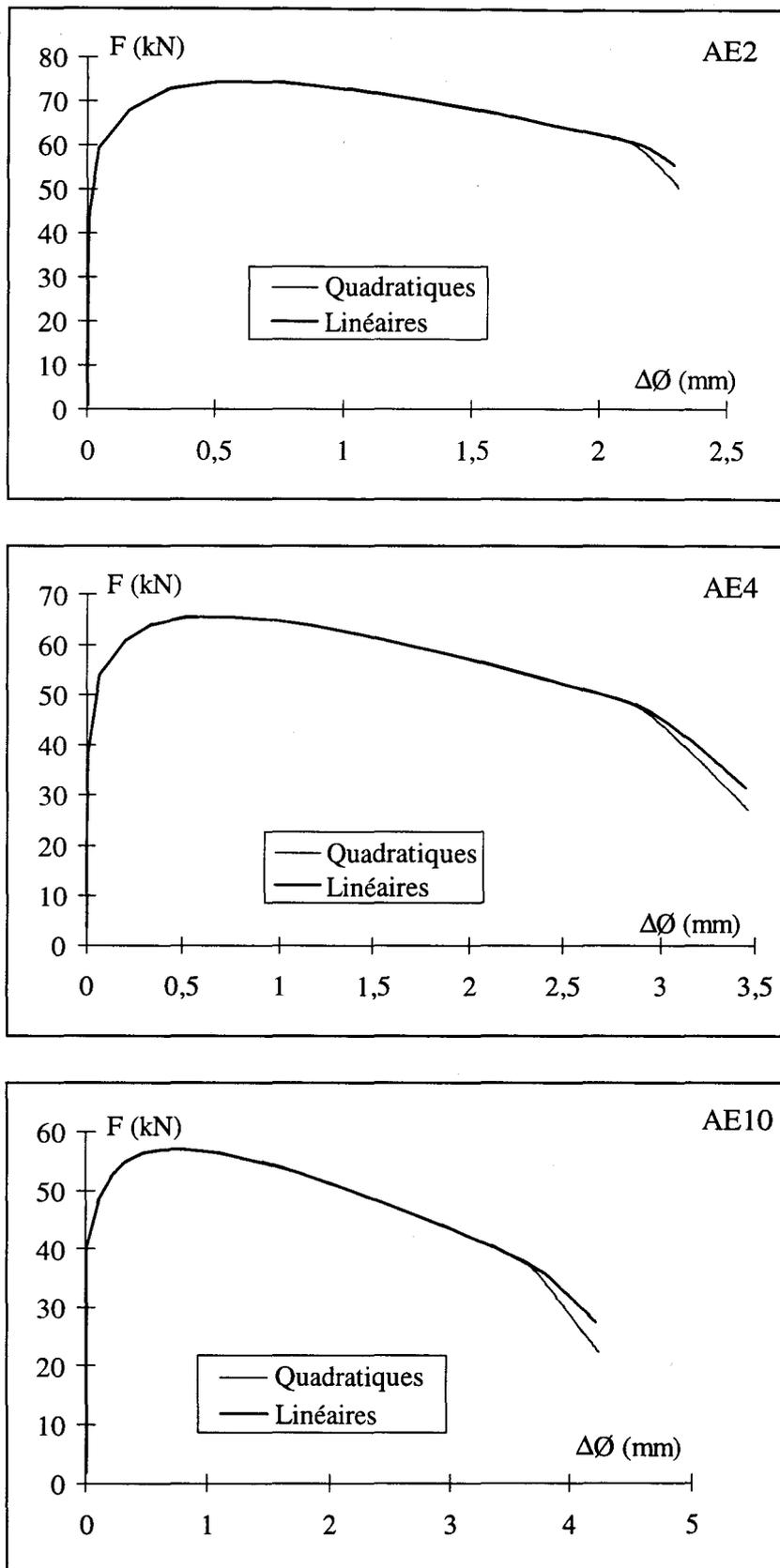


Figure IV-24 : Courbes Charge-Variation de diamètre simulées avec des éléments linéaires et quadratiques. Modèle de Gurson Tvergaard. Eprouvettes AE. Acier 16MND5. Température ambiante.

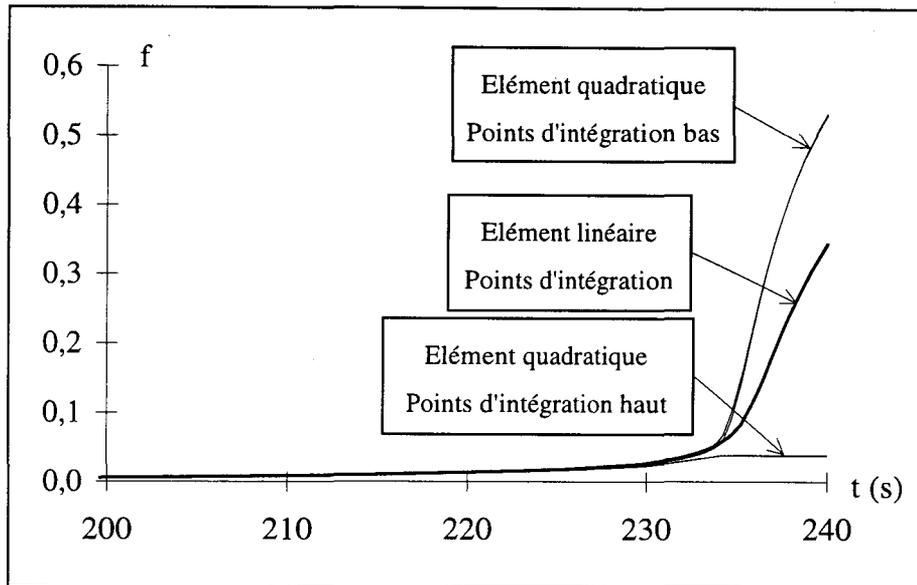


Figure IV-25 : Evolution de f en fonction du temps pour les quatre points d'intégration de l'élément le plus endommagé, pour des éléments de types linéaire et quadratique. Epreuve de type AE2. Acier 16MND5. Température ambiante.

La Figure IV-26 présente une comparaison des résultats obtenus pour la simulation d'une éprouvette CT en 2D, avec l'hypothèse des déformations planes, avec des éléments de types linéaire et quadratique, pour différentes tailles d'éléments.

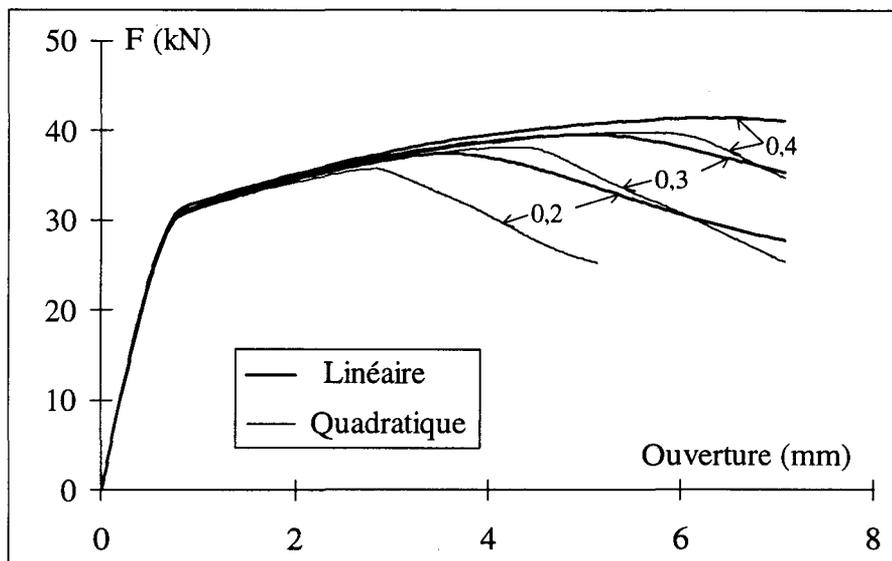


Figure IV-26 : Courbes Charge-Ouverture simulées avec des éléments linéaires et quadratiques en 2D. Epreuve CT. Acier 16MND5. Température ambiante.

Le point de changement de pente, correspondant à l'amorçage de fissure, correspond à une ouverture nettement plus importante pour des éléments linéaires que pour des éléments quadratiques. La différence observée entre les deux types d'éléments est beaucoup plus marquée que pour la modélisation des éprouvettes AE. Ceci est dû au fait que les gradients de déformation sont plus importants dans l'éprouvette CT que dans les éprouvettes AE. Les éléments linéaires rendent moins bien compte de ces gradients de déformation ; la zone endommagée est alors plus importante, puisque la zone où la déformation est grande est plus importante. Le fait que cette zone soit plus importante décale le point d'amorçage, puisque l'énergie nécessaire pour déformer et endommager une zone plus grande est plus importante.

La Figure IV-27 présente une comparaison des courbes Charge-Ouverture obtenues avec un modèle 2D en déformations planes utilisant des éléments linéaires, et un modèle 3D utilisant également des éléments linéaires, pour différentes tailles de maille.

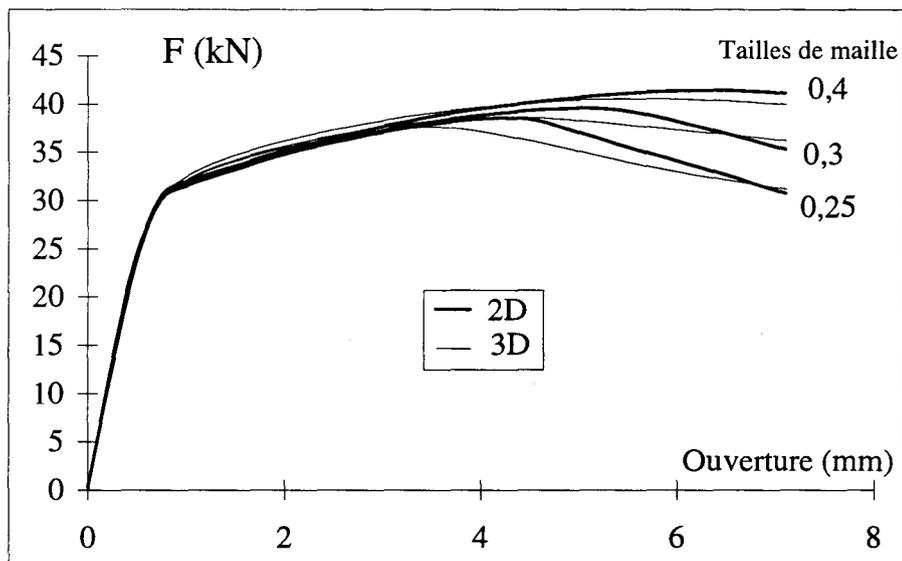


Figure IV-27 : Comparaison des courbes Charge-Ouverture obtenues en 2D et 3D pour trois tailles d'éléments de type linéaire.

L'utilisation d'un modèle 3D permet d'obtenir un amorçage plus rapide, bien que les différences soient faibles. La pente de propagation de la fissure est alors moins forte, se rapprochant alors de celle obtenue expérimentalement.

De plus, les valeurs de déformation obtenues dans la direction 3 sont non négligeables, et présentent un gradient suivant l'épaisseur, comme on peut le voir sur la Figure IV-28.

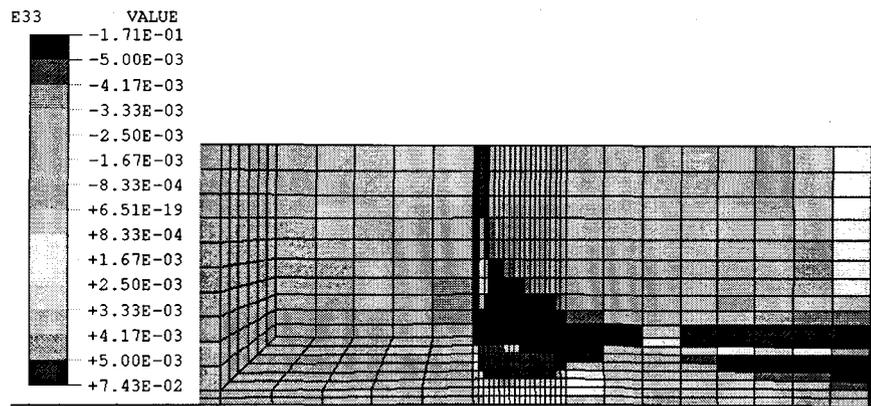


Figure IV-28 : Isovaleurs de ϵ_{33} dans le plan de symétrie de l'éprouvette CT pour une ouverture de 1 mm.

On peut alors mettre en doute la validité d'une hypothèse de déformations planes pour ce type de matériau et ce type d'éprouvette.

Ainsi, les valeurs de f varient suivant l'épaisseur. La Figure IV-30 présente l'évolution de f suivant l'épaisseur de l'éprouvette près du plan de symétrie, pour différents niveaux de chargement et différentes positions par rapport à la fissure, positions définies Figure IV-29. Les éléments retenus correspondent à la deuxième, troisième, quatrième et sixième rangée en amont du front de fissure initiale, la première rangée correspondant à la pointe de fissure.

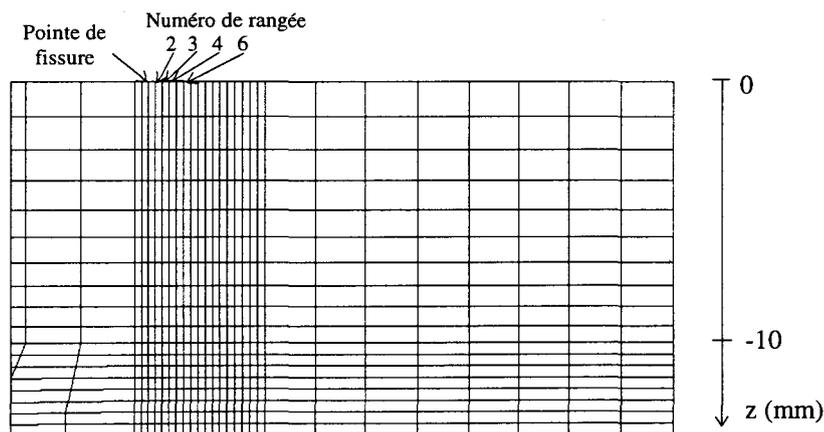


Figure IV-29 : Définition des rangées d'éléments utilisées pour tracer la variation de f dans l'épaisseur de l'éprouvette CT.

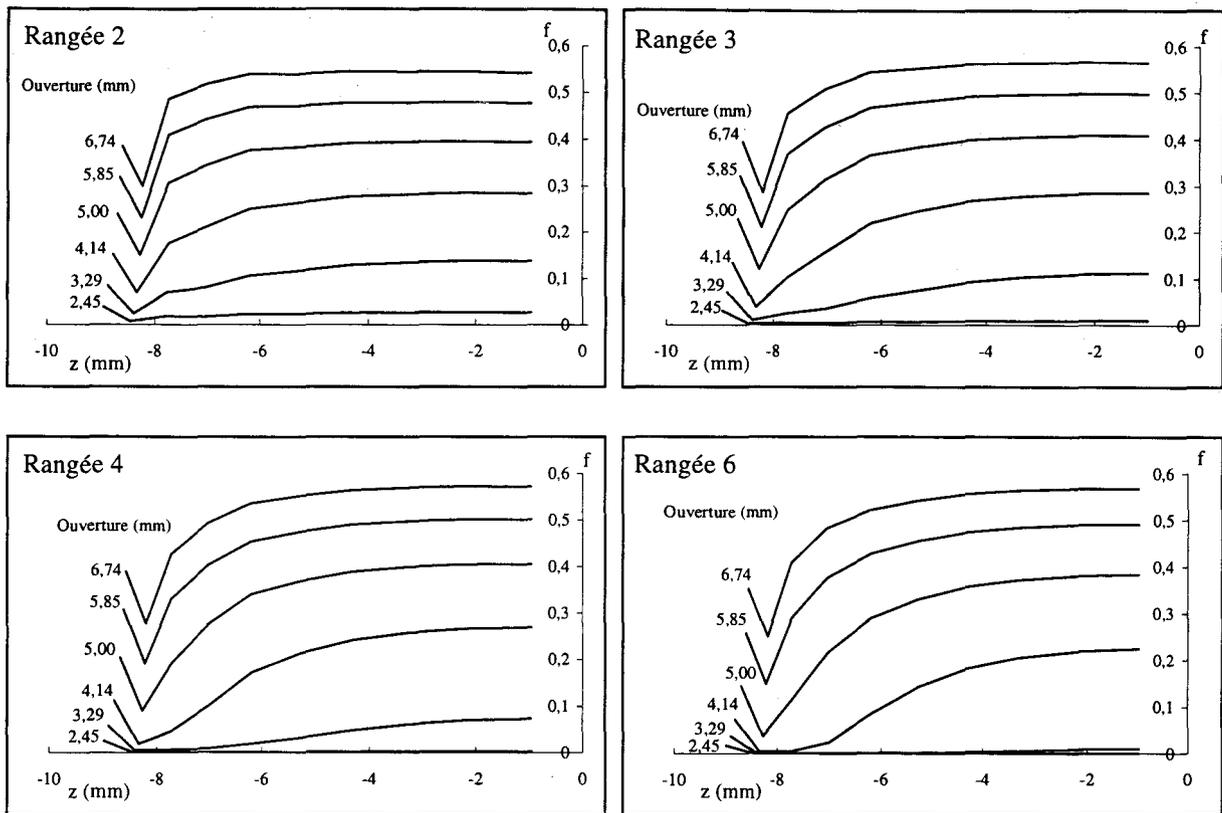


Figure IV-30 : Variation de f dans l'épaisseur de l'éprouvette à différents niveaux de chargement, pour différentes rangées d'éléments.

On observe qu'en s'éloignant peu de la fissure (la rangée 6 est située à 1,5 mm du front de fissure initiale), les valeurs de f varient fortement suivant l'épaisseur. Un modèle bidimensionnel ne permet pas de rendre compte de cet effet. Les valeurs au bord de l'entaille (z de l'ordre de 10 mm), ne sont pas à considérer, l'influence de la singularité due à l'entaille étant trop importante.

Bien que nous n'ayons pas effectué de simulation d'éprouvette CT en acier inoxydable austénitique, on peut supposer que l'hypothèse des déformations planes aurait été encore moins valide, dans la mesure où, la ductilité étant encore plus forte, les déformations sont plus importantes, notamment dans l'épaisseur.

Se pose alors le problème de la détermination d'une taille d'élément caractéristique pour ce type de matériau : il faudrait pouvoir effectuer une simulation en 3D d'une éprouvette CT avec des éléments quadratiques, ce qui représente un calcul très lourd, qui dépasse la capacité de nos moyens informatiques.

Une possibilité pourrait être de déterminer la taille de maille à partir de la modélisation d'essais sur éprouvettes axisymétriques fissurées. On bénéficierait alors de l'avantage d'un modèle axisymétrique qui permet en 2D, donc avec une taille de modèle raisonnable, de simuler l'éprouvette de manière tridimensionnelle.

IV.6. Conclusion

Nous avons utilisé le modèle de Gurson-Tvergaard disponible en standard sur ABAQUS. Les résultats montrent que ce modèle ne permet pas de simuler finement l'amorçage et la propagation d'une fissure, il semble que le modèle de rupture proposé par Needleman et Tvergaard est indispensable.

Néanmoins, l'étude menée permet de dégager quelques grandes lignes.

Les valeurs obtenues pour le paramètre f_0 sont cohérentes avec les observations des inclusions effectuées hormis pour l'acier 316Nb-RL, pour lequel il est sans doute surestimé. Ceci demanderait à être confirmé par des mesures de teneurs inclusionnaires. La loi de germination que nous avons utilisée nous a sans doute permis de pallier la carence du modèle que nous avons utilisé, en permettant une accélération de l'évolution de la fraction volumique de cavités en fin de calcul. Cependant, le modèle simple utilisé a donné de bons résultats pour la simulation d'essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées. La différence essentielle entre les jeux de paramètres identifiés pour les essais à température ambiante et à 280°C est la déformation ϵ_N correspondant à la déformation plastique atteinte lorsque la moitié des cavités susceptibles de germer le sont effectivement.

La recherche d'une taille de maille pertinente a été menée sur le 16MND5 à température ambiante à partir de la simulation d'un essai sur éprouvette CT. Un modèle 2D est insuffisant. En revanche, un modèle 3D a permis de montrer qu'une taille de maille de 0,25 mm donne de bons résultats. Néanmoins, en raison des capacités de calcul dont nous disposons, le calcul 3D a été effectué à l'aide d'éléments linéaires. Il serait intéressant de comparer les résultats que nous avons obtenus avec ceux qui seraient obtenus à l'aide d'éléments quadratiques.

CONCLUSIONS et PERSPECTIVES.

CONCLUSIONS

L'objectif à long terme pour le CESMAN était la modélisation de la déchirure ductile de pièces de structure de chaufferies nucléaires embarquées, et plus particulièrement de la déchirure s'initiant à l'intérieur de joints soudés. Dans un premier temps, il convenait d'étudier l'applicabilité de nouvelles approches de la déchirure ductile à différents matériaux de base constituant les chaufferies nucléaires embarquées.

Ce travail est le premier réalisé sur l'approche locale en mécanique de la rupture ductile dans les deux laboratoires d'accueil (CESMAN et LML).

L'étude bibliographique menée sur la modélisation de la rupture ductile nous a conduit à nous tourner vers des modèles de type approche locale. En effet, ces modèles semblent plus adaptés que les approches globales à deux paramètres, et ont un fondement physique qui nous semble plus à même de caractériser le processus de rupture ductile.

Au niveau expérimental, nous avons mis au point les moyens nécessaires à la réalisation d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées à température ambiante et à 280°C, avec en particulier un extensomètre de mesure de variation de diamètre. Cette mise au point a montré qu'il était important de réaliser un montage d'essai le plus rigide possible, afin d'obtenir une propagation suffisamment lente de la fissure initiée au cœur des éprouvettes.

Les résultats obtenus lors de ces essais ont souligné la grande ductilité des matériaux étudiés, en particulier de l'acier inoxydable austénitique type 316L, pour lequel, à température ambiante, les niveaux de déformation atteints sont de l'ordre de 180%.

Les observations réalisées sur des coupes d'éprouvettes chargées jusqu'à un point proche de la rupture ont confirmé la présence de cavités au sein du matériau, et donc le processus de rupture ductile par germination, croissance et coalescence de cavités. Les taux de cavités observés restent néanmoins faibles (excepté pour l'acier 316Nb-RV), et la répartition de ces cavités est hétérogène.

La simulation numérique des essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées (dites AE) a mis en évidence l'insuffisance des données d'un essai de traction monotone sur éprouvette lisse pour définir la courbe d'écrouissage des différents matériaux. Une détermination par résolution inverse de ces courbes à partir des données

expérimentales des essais sur éprouvettes AE nous a en revanche permis d'obtenir de bons résultats. Cette méthode a pu être validée à partir des observations de cavités, montrant que le taux de cavités reste suffisamment faible pour autoriser ce type d'identification.

Pour les différents matériaux et températures, l'étude de l'évolution du taux de triaxialité au cœur des éprouvettes axisymétriques entaillées a montré qu'il était possible d'obtenir une plage de triaxialités non négligeable pour l'acier 16MND5. Cela nous a permis de conclure que pour ce matériau, le paramètre critique de Rice-Tracey, $\ln(R/R_0)_c$, déterminé à partir de la simulation en élastoplasticité des essais de traction sur éprouvettes AE, dépend de la triaxialité. En revanche, les plages de triaxialités obtenues pour les aciers de type austénitique sont relativement faibles, les valeurs obtenues à rupture étant même très voisines dans le cas de l'acier 316L à température ambiante. Il est donc difficile dans ce cas de conclure sur la dépendance du paramètre $\ln(R/R_0)_c$ avec le taux de triaxialité.

La modélisation effectuée à partir du modèle de Gurson-Tvergaard a montré que le modèle utilisé était incomplet et qu'il était nécessaire d'y adjoindre le critère de rupture proposé par Needleman et Tvergaard. Néanmoins, nous avons pu, avec ce modèle simple, identifier différents paramètres permettant de simuler correctement les essais sur éprouvettes AE. La détermination d'une taille de maille pertinente liée à ce type de modèle a été effectuée pour l'acier 16MND5 par simulation d'un essai sur éprouvette CT. Une modélisation 2D ne nous a pas permis de déterminer une taille de maille donnant des résultats satisfaisants. Le passage à une modélisation 3D, qui nous a imposé l'utilisation d'éléments finis de type linéaire, a conduit à une taille de maille de 0,25 mm donnant de bons résultats.

PERSPECTIVES

Les perspectives ouvertes pour la suite de ce travail sont nombreuses.

Au niveau expérimental, il serait intéressant de modifier les montages d'essais afin d'augmenter leur rigidité et ainsi de pouvoir enregistrer de manière satisfaisante la propagation de la fissure. Par ailleurs, il serait nécessaire, en particulier dans l'optique d'une détermination des paramètres des modèles par résolution inverse, de mesurer les déplacements sur les éprouvettes elles-mêmes, en des points néanmoins suffisamment éloignés de l'entaille.

Il conviendrait également de réaliser des observations sur des coupes d'éprouvettes chargées à 280°C jusqu'à un niveau proche de la rupture, afin de les comparer à celles effectuées à température ambiante. Pour cela, il serait préférable d'utiliser des éprouvettes munies de deux entailles : l'essai peut alors être mené à son terme, au bout duquel la rupture a été atteinte sur l'une des entailles, la seconde étant alors chargée à un niveau très voisin de la rupture.

Le problème de la complexité et de la taille du modèle de l'éprouvette CT vis à vis de nos moyens informatiques pourrait par exemple être résolu par l'utilisation d'essais expérimentaux sur éprouvettes axisymétriques fissurées, qui, modélisés en 2D axisymétrique posséderaient un nombre de degrés de liberté nettement plus faible. Par ailleurs, un modèle 2D axisymétrique permet de rendre compte d'un problème 3D avec une hypothèse faible par rapport aux hypothèses de contraintes ou déformations planes.

En ce qui concerne le modèle de Rice-Tracey, il reste à déterminer une taille de maille liée aux paramètres calculés, à partir de la modélisation d'éprouvettes fissurées.

Il serait intéressant également d'appliquer d'autres modèles de type découplés, E. MARQUES [MARQ98] ayant montré par exemple la validité du modèle de Tai et Yang modifié pour modéliser la déchirure de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Il conviendrait par ailleurs de compléter le modèle de Gurson-Tvergaard que nous avons utilisé par le critère de rupture proposé par Needleman et Tvergaard. De nouveaux jeux de paramètres seraient alors à déterminer ; il serait alors sans doute plus aisé de déterminer une taille de maille pertinente à partir de la simulation d'éprouvettes fissurées. Là encore, il serait intéressant d'effectuer cette détermination sur des éprouvettes axisymétriques fissurées, et de

valider l'ensemble des résultats obtenus par simulation d'un autre type d'essai ou d'un élément de structure fissuré.

Enfin, nous n'avons pas tenté l'application du modèle proposé par ROUSSELIER. Or, il semble, d'après les résultats d'E. MARQUES, que ce modèle donne de bons résultats même dans le cas des chargements complexes.

Enfin reste à plus long terme le problème de la rupture ductile des joints soudés en aciers inoxydables austénitiques entre eux ou même en mixte avec des aciers peu alliés, où l'hétérogénéité entre les différentes zones (métal de base, joint, ZAT) complique le problème.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [ABA98] : Abaqus 5.7 User's Manual, Hibbit Karlsson et Sorensen (1998).
- [AMA85] AMAR E., PINEAU A. : "Interpretation of ductile fracture toughness temperature dependence of a low strength steel in terms of a local approach" Eng. Fract. Mech. Vol. 22 n°6, (1985) pp. 1061-1071.
- [ARG75] ARGON A.S., IM J., SAFOGLU R., Metall. Trans. Vol A6, (1975) pp. 825.
- [BALL83] BALLADON P., HERITIER J., RABBE P. : Fracture Mechanics : Fourteenth Symposium Vol II : Testing and Applications. ASTM STP 791, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1983) pp. II486-II513.
- [BALL83] BALLADON P. " J-R curves on austenitic stainless steels. Comparison of unloading compliance and interrupted test methods. Effects of specimen size notch effect. " Ductile Fracture Test Methods (1983) pp. 110-114.
- [BALL86] BALLADON P., HERITIER J. : "Comparison of ductile crack growth resistance of austenitic, niobium stabilized austenitic and austeno-ferritic stainless steels" Fracture Mechanics : Seventeenth Volume ASTM STP (1986) pp. 661-682.
- [BAT86] BATISSE R., BETHMONT M., DEVESA G., ROUSSELIER G. : "Ductile fracture of A508 C13 steel in relation to inclusion content : the benefit of the local approach of fracture and continuum damage mechanics" International seminar on local approach of fracture (1986) Moret sur Loing.
- [BAU96] BAUVINEAU L. " Approche locale de la rupture ductile : Application à un acier Carbone-Manganèse. " Thèse, Ecole Nationale Supérieure de Mines de Paris (1996).
- [BERG77] BERG C.A. : " Inelastic behaviour of solids " (ed M.F. Kanninen et al.) Mc Graw-Hill (1970) p171.
- [BES95] BESSON J., LEBLOND J.B. Workshop Mechanical Behaviour of damage solid, (1995).
- [BRID52] BRIDGMAN P.W., Studies in large plastic flow and fracture, Mc GRAW HILL, New York, (1952).
- [BUD82] BUDIANSKY B., HUTCHINSON J.W., SLUTSKY S. : « Void growth and collapse in viscous solids » Mechanics of solids, The Rodney hill 60th anniversary volume, ed. H.G. Hopkings and M.J. Sewell, Pergamon Press Oxford and New York, pp13-45.
- [CAI94] CAILLETAUD G., PILVIN Ph. : « Identification and inverse problems related to material behaviour » Inverse problems in engineering mechanics, Bui Tanaka et Al. (1994) pp. 79,86
- [CAR84] CRADEW G.E., GOLDTHORPE M.R., HOWARD I.C., KFOURI A.P. : " On the elastic T-term " Fundamentals of deformation and fracture (1984) pp. 465-476.
- [CES95] "Caractérisation en résistance à la déchirure des aciers inoxydables austénitiques cat. 25N et 26Bis" Dossier matériaux S-95095.

- [CHER67] CHEREPANOV G.P. : " Crack propagation in continuous media " USSR J. Appl. Math. and Mech. Translation Vol. 31, (1967), pp. 504.
- [CLIN68] McClintock F.A. : « A criterion for ductile fracture by growth of holes » Journal Applied Mechanics, Vol. 35 (1968) pp363-371.
- [DAV83] DAVIES P.H. : Elastic-Plastic Fracture : Second Symposium Vol II : Fracture Resistance Curves and Engineering Applications ASTM STP 803 American Society for Testing and Materials Philadelphia (1983) pp. II 611 II 631.
- [DEV89] DEVAUX J.C., MUDRY F., PINEAU A., ROUSSELIER G. "Experimental and numerical validation of a ductile fracture local criterion based on a simulation of a cavity growth." Non Linear Fracture Mechanics : Vol II Elastic Plastic Fracture ASTM STP 995 (1989) pp. 7-23.
- [DOD93] DODDS R.H., SHIH C.F., ANDERSON T.L. : " Continuum and micromechanics treatment of constraint in fracture " Report NP 46 (1993) Division of engineering Office of nuclear regulatory research. US Nuclear Regulatory Commission.
- [ESH74] ESHELBY J.D. : " Calculation of energy release rate " In Propects of Fracture Mechanics Sih, Van Elst, Broek Ed Noordhoff (1974), pp. 69-84.
- [FRA69] FRANKLIN A .G., Journal of the Iron steel Institute (1969) p181.
- [GOL93] GOLOGANU, M. LEBLOND, J.-B. DEVAUX, J. : « Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids--case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities. » Journal of the mechanics and physics of solids. Vol 41 n° 11 (1993) pp1723.
- [GOL94] GOLOGANU, M. LEBLOND, J.-B. DEVAUX, J. : « Approximate Models for Ductile Metals Containing Nonspherical Voids - Case of Axisymmetric Oblate Ellipsoidal Cavities. » Journal of engineering materials and technology Vo. 116 n° 3 (1994) pp290.
- [GUR77] GURSON A.L. : " Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I-Yield criteria and flow rules for porous ductile media " J. Engng. Mater. Tech., Vol 99, (1977), pp. 2-15.
- [HAN76] HANCOCK J.W., MACKENZIE A.C. : " On the mechanisms of ductile failure in high strength steels subjected to multiaxial stress states ", J. Mech. Phys. Solids., Vol. 24, (1976), pp. 147-169.
- [HUT68] HUTCHINSON J.W. : " Singular behaviour at the end of a tensile crack in hardening material ", J. Mech. Phys. of Solids Vol. 16, (1968), pp. 13-31.
- [IDE94] Ideas Master Series 2.1 ; Structural Dynamics Research Corporation (1994)
- [IRW48] IRWIN G.R. : " Fracture dynamics ", Fracturing of metals ASM Publi., (1948), pp. 147-166.
- [IRW58] IRWIN G.R. : " Fracture I", Haandbuch der physik VI, Flügge Ed, (1958), pp. 558-590.

- [JOLY92] JOLY P. "Etude de la rupture d'aciers inoxydables austéno-ferritiques moulés, fragilisés par vieillissement à 400°C" Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1992).
- [JOY94] JOYCE J.A., LINK R.E. : "Effects of tensile loading on upper shelf fracture toughness" Technical report NP126, (1994), Naval Surface Center Carderocks Div. Bethesda MD. Survivability Structures and Mat. Directorate.
- [KFOU86] KFOURI A.P. " Some evaluations of the elastic T-term using Eshelby's method. " Int. J. Fract. (1986) Vol 30, pp301-315.
- [KIR93] KIRK M.J., DODDS R.H. : "Approximate techniques for predicting size effects on cleavage fracture toughness (Jc)." Report NP 40 (1993) Division of engineering Office of nuclear regulatory research. US Nuclear Regulatory Commission.
- [KIR93] KIRK M.T., KOPPENHOEFER K.C., SHIH C.F. : "Effects of constraint on specimen dimensions needed to obtain structurally relevant toughness measures." (1993) ASTM STP 1171.
- [LAR73] LARSSON S.G., CARLSSON A.J. " Influence of non singular stress terms and specimen geometry on small scale yielding at crack-tips in elastic plastic material. " J. Mech Phys Solids (1973) Vol 21 pp. 447-473.
- [LAUT81] LAUTRIDOU J.C., PINEAU A. : " Crack initiation and stable crack growth resistance in A508 steels in relation to inclusion distribution ", Eng. Fracture Mechanics, Vol 15, n°1-2, (1981), pp57-71.
- [LEB95] LEBLOND, J.-B. PERRIN, G. DEVAUX, J. : « An improved Gurson-type model for hardenable ductile metals. » European journal of mechanics. a/solids. (1995) Vol. 14 n° 4 pp 499.
- [LEB97] LEBLOND J.B., DEVAUX J. : « Advances in the numerical simulation of ductile fracture » 14th International Conference on Structural Mechanics (1997) pp. 631-641.
- [LEE82] LEEVERS P.S., RADON J.C. " Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries " International Journal of Fracture Vol 9 (1982) pp. 331-325.
- [LEM85] LEMAITRE J. : « A continuous damage mechanics models for ductile fracture » Journal of engineering materials and technology Vol. 107 (1985) pp. 83-89
- [MAR85] MARINI B., MUDRY F., PINEAU A., Vol 17, Eng. Fracture Mechanics, Vol 22, (1985), pp. 989-996.
- [MARQ98] MARQUES VIEIRA E. " Mécanique non linéaire et approche locale de la rupture. Application à l'acier inoxydable austénitique Z2CN 18-10 sous chargements complexes " Thèse, Ecole Nationale Supérieure de Mines de Paris (1998).
- [MIA95] MIANNAY D. "Mécanique de la rupture" Les Editions de physique (1995).

- [MILLS81] MILLS W.J. : Journal of Testing and Evaluation Vol 9 n°1 (1981) pp. 56-62.
- [MUD82] MUDRY F. : "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés " Thèse d'Etat, Université de Technologie de Compiègne (1982).
- [MUN86] AL MUNDHERI M., SOULAT P., PINEAU A. : « Brittle and ductile fracture of steel 16MND5 : Effect of irradiation » International Seminar on Local Approach, (1986) pp. 243-256.
- [NAKA91] NAKAMURA T., PARKS D.M. " Determination of elastic T-stress along 3-D crack fronts using an interaction integrale ". Int . J. Solids Struct. (1991) Vol 29, pp. 1597-1611.
- [NEE84] NEEDLEMAN A., TVERGAARD V. : "An analysis of ductile rupture in notched bars", Journal of Mech. and Phys. of Solids Vol 32, n°6, (1984) pp. 461-490.
- [NEED78] NEEDLEMAN A., RICE J.R. : Limits to ductility set by plastic flow localization » Mechanics of Sheet Metal Forming (1978) pp. 273-277.
- [ORO55] OROWAN E. : " Energy criteria of fracture " Welding Journal Vol. 34, (1955), pp. 1575-1605.
- [OS91] O'DOWD N.P., SHIH C.F. : "Family of crack tip characterized by a triaxiality parameter : Part I : Structure of fields." Journal of the Mechanics and Physics of solids Vol 39 (1991) pp. 989-1015.
- [OS92] O'DOWD N.P., SHIH C.F. : "Family of crack tip characterized by a triaxiality parameter : Part II Fracture applications." Journal of the Mechanics and Physics of solids Vol 40 (1992) pp. 939-963.
- [PER90] PERRIN G., LEBLOND J.B. : " Analytical study of a hollow sphere made of plastic porous material and subjected to hydrostatic tension. Application to some problems in ductile fracture of metals. " Int. Journal of Plasticity Vol 6 (1990) pp. 677-699.
- [PIN92] PINEAU A. : "Global and local approaches of fracture - Transferability of laboratory test results to components" Topics in fracture and fatigue, (1992) pp. 197-234.
- [PIN97] PINEAU A. « Modelling of scatter and size effects in ductile and brittle fracture » 14th International Conference on Structural Mechanics, (1997) pp. 77-87.
- [RIC68] RICE J.R. : " A path independant integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks ", J. Appl. Mech., (1968), pp. 379-386.
- [RICE74] RICE J.R." Limitations to the small scale yielding approximation for crack-tip plasticity " J. Mech Phys Solids (1974) Vol 22 pp. 17-26.
- [RIRO68] RICE J.R., ROSENGREN G. F. : " Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material ", J. Mech. Phys. of Solids Vol. 16, (1968), pp. 1-12.

- [RITRA69] RICE J.R., TRACEY D.M., Journal of the Mechanics and Physics of Solids Vol 17, (1969), pp. 201-217.
- [ROU81] ROUSSELIER G. : " Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage " Three-Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture, North-Holland Pub. Comp., (1981), pp. 331-355.
- [ROU86] ROUSSELIER G. : " Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture " Séminaire International sur l'Approche Locale de la Rupture (1986) pp. 257-284.
- [SCHMI90] SCHMITT W. : "Local approach and micromechanical modelling of fracture" Rapport interne RN1909 W6/90 Fraunhofer Institut fur werkstoffmechanik (1990).
- [SHA89] SHAM T.L. " The determination of the elastic T-term using higher order weight functions " Int. J. Fract. (1989), Vol 84, pp81-102.
- [SHER95] SHERRY A.H., FRANCE C.C., GOLDTHORPE M.R. " Compendium of T-stress solutions for two and three dimensionnal cracked geometries." Fat. Fract. Engng Mater. Struct. (1995) Vol 18 n°1 pp. 141-155.
- [SHI92] SHI Y.W., CHENG J.X., CHEN Y. : « The effect of stress state on the ductility and the critical extent of void growth in nodular cast iron » Materials Science and Engineering, Vol A149 (1992) pp. 192-202.
- [SHIS92] SHICHUN W., HUA L., MIAOQUAN : « Microvoid growth in metals during plastic deformation » Journal of Materials Processing Technology, Vol. 35, (1992) pp. 627-631.
- [SID95] SiDoLo Manuel d'utilisation Version 2.4 Ecole Centrale de Paris (1995).
- [SUM93] SUMPTER J.D.G. « Constraint based analysis of shallow cracks in mild steel. » Proceedings of the TWI/EWI/IS International conference of shallow fracture mechanics, Toughness and applicatio, paper 7. (1993).
- [TAI86] : « A new microvoid-damage model for ductile rupture » Engineering Fracture Mechanics, Vol.25 n°3 (1986) pp377-384.
- [THOM90] THOMASON P.F. : "Ductile fracture of metals" Pergamon Press. (1990)
- [TVER82] TVERGAARD V. : " On the localization in ductile materials containing spherical voids " Int. J. Fract., Vol 17, (1982), pp. 237-252.
- [TVER92] TVERGAARD, V. HUANG, Y. HUTCHINSON, J.W. : « Cavitation instabilities in a power hardening elastic-plastic solid. » European journal of mechanics. A/solids. Vol. 11 n° 2 (1992) pp215.
- [TVER94] TVERGAARD, V. HUTCHINSON, J.W. : « Effect of Initial Void Shape on the Occurrence of Cavitation Instabilities in Elastic-Plastic Solids. » Journal of applied mechanics.) Vol. 60 n°4 (1993) pp 807.

[TVER96] TVERGAARD, V. : « Effect of void size difference on growth and cavitation instabilities. » Journal of the mechanics and physics of solids. Vol. 44 n° 8 (1996) pp1237.

[WANG92] WANG YY., PARKS D.M., " Evaluation of the elastic T-stress in surface-cracked plates using the line-spring method." Int J. Fract. (1992) Vol 56, pp. 252-40.

[WILL57] WILLIAMS M.L. " On the stress distribution at the base of a stationary crack " J Appl. Mech. (1957) Vol 24 pp. 109-114.

[ZHAN94] ZHANG Z.L., NIEMI E. : "Analysing ductile fracture using dual dilational constitutive equations" Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures Vol 17 (1994) pp. 695-707.

ANNEXE A :

**METHODE DE DETERMINATION DU DIAMETRE A
L'AMORCAGE DE FISSURE SUR LES ESSAIS DE TRACTION SUR
EPROUVETTES AE**

Dans cette annexe, nous présentons la méthode utilisée pour identifier la variation de diamètre à l'amorçage de fissure pour les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées.

La principale caractéristique à l'amorçage est un changement de pente sur la courbe Charge-Variation de diamètre en fond d'entaille. Ce changement de pente était plus ou moins marqué sur certains essais, en particulier dans le cas de l'acier 316Nb-RL.

Afin de déterminer précisément et objectivement la variation de diamètre associée à l'instant de ce changement de pente, nous avons utilisé la première dérivée de la charge par rapport à la variation de diamètre.

Cette dérivée a été calculée comme suit, à partir du signal de charge F et de la variation de diamètre $\Delta\phi$:

$$\frac{dF}{d\Delta\phi}(i) = \frac{F(i+1) - F(i-1)}{\Delta\phi(i+1) - \Delta\phi(i-1)}$$

L'utilisation des données avant et après le point d'amorçage permet d'obtenir des valeurs moins perturbées par le bruit sur les signaux enregistrés.

La Figure A-1 illustre la méthode dans le cas d'un essai sur une éprouvette type AE4 en acier 16MND5 à température ambiante.

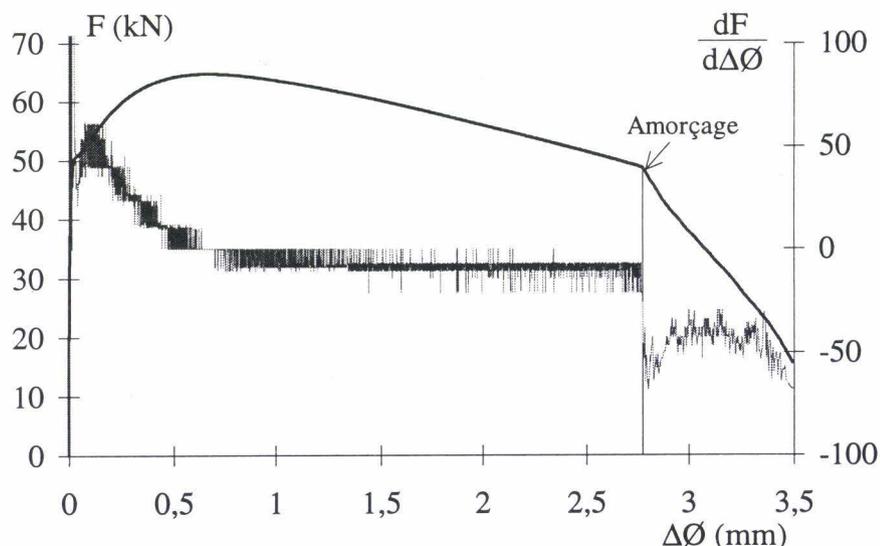


Figure A-1 : Courbes charge - variation de diamètre et sa dérivée. Eprouvette de type AE4. Acier 16MND5. Température ambiante.

Dans le cas présenté sur cette figure, l'identification ne pose aucun problème, et on note bien une chute importante de la dérivée permettant d'identifier, dans le fichier de données, la valeur la plus proche de la variation de diamètre à l'amorçage de fissure.

Cette méthode présente plus d'intérêt dans le cas de l'acier 316Nb-RL, comme on peut le voir sur la Figure A-2.

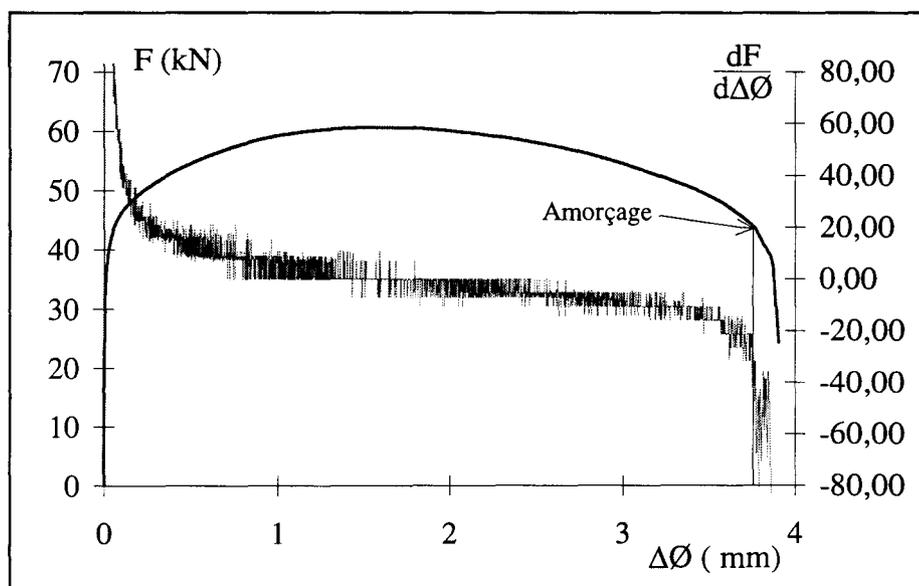


Figure A-2 : Courbe charge - variation de diamètre et sa dérivée. Eprouvette de type AE2. Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

La courbe dérivée permet de définir plus précisément celui-ci. Cependant, celle-ci présente une variation en plusieurs phases dont une diminution progressive, après 3,5 mm de variation de diamètre, puis une chute nettement plus marquée, à partir de 3,8 mm.

Nous avons supposé dans ce cas que le diamètre à l'amorçage se situait au niveau de cette chute bien marquée de la dérivée.

ANNEXE B :

**OBSERVATION DES FACIES DE RUPTURE SUR
EPROUVETTES AE.**

SOMMAIRE ANNEXE B

B.1. : OBSERVATION DES FACIÈS OBTENUS APRÈS ESSAIS À TEMPÉRATURE AMBIANTE	B-2
B.1.1. : Acier 16MND5.....	B-2
B.1.2. : Acier 316L.....	B-6
B.1.3. : Acier 316Nb-RV.....	B-10
B.1.4. : Acier 316Nb-RL.....	B-13
B.2. : OBSERVATION DES FACIÈS DE RUPTURES APRÈS ESSAIS À 280°C	ERREUR! SIGNET NON DÉFINI.
B.2.1. Acier 16MND5	<i>Erreur! Signet non défini.</i>
B.2.2. Acier 316L.....	<i>Erreur! Signet non défini.</i>
B.2.3. Acier 316Nb-RV.....	<i>Erreur! Signet non défini.</i>
B.2.4. Acier 316Nb-RL.....	<i>Erreur! Signet non défini.</i>

Les faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées ont été observés pour chaque matériau et chaque géométrie sur une demi-éprouvette, à l'aide d'un microscope électronique à balayage HITACHI S2500, muni d'une sonde d'analyse X-EDS KEVEX.

Cette analyse a permis de mettre en évidence des différences notables de tailles et populations de cupules entre les faciès des différents matériaux. On retrouve sur chaque demi-éprouvette un faciès type en "cup and cone", avec, en zone centrale des cupules de traction, et sur les bords des cupules de cisaillement.

B.1. : Observation des faciès obtenus après essais à température ambiante

B.1.1. : Acier 16MND5

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 16MND5 sont présentés Figure B-1, Figure B-2 et Figure B-3, respectivement.

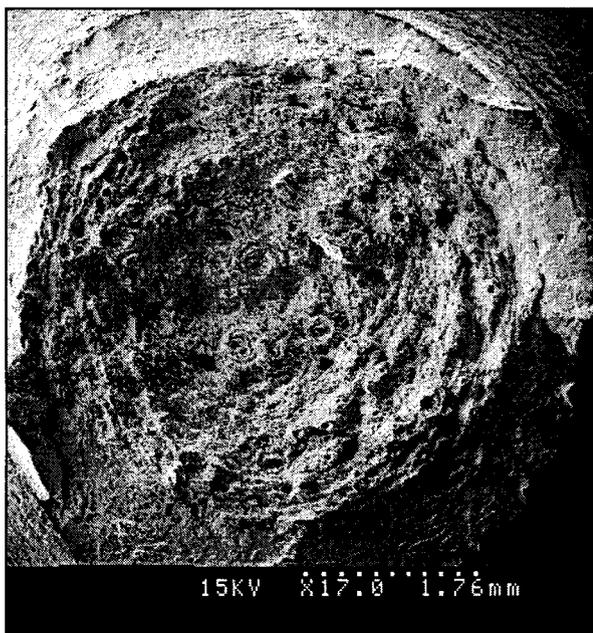


Figure B-1 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE2. Acier 16MND5.
Température ambiante.

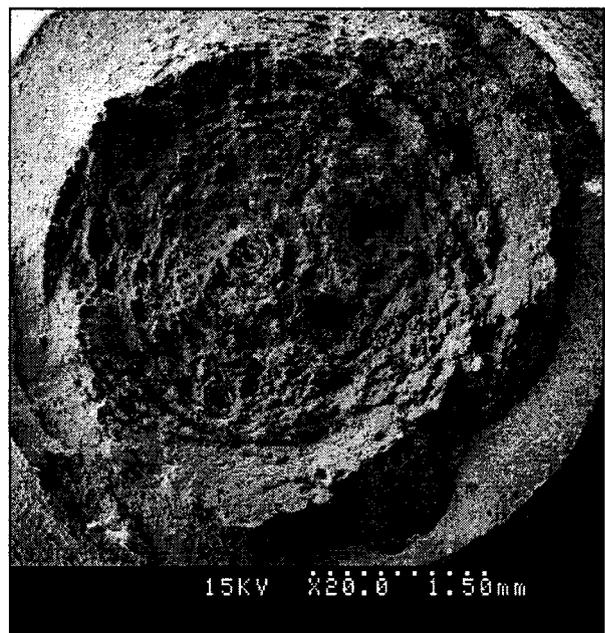


Figure B-2 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE4. Acier 16MND5.
Température ambiante.

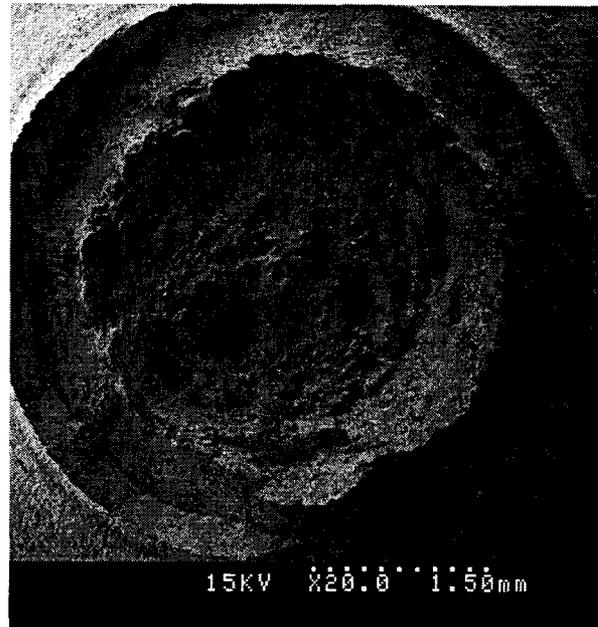


Figure B-3 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE10.

Acier 16MND5. Température ambiante.

Chaque faciès révèle l'existence de trois populations de cupules :

- des grosses cupules de diamètre pouvant atteindre plus de 100 μm , amorcées sur les inclusions de sulfure de manganèse (Figure B-4),
- des cupules de tailles moyennes (10 à 20 μm) amorcées soit sur des sulfures de manganèse de plus petite taille, soit sur des oxydes d'aluminium et de calcium (Figure B-5),
- des cupules très fines, de l'ordre du μm , amorcées au moment de la rupture, sur des carbures (Figure B-6).

Il est à noter cependant que la frontière entre les trois populations n'est pas franche ; on peut trouver des cupules de toute taille entre quelques μm et 150 μm .

On retrouve ce type de faciès sur les trois géométries, avec des tailles sensiblement identiques.

Sur les bords du faciès, on observe de fines cupules de cisaillement (Figure B-7).

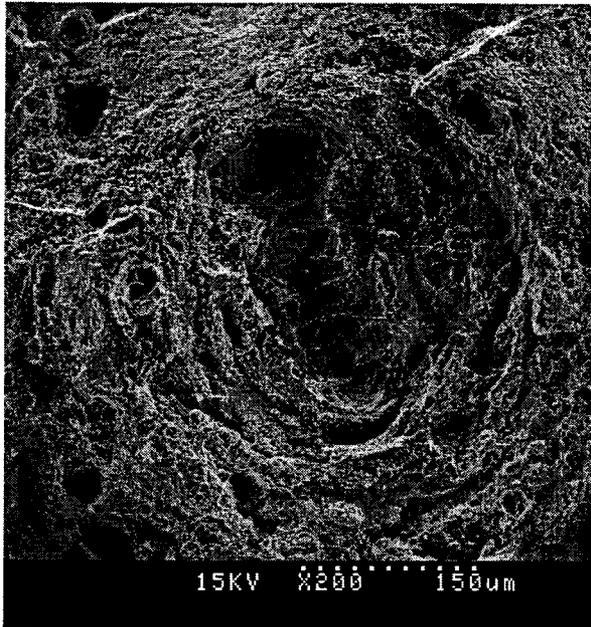


Figure B-4 : Grosse cupule allongée.
Eprouvette AE4. Acier 16MND5.
Température ambiante.

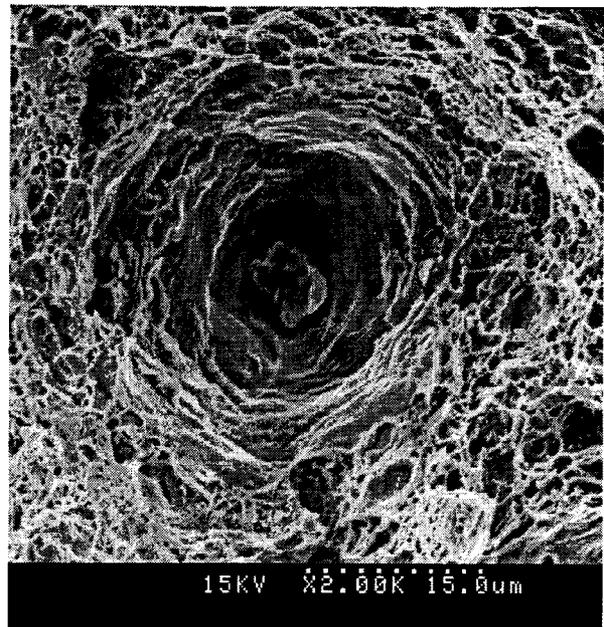


Figure B-5 : Cupule de taille moyenne.
Eprouvette AE4. Acier 16MND5.
Température ambiante.

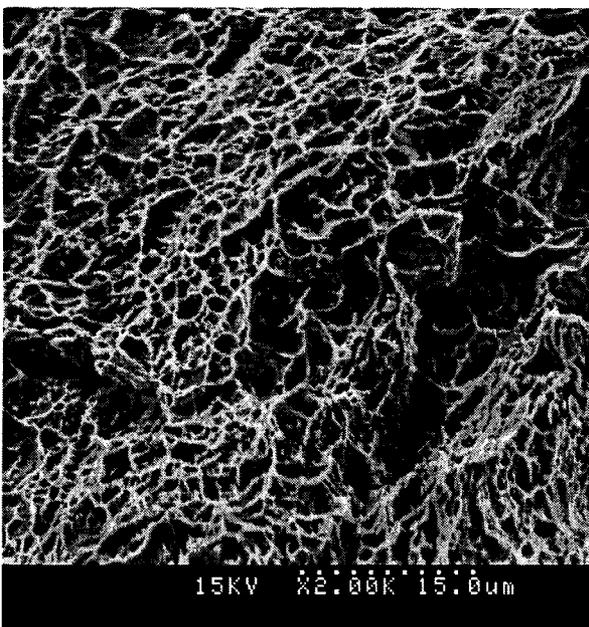


Figure B-6 : Cupules fines. Eprouvette AE4.
Acier 16MND5. Température ambiante.

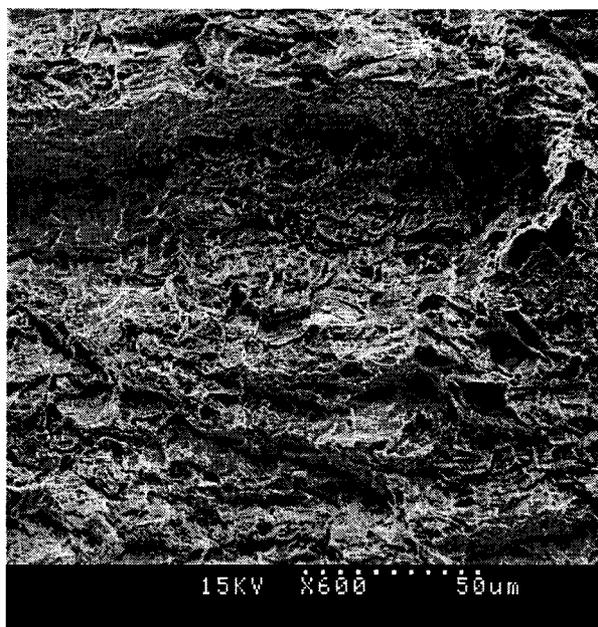


Figure B-7 : Cupules de cisaillement.
Eprouvette AE4. Acier 16MND5.
Température ambiante.

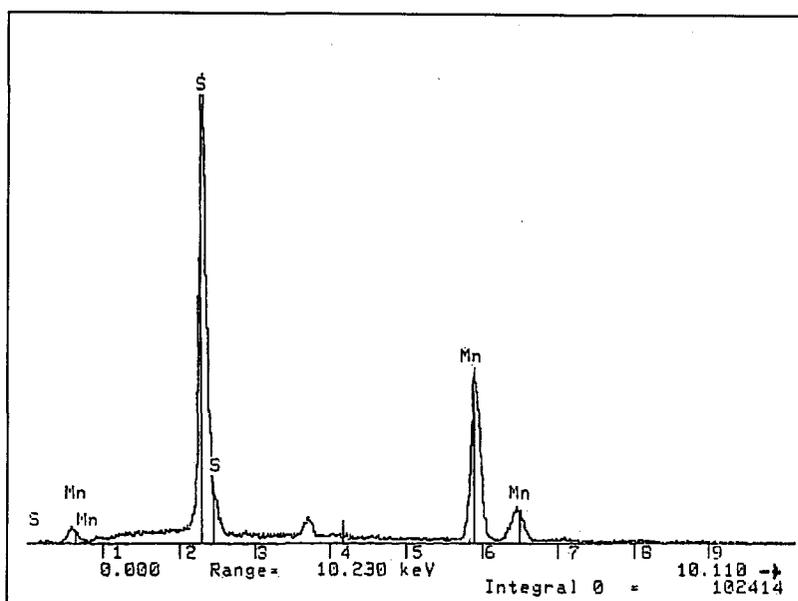


Figure B-8 : Spectre X-EDS d'une inclusion de type MnS. Acier 16MND5.

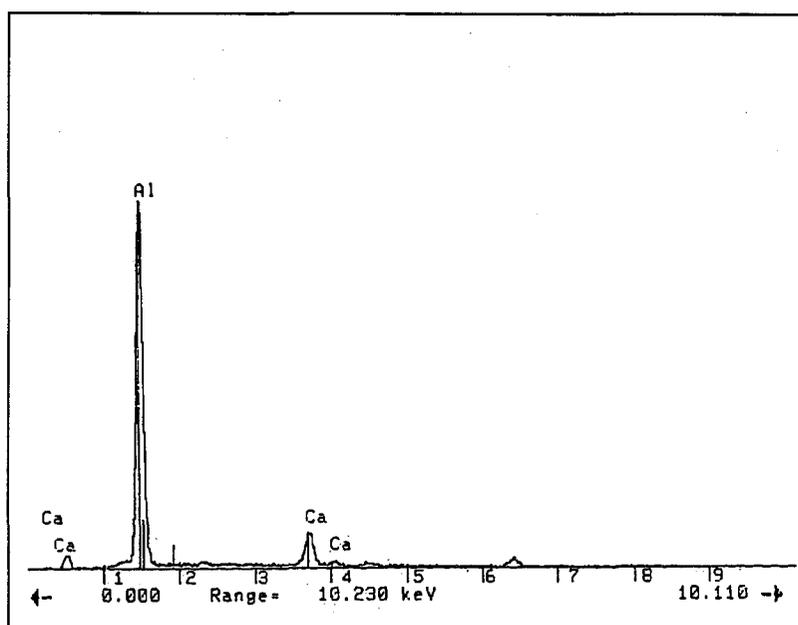


Figure B-9 : Spectre X-EDS d'un oxyde d'aluminium et de calcium. Acier 16MND5.

B.1.2. : Acier 316L

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 316L sont présentés Figure B-10 Figure B-11 et Figure B-12 respectivement.

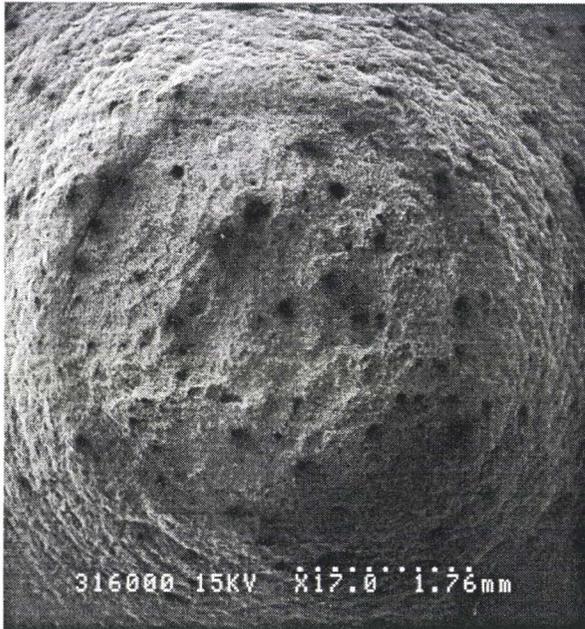


Figure B-10 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE2. Acier 316L. Température ambiante.

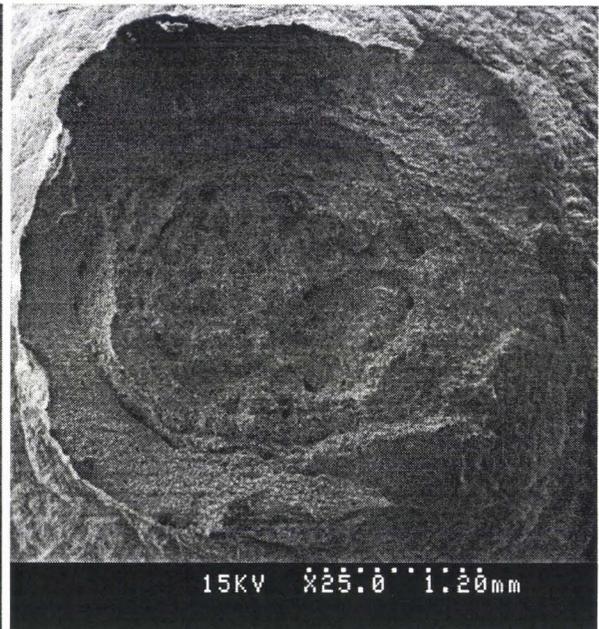


Figure B-11 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE4. Acier 316L. Température ambiante.

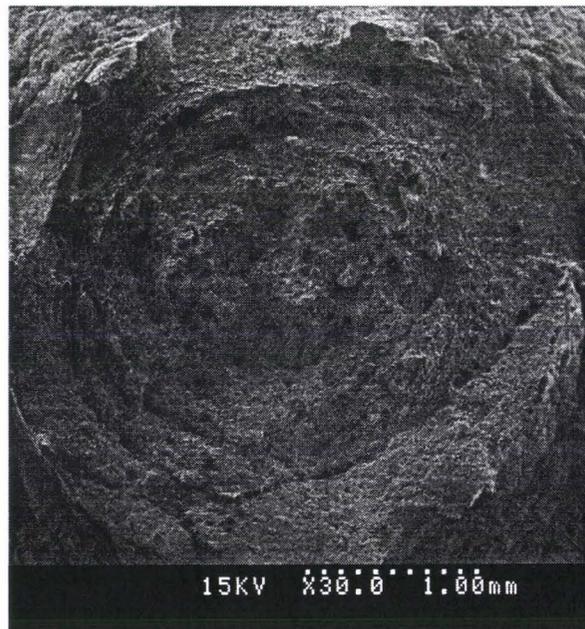


Figure B-12 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE4.
Acier 316L. Température ambiante.

Pour ce matériau, la taille des cupules est nettement plus homogène que sur l'acier 16MND5. On retrouve les mêmes types et tailles de cupules sur les trois géométries.

On observe essentiellement des cupules d'une taille moyenne d'environ 50 μm (Figure B-13), au fond desquelles on trouve souvent des oxydes d'aluminium et de calcium (Figure B-16). Entre ces cupules, on observe des cupules plus fines (Figure B-14), sans doute formées en fin d'essai au moment de la rupture finale, d'une taille de 5 à 10 μm . Sur les bords, on retrouve des cupules de cisaillement (Figure B-15).

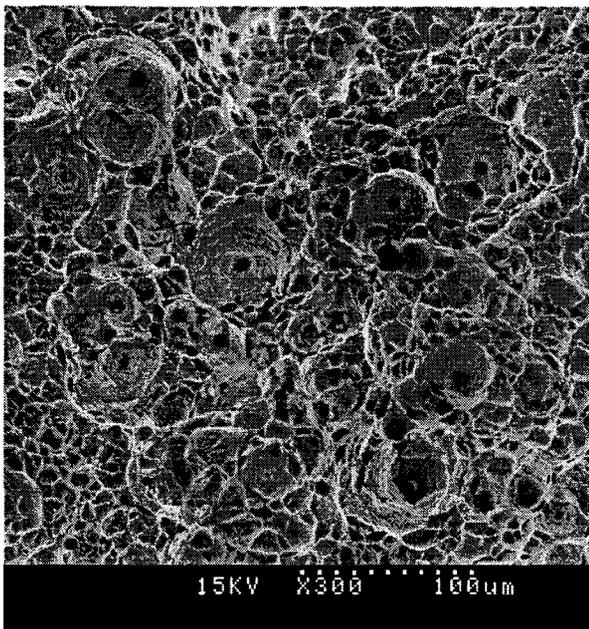


Figure B-13 : Cupules de taille moyenne.
Eprouvette AE2. Acier 316L.
Température ambiante.

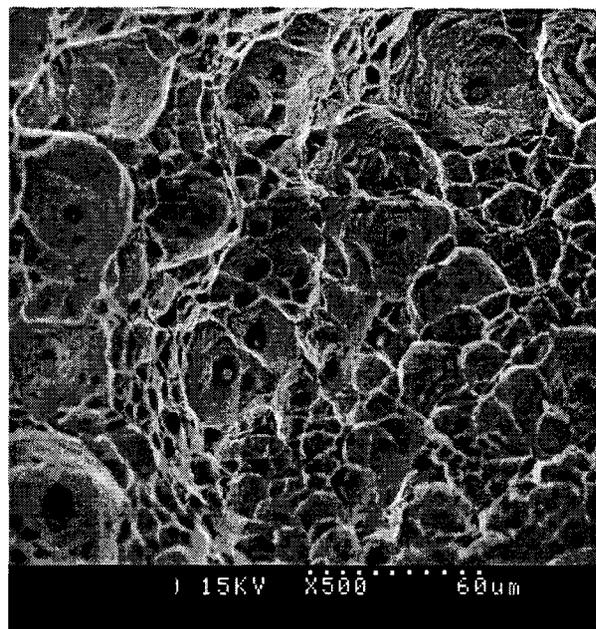


Figure B-14 : Fines cupules. Eprouvette AE2.
Acier 316L. Température ambiante.

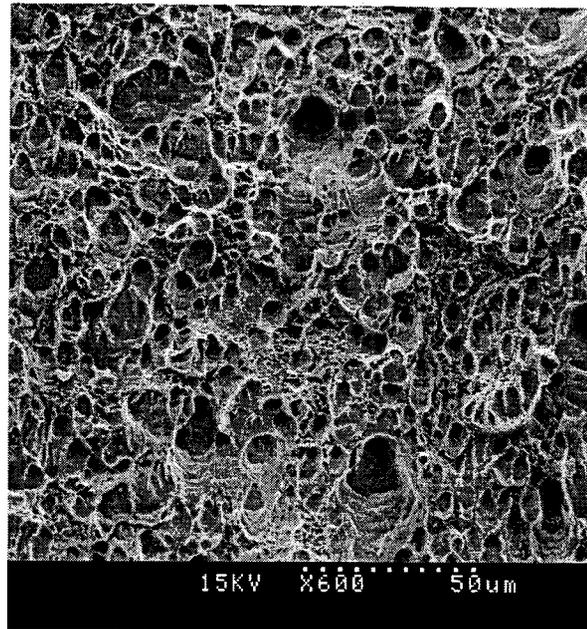


Figure B-15 : Cupules de cisaillement. Eprouvette AE10. Acier 316L.
Température ambiante.

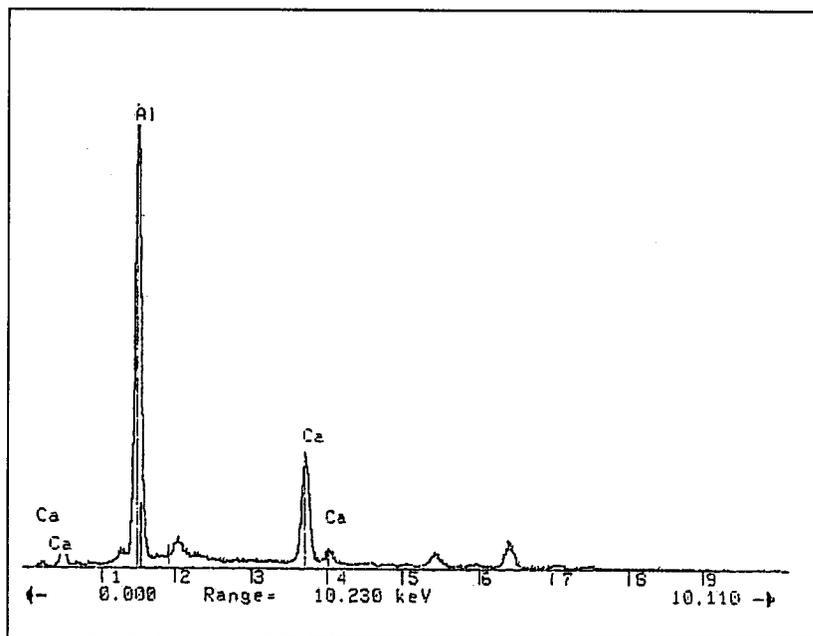


Figure B-16 : Spectre X-EDS d'un oxyde d'aluminium et de calcium. Acier 316L.

B.1.3. : Acier 316Nb-RV

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 316Nb-RV sont présentés Figure B-17, Figure B-18 et Figure B-19, respectivement.



Figure B-17 : Faciès de rupture. AE2.
316Nb-RV. Température ambiante.

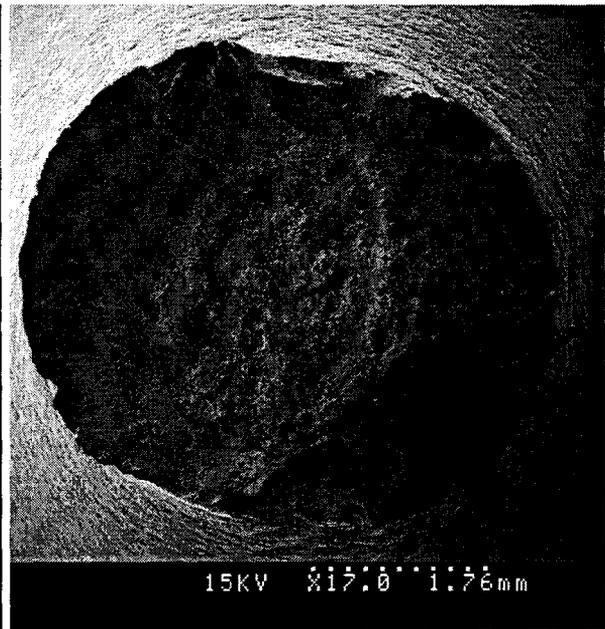


Figure B-18 : Faciès de rupture. AE4.
316Nb-RV Température ambiante.



Figure B-19 : Faciès de rupture. AE10. 316Nb-RV. Température ambiante.

Pour ce matériau, les cupules sont relativement fines, ayant une taille de l'ordre de 20 à 30 μm (Figure B-20). On retrouve le même type et les mêmes tailles de cupules sur les trois géométries. Dans la majorité des cas, on peut retrouver un ou plusieurs carbonitrides de niobium (Figure B-23) rompus au fond de ces cupules. De même que pour les aciers 16MND5 et 316L, entre ces cupules, on observe une seconde population de cupules beaucoup plus fines, d'une taille de l'ordre du μm (Figure B-21). On observe là encore, sur les bords, des cupules de cisaillement (Figure B-22).

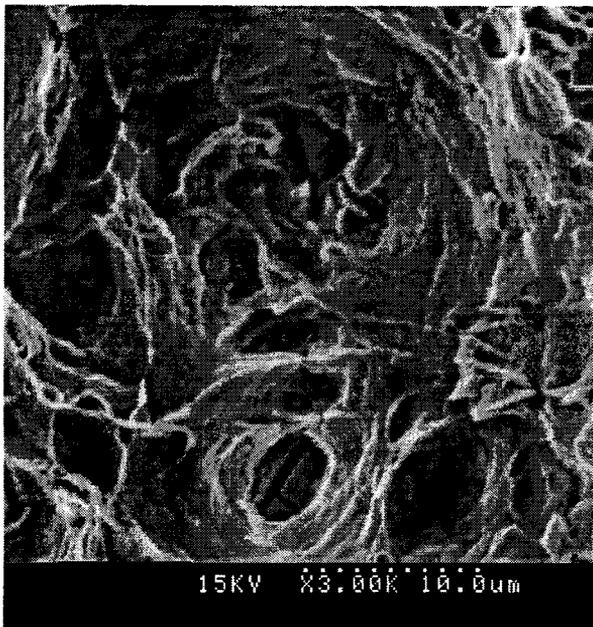


Figure B-20 : Cupules formées sur des carbonitrides de Niobium. Eprouvette AE4. Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

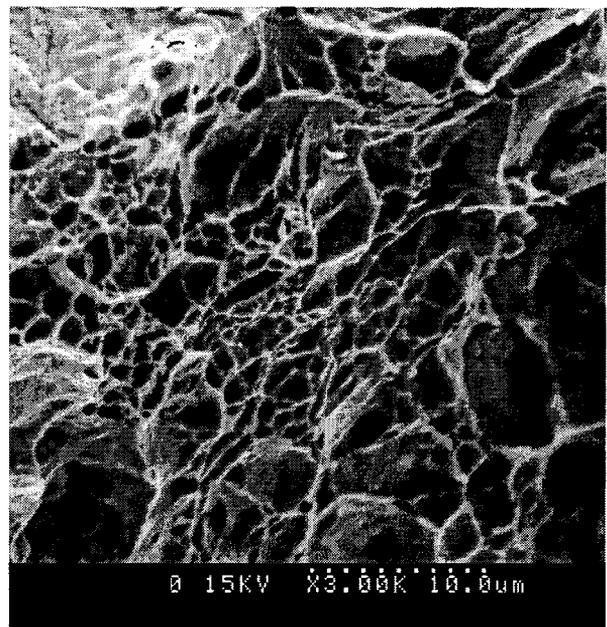


Figure B-21 : Cupules fines. Eprouvette AE10. Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

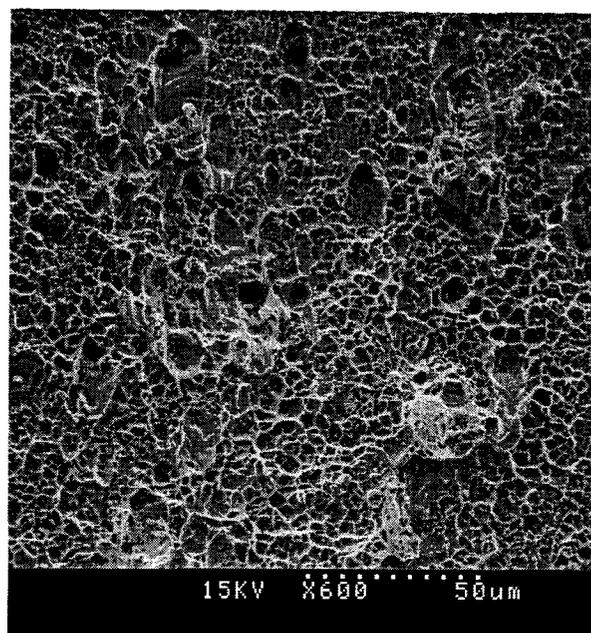


Figure B-22 : Cupules de cisaillement. Eprouvette AE2. Acier 316Nb-RV.
Température ambiante.

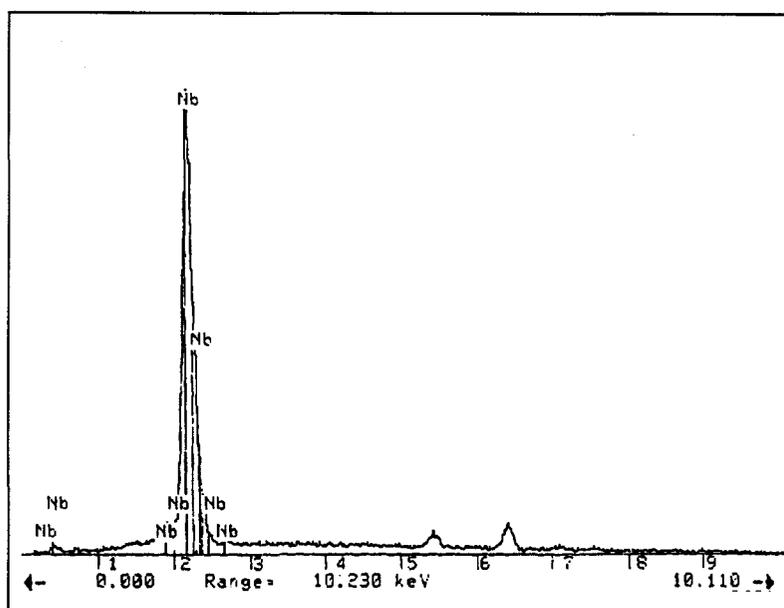


Figure B-23 : Spectre X-EDS d'un carbonitruure de Niobium. Acier 316Nb-RV.

B.1.4. : Acier 316Nb-RL

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 316Nb-RL sont présentés Figure B-24, Figure B-25 et Figure B-26, respectivement.



Figure B-24 : Faciès de rupture AE2.
316Nb-RL. Température ambiante.



Figure B-25 : Faciès de rupture AE4.
316Nb-RL. Température ambiante.

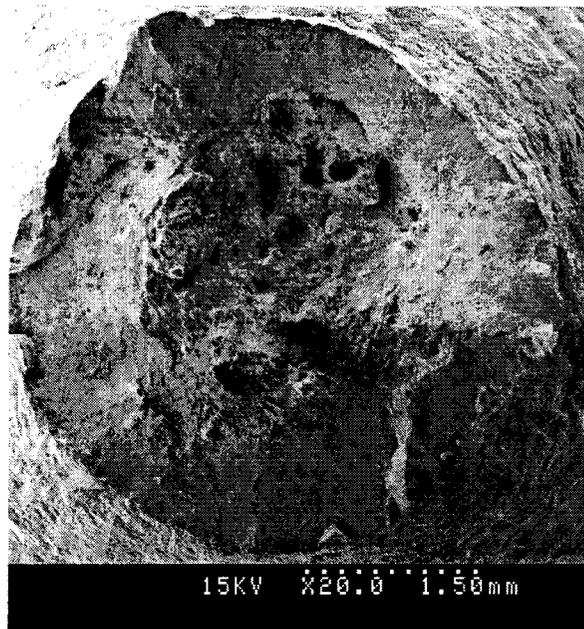


Figure B-26 : Faciès de rupture AE10, 316Nb-RL. Température ambiante.

Pour ce matériau, les faciès de rupture sont très tourmentés. On y trouve des cupules de 50 à 100 μm (Figure B-27), au fond desquelles on peut observer des carbonitrides de niobium (Figure B-28). On observe parfois également des zones dites de " rupture en bois pourri " (Figure B-29).

Entre ces zones se trouvent des zones à cupules très fines, d'une taille d'environ 1 μm (Figure B-30), et sur les bords, de fines cupules de cisaillement (Figure B-31).

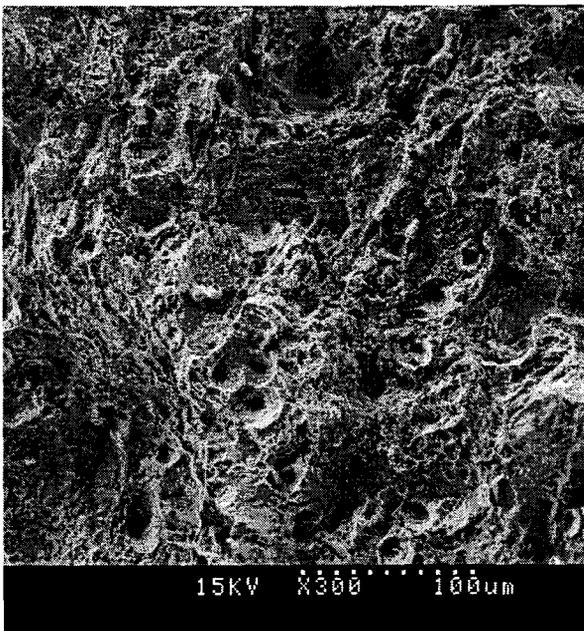


Figure B-27 : Cupules. Eprouvette AE10.
Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

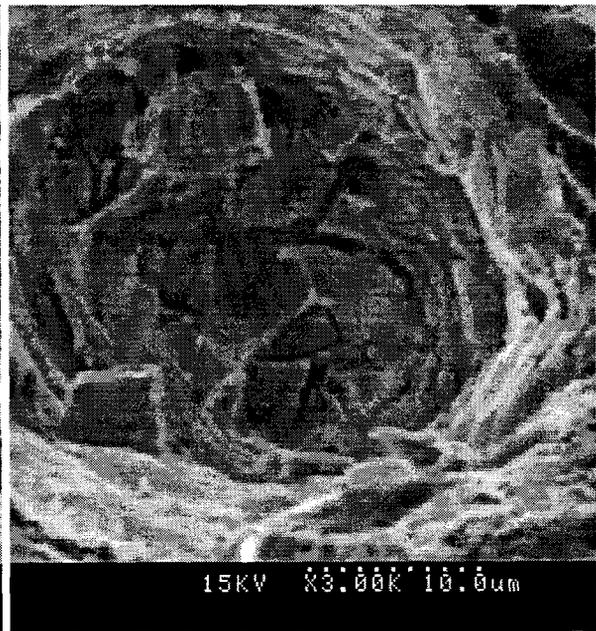


Figure B-28 : Carbonitrides de niobium.
Eprouvette AE4. Acier 316Nb-RL.
Température ambiante.

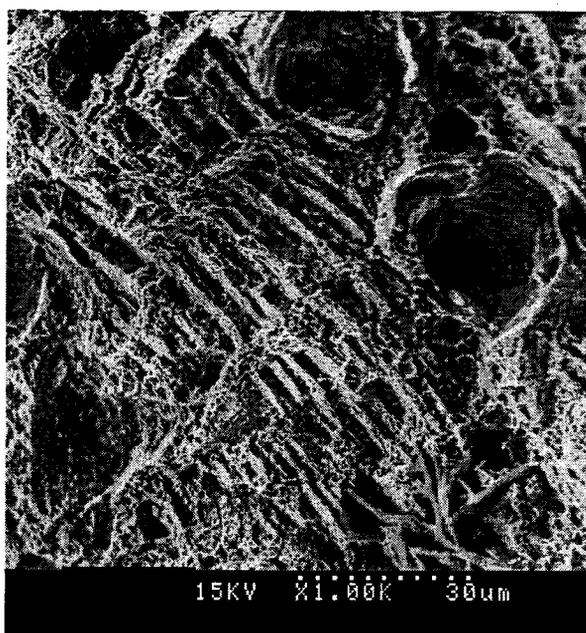


Figure B-29 : Faciès de rupture en bois pourri et grosses cupules. Epreuve AE4. Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

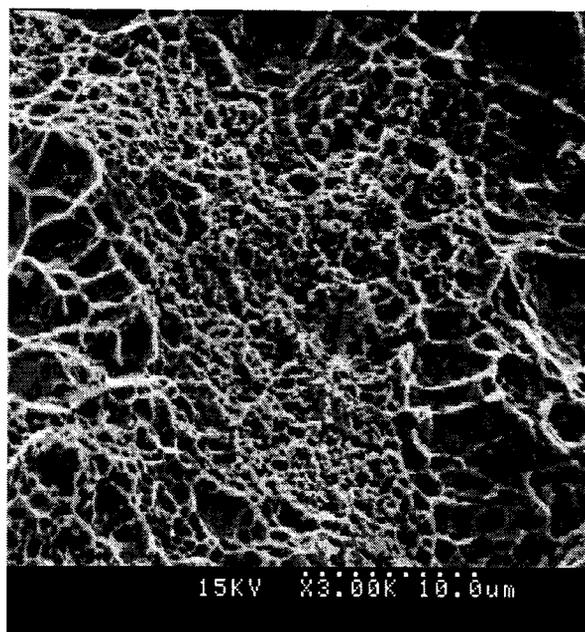


Figure B-30 : Fines cupules. Epreuve AE4. Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

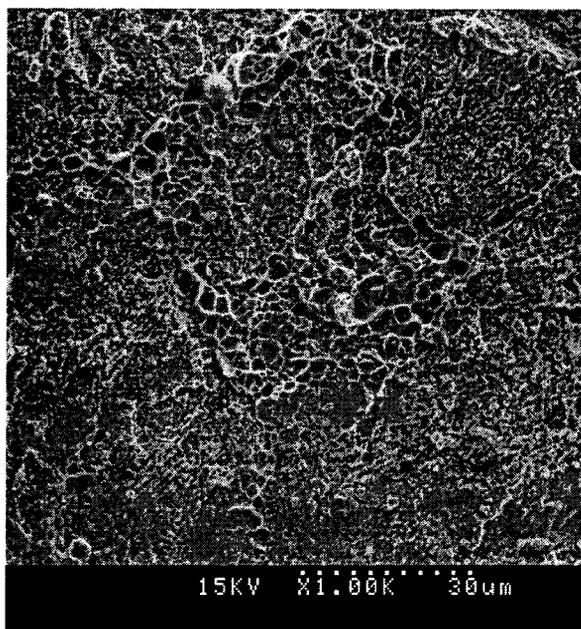


Figure B-31 : Cupules de cisaillement. Epreuve AE10. Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

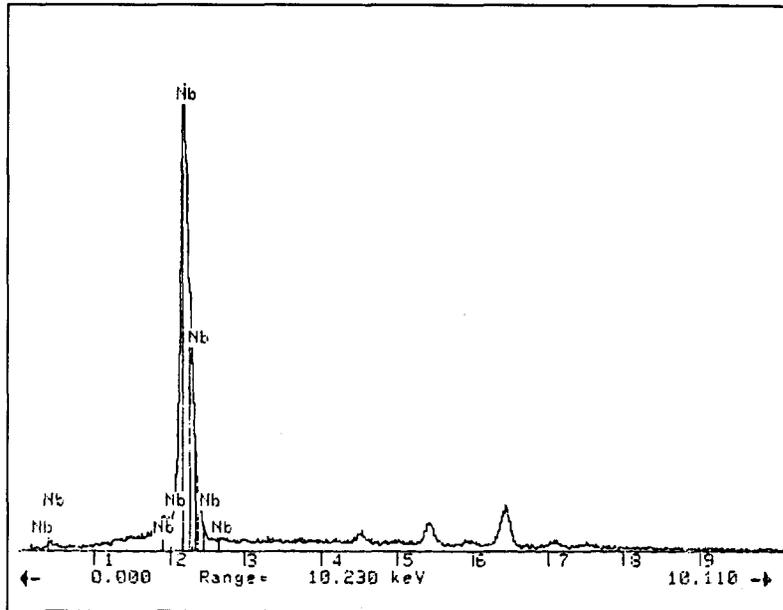


Figure B-32 : Spectre X-EDS d'un carbonitride de Niobium. Acier 316Nb-RL.

B.2. : Observation des faciès de ruptures après essais à 280°C

B.2.1. Acier 16MND5

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 16MND5 rompues à 280°C sont présentés Figure B-33, Figure B-34 et Figure B-35, respectivement.

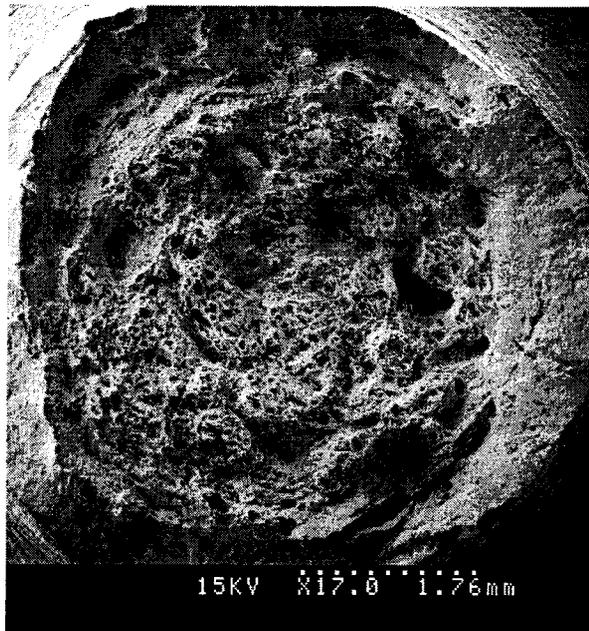


Figure B-33 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE2. Acier 16MND5. 280°C.



Figure B-34 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE4. Acier 16MND5. 280°C.



Figure B-35 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE10. Acier 16MND5. 280°C.

Aucune différence notable n'a été mise en évidence en ce qui concerne les types et tailles de cupules observés sur les trois géométries.

Comme à température ambiante, trois populations de cupules peuvent être identifiées :

- des cupules de taille importante, pouvant atteindre plus de 100 μm , formées sur des sulfures de manganèse dont on peut retrouver des débris (Figure B-36),
- des cupules d'une taille moyenne, de 20 à 50 μm , au fond desquels on retrouve parfois des oxydes d'aluminium ou de calcium (Figure B-37),
- des cupules très fines de l'ordre du μm , situées aux frontières séparant les cupules de taille plus importante (Figure B-38).

Sur les bords des faciès, on trouve des lèvres de cisaillement sur lesquelles on observe des cupules fines de l'ordre du μm . La proportion de la zone rompue en cisaillement peut être assez importante, comme on peut le voir Figure B-39 sur une éprouvette de type AE10. Cette proportion augmente lorsque le taux de triaxialité diminue.

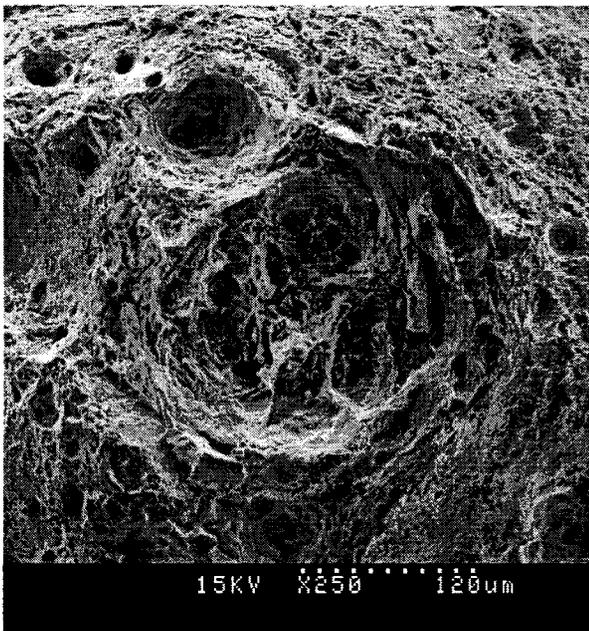


Figure B-36 : Cupule formée sur un sulfure de manganèse. Eprouvette AE4. Acier 16MND5. 280°C.

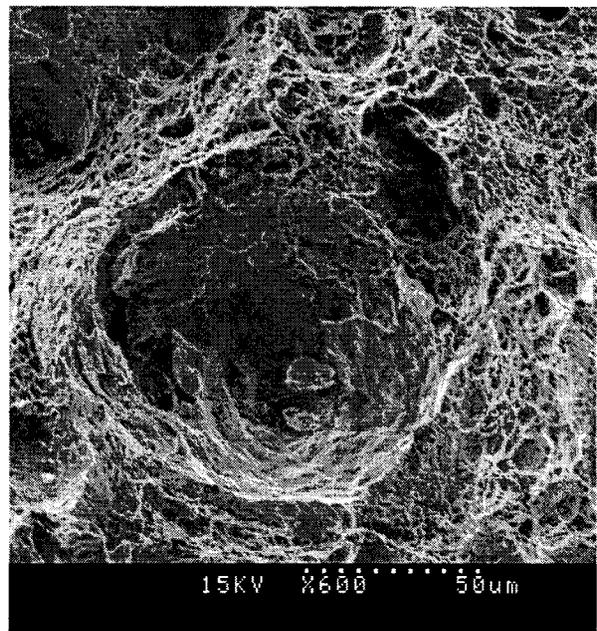


Figure B-37 : Cupule formée sur un oxyde d'aluminium. Eprouvette AE2. Acier 16MND5. 280°C.

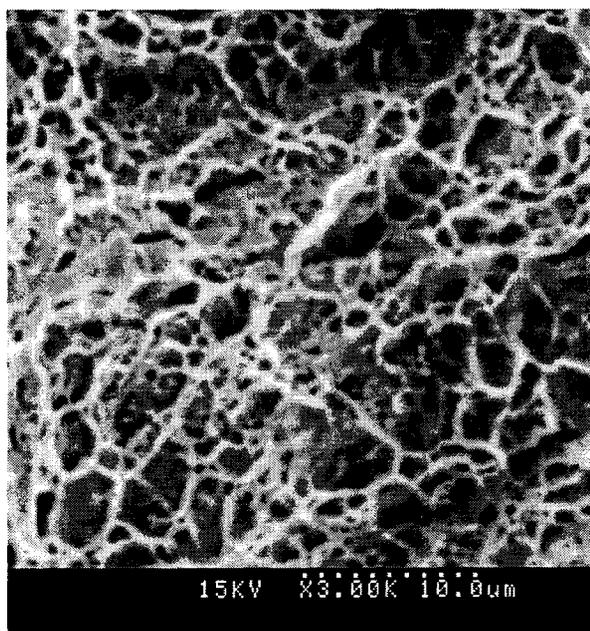


Figure B-38 : Cupules fines.
Eprouvette AE10. Acier 16MND5. 280°C.

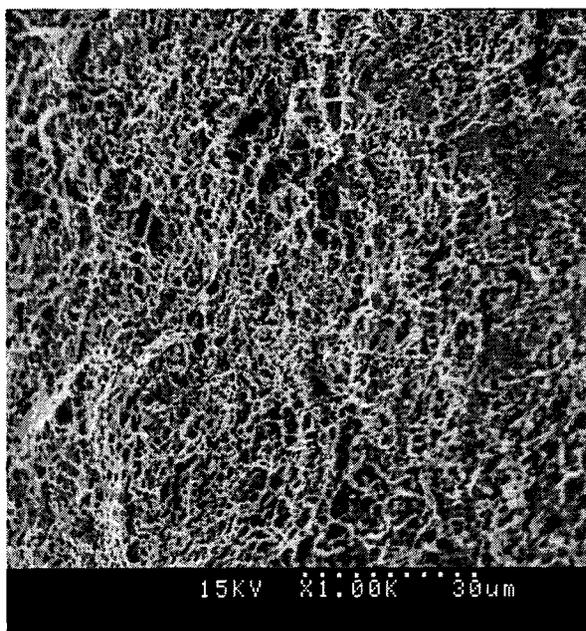


Figure B-39 : Cupules fines sur les lèvres de
cisaillement. Eprouvette AE4.
Acier 16MND5. 280°C.

B.2.2. Acier 316L

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 316L, rompues à 280°C, sont présentés Figure B-40, Figure B-41 et Figure B-42 respectivement.



Figure B-40 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE2. Acier 316L. 280°C.



Figure B-41 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE4. Acier 316L. 280°C.

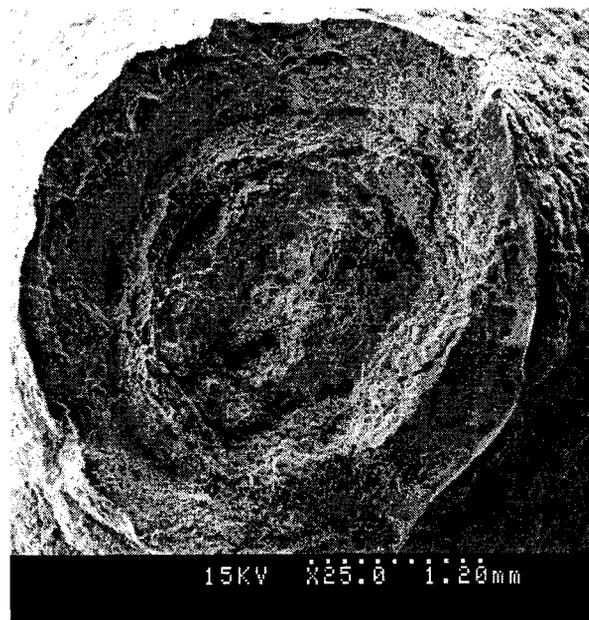


Figure B-42 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE10. Acier 316L. 280°C.

Aucune différence notable n'a pu être observée pour les tailles et populations de cupules en fonction du type d'éprouvette.

Les cupules observées peuvent être regroupées suivant deux types :

- des cupules d'une taille de l'ordre de 60 μm , au fond desquelles on retrouve parfois des oxydes d'aluminium ou de calcium (Figure B-43 et Figure B-45),
- des cupules de taille plus petite, d'environ 20 μm , formées entre les zones de grosses cupules (Figure B-44).

Sur les bords de l'éprouvette, on retrouve des lèvres de cisaillement, sur lesquelles on observe des cupules de cisaillement (Figure B-46). La proportion des zones rompues en cisaillement est assez semblable pour les différents types d'éprouvettes.

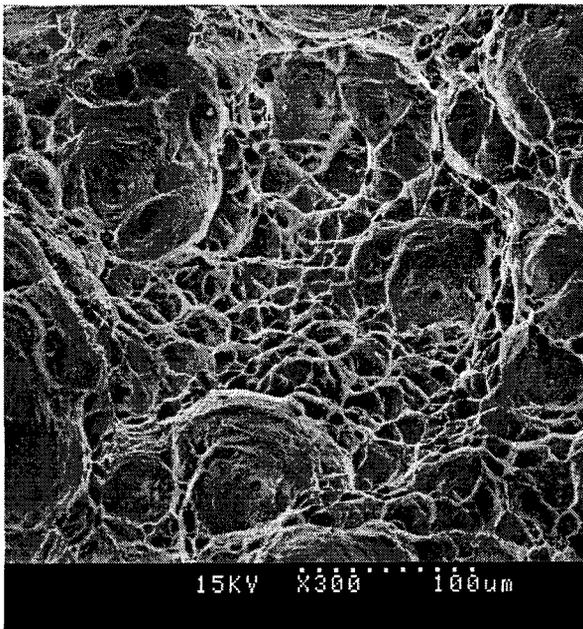


Figure B-43 : Grosses cupules.
Eprouvette AE4. Acier 316L. 280°C.

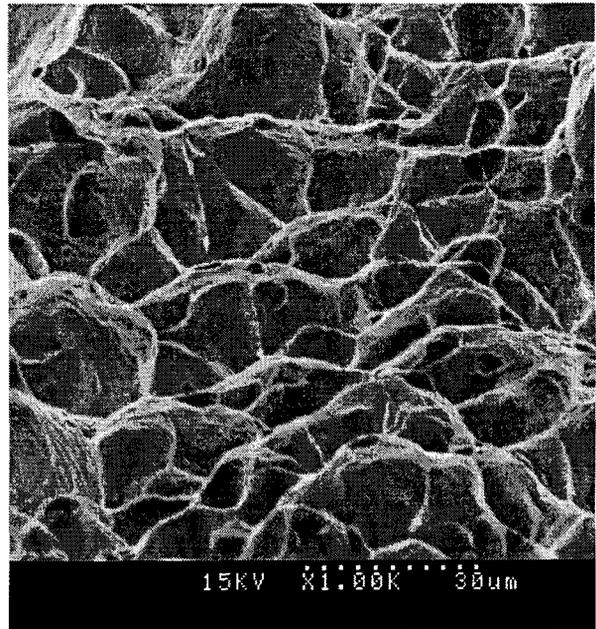


Figure B-44 : Fines cupules.
Eprouvette AE4. Acier 316L. 280°C.

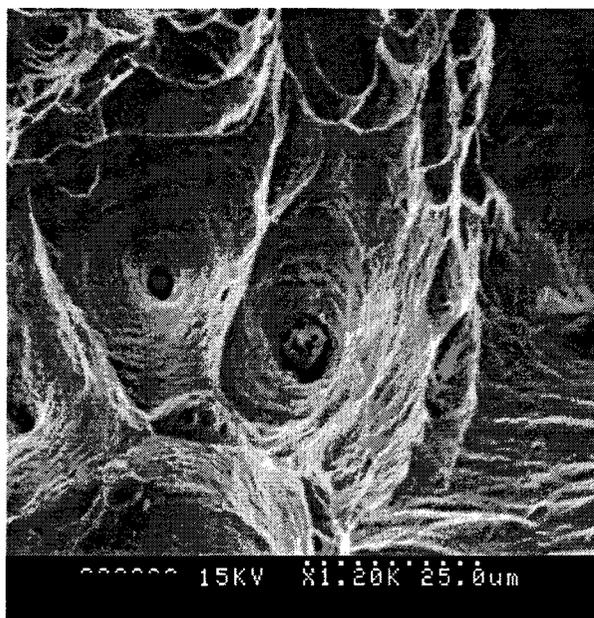


Figure B-45 : Oxyde de calcium en fond de cupules. Eprouvette AE10. Acier 316L. 280°C.

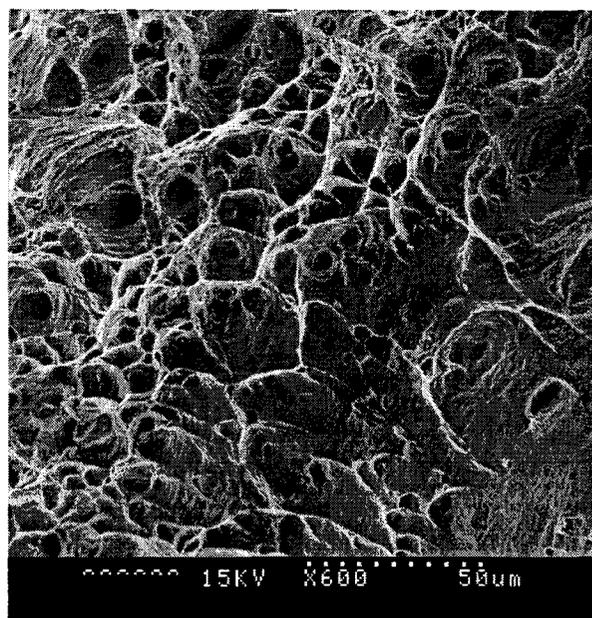


Figure B-46 : Cupules de cisaillement. Eprouvette AE10. Acier 316L. 280°C.

B.2.3.Acier 316Nb-RV

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de types AE2, AE4 et AE10 en acier 316Nb-RV, rompues à 280°C, sont présentés Figure B-47, Figure B-48 et Figure B-49, respectivement.



Figure B-47 : Faciès de rupture AE2.
Acier 316Nb-RV. 280°C.

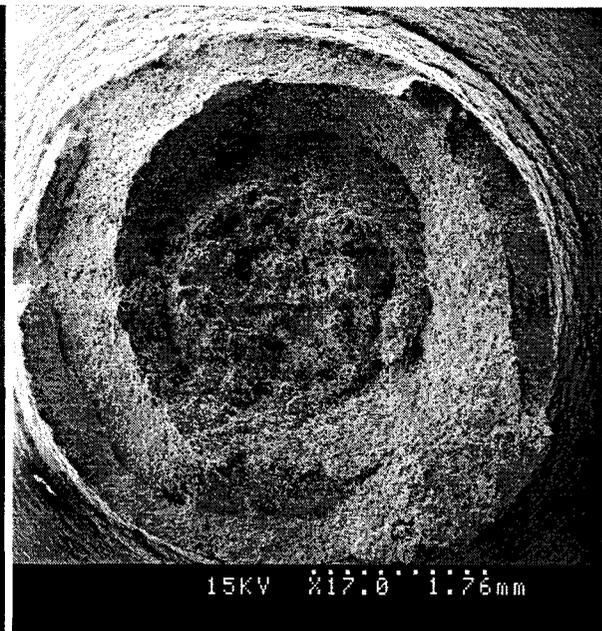


Figure B-48 : Faciès de rupture AE4.
Acier 316Nb-RV. 280°C.

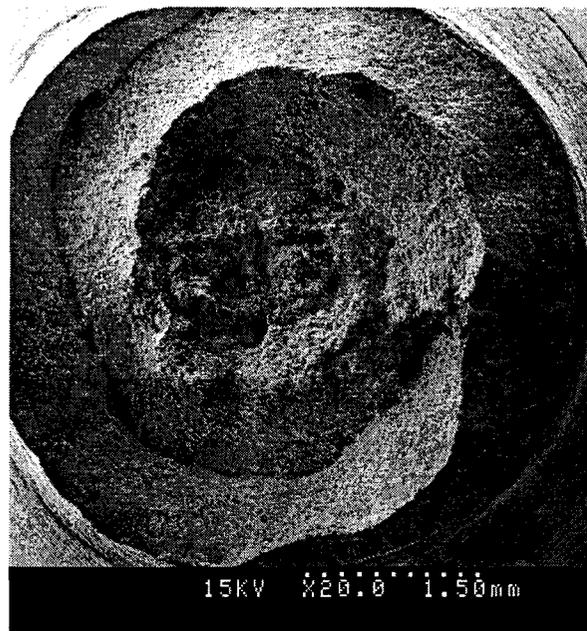


Figure B-49 : Faciès de rupture AE10. Acier 316Nb-RV. 280°C.

Sur ce matériau, on observe des cupules d'environ 50 μm (Figure B-50), au fond desquelles on retrouve des carbonitrides de niobium rompus (Figure B-51), et entre ces cupules, des cupules fines d'environ 5 μm (Figure B-53).

Sur les bords, on retrouve des lèvres de cisaillement, sur lesquelles on peut observer des cupules de cisaillement (Figure B-53).

Sur ce matériau, comme sur l'acier 16MND5, la proportion de la zone rompue en cisaillement augmente lorsque le taux de triaxialité diminue.

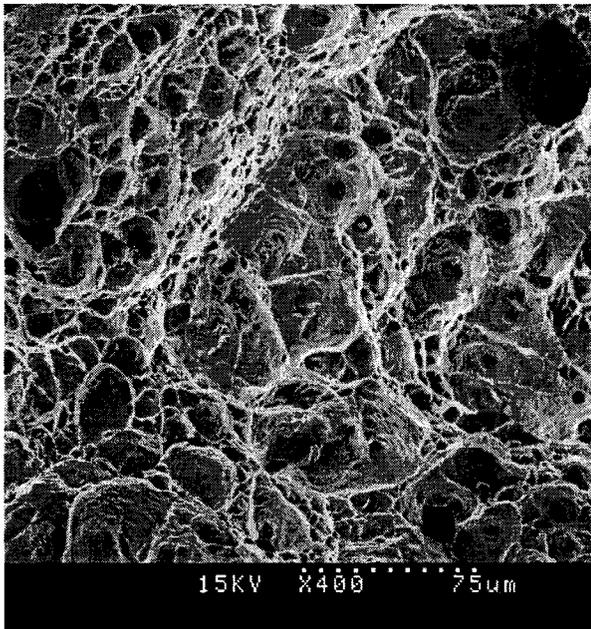


Figure B-50 : Grosses cupules.
Eprouvette AE10. Acier 316Nb-RV. 280°C.

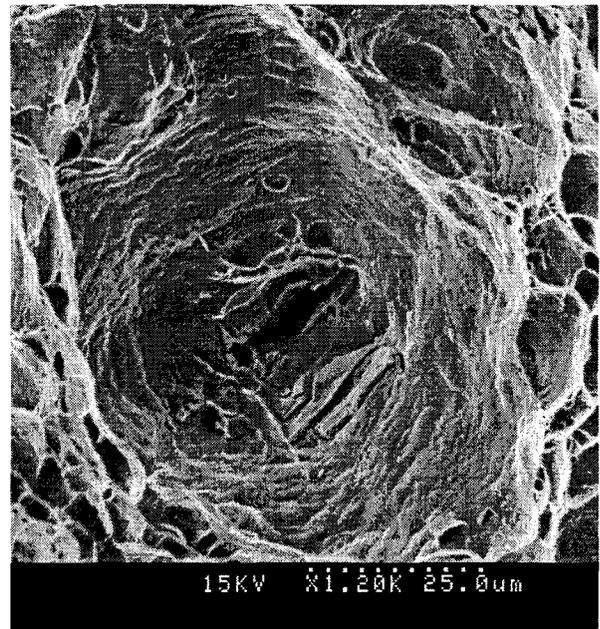


Figure B-51 : Grosse cupule avec
carbonitrides de niobium rompus.
Eprouvette AE4. Acier 316Nb-RV. 280°C.

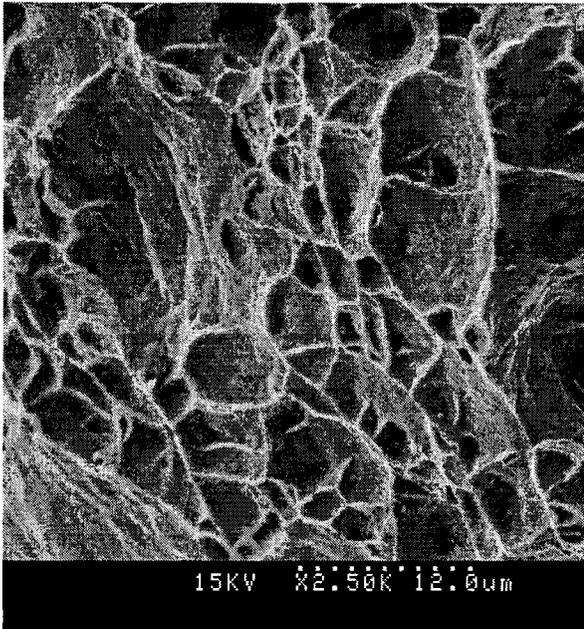


Figure B-52 : Fines cupules.

Eprouvette AE10. Acier 316Nb-RV. 280°C.

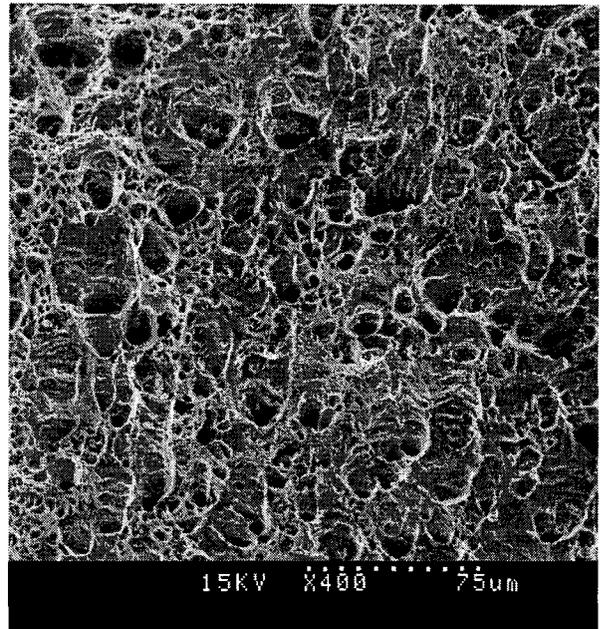


Figure B-53 : Cupules de cisaillement.

Eprouvette AE2. Acier 316Nb-RV. 280°C.

B.2.4. Acier 316Nb-RL

Les faciès de rupture macroscopiques des éprouvettes de type AE2, AE4 et AE10 en acier 316Nb-RL, rompues à 280°C, sont présentés Figure B-54, Figure B-55 et Figure B-56, respectivement.



Figure B-54 : Faciès de rupture AE2.
Acier 316Nb-RL. 280°C.

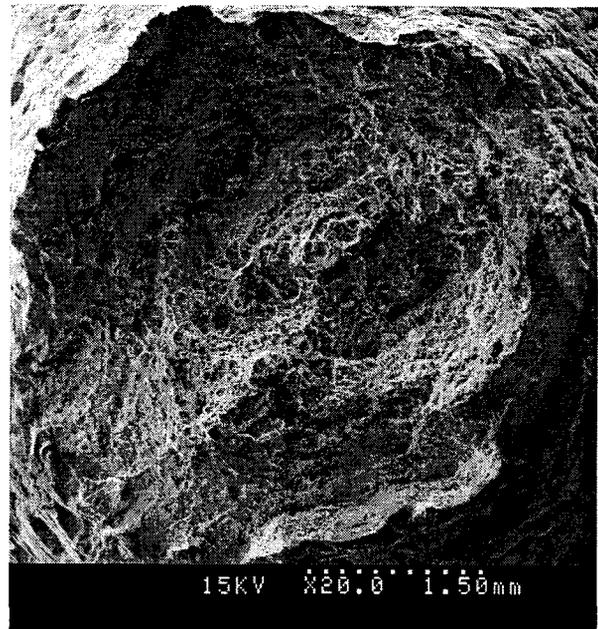


Figure B-55 : Faciès de rupture AE4.
Acier 316Nb-RL. 280°C.



Figure B-56 : Faciès de rupture AE10. Acier 316Nb-RL. 280°C.

Comme à température ambiante, les faciès de rupture observés sur cet acier sont très tourmentés.

Trois populations de cupules sont observées :

- des grosses cupules d'environ 100 μm (Figure B-57),
- des cupules moyennes d'environ 10 μm (Figure B-58),
- des cupules fines d'une taille de l'ordre du μm (Figure B-59).

Les cupules de tailles moyenne et fine sont situées entre les cupules de plus grosse taille.

Au fond de certaines cupules, on peut retrouver des carbonitrides de niobium rompus (Figure B-60).

Sur les bords, on retrouve des lèvres de cisaillement sur lesquelles on observe des cupules de tailles moyenne et fine (Figure B-61).

Pour ce matériau, la proportion de la zone rompue en cisaillement n'est très importante que dans le cas de la géométrie de type AE10.

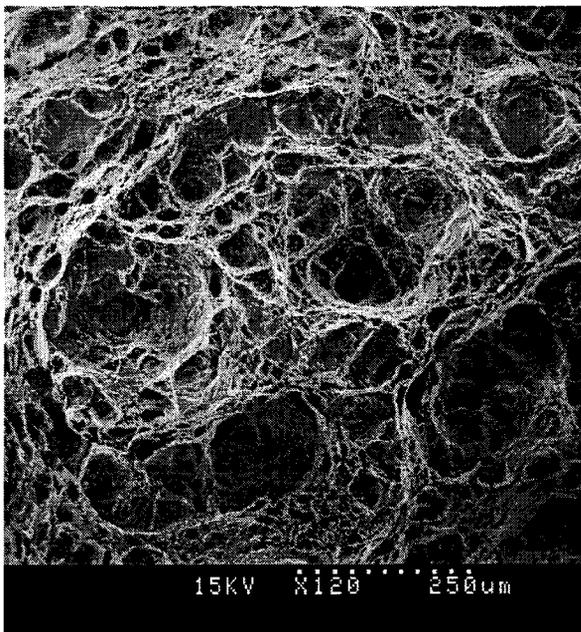


Figure B-57 : Grosses cupules.
Eprouvette AE4. Acier 316Nb-RL. 280°C.

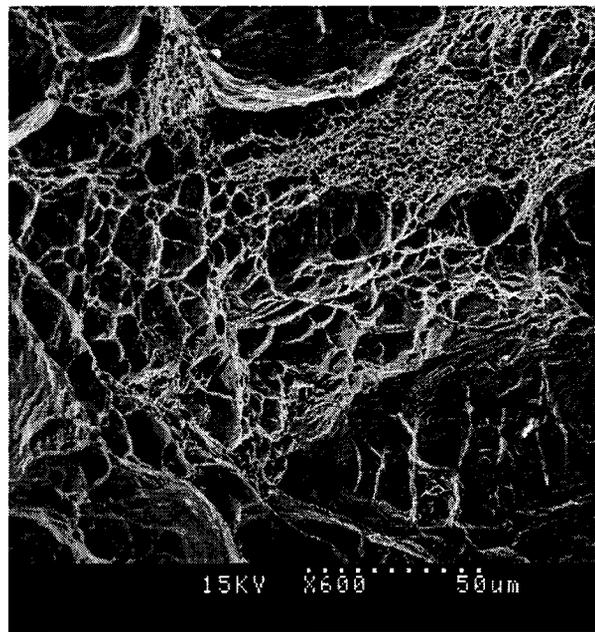


Figure B-58 : Cupules moyennes et fines.
Eprouvette AE2. Acier 316Nb-RL. 280°C.

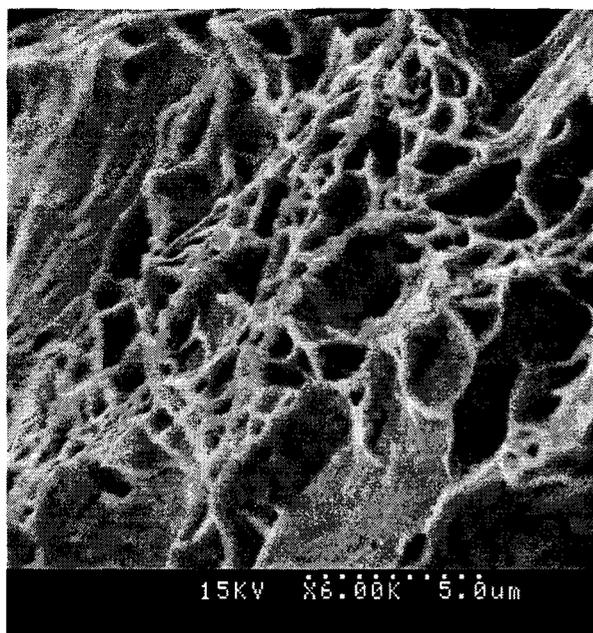


Figure B-59 : Fines cupules. Epreuve AE2.
Acier 316Nb-RL. 280°C.

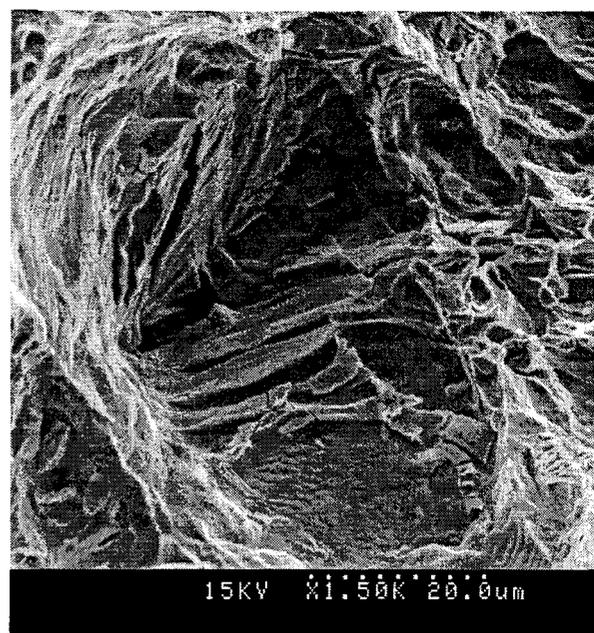


Figure B-60 : Grosses cupules avec
carbonitrides de niobium rompus.
Epreuve AE2. Acier 316Nb-RL. 280°C.

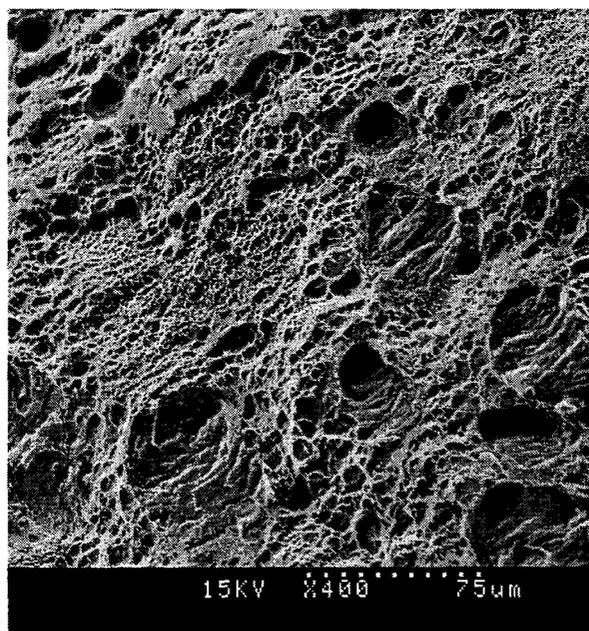


Figure B-61 : Cupules moyennes et fines sur les lèvres de cisaillement.
Epreuve AE2. Acier 316Nb-RL. 280°C.

L'ensemble de ces observations est résumé dans le corps du texte sous forme de tableau au chapitre II dans le paragraphe II-4.

ANNEXE C :

**RESULTATS DE LA SIMULATION DES ESSAIS DE TRACTION SUR
AE A PARTIR D'UN MODELE ELASTOPLASTIQUE AVEC UNE COURBE
D'ECROUISSAGE OBTENUE PAR EXTRAPOLATION DES ESSAIS DE
TRACTION.**

Dans cette annexe, nous présentons les résultats obtenus par simulation des essais de traction sur éprouvettes AE à température ambiante, à partir d'un modèle élastoplastique dont la courbe d'érouissage est issue d'une extrapolation des essais de traction.

Ces résultats, qui dans la plupart des cas ne sont pas satisfaisants, nous ont amené à déterminer les courbes d'érouissage par résolution inverse, comme il a été exposé au paragraphe II.2.2.

A. Identification des paramètres d'une loi de type $\sigma=K(\epsilon_p)^n$

Le Tableau C-1 regroupe les paramètres de la loi d'érouissage de type $\sigma=K(\epsilon_p)^n$ identifiés sur les courbes de traction monotone sur éprouvette lisse.

Matériau	K	n	ϵ_p	R
16MND5	841	0,098	8% - 12%	0,9964
316L	1169	0,402	10% - 35%	0,99995
316Nb-RV	1290	0,371	7% - 30%	0,99948
316Nb-RL	1182	0,374	12% - 35%	0,9989

Tableau C-1 : Paramètres de la loi $\sigma=K(\epsilon_p)^n$ identifiée

Les courbes d'érouissage ont donc été extrapolées par cette loi jusqu'à 200% de déformation plastique.

Elles ont été utilisées pour réaliser la simulation numérique des essais de traction sur éprouvettes AE par un modèle élastoplastique.

B. Acier 16MND5

La courbe d'érouissage utilisée pour le calcul est présentée Figure C-1, où sont différenciées les parties issue de l'essai de traction et extrapolée.

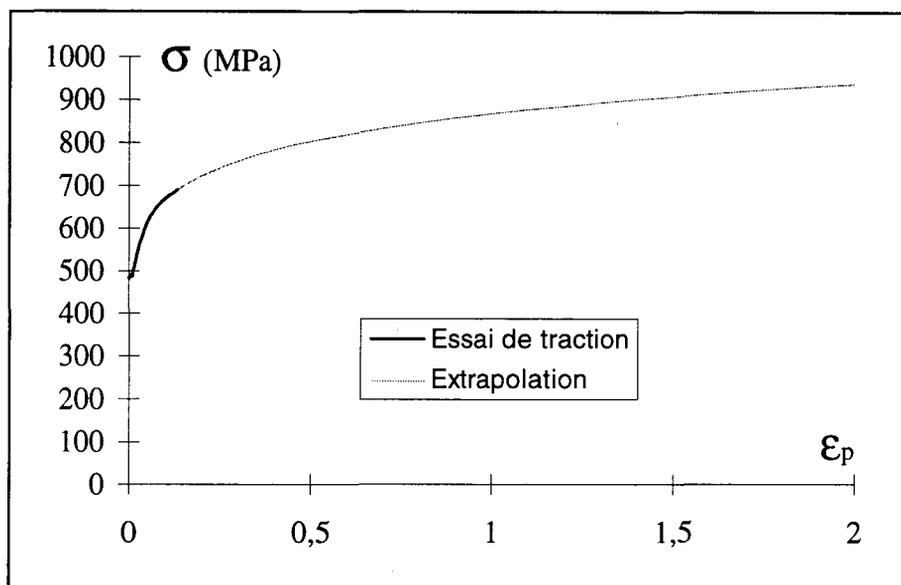


Figure C-1 : Courbe d'érouissage. Acier 16MND5.

La Figure C-2 présente une comparaison des résultats expérimentaux et numériques de traction sur éprouvettes AE. Pour cet acier, les résultats numériques sont en bon accord avec les résultats expérimentaux, pour toutes les géométries d'éprouvettes, bien sûr jusqu'à l'amorçage.

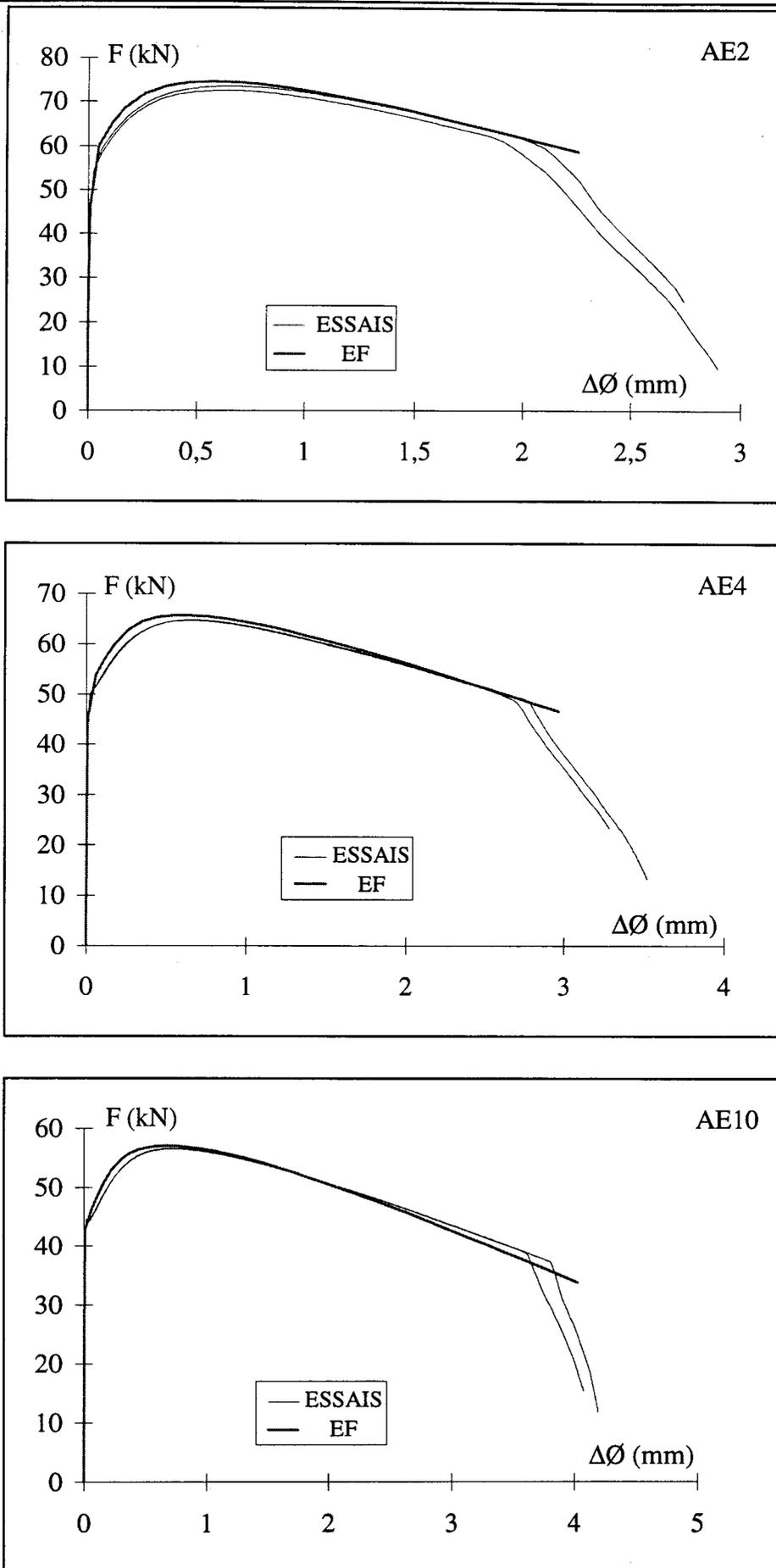


Figure C-2 : Traction sur éprouvettes AE. Comparaison Essais-Calculs. Acier 16MND5.

C. Acier 316L

La courbe d'érouissage utilisée pour le calcul est présentée Figure C-3.

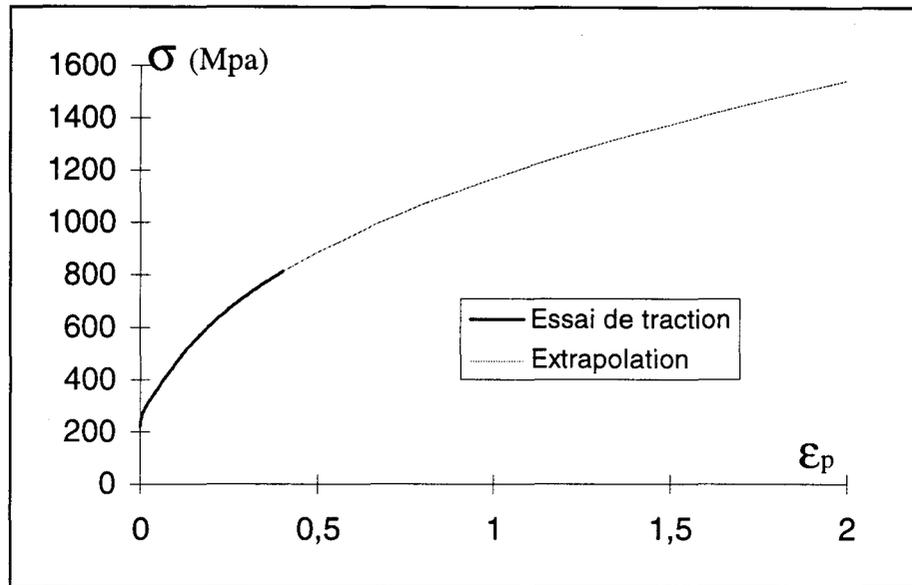


Figure C-3: Courbe d'érouissage. Acier 316L.

Les courbes charge - variation de diamètre obtenues sont présentées Figure C-4.

Les résultats des calculs et les résultats expérimentaux sont relativement en bon accord pour la géométrie de type AE2. Pour les géométries de type AE4 et AE10, un écart existe au delà du maximum de charge, la charge étant sous-estimée par le calcul.

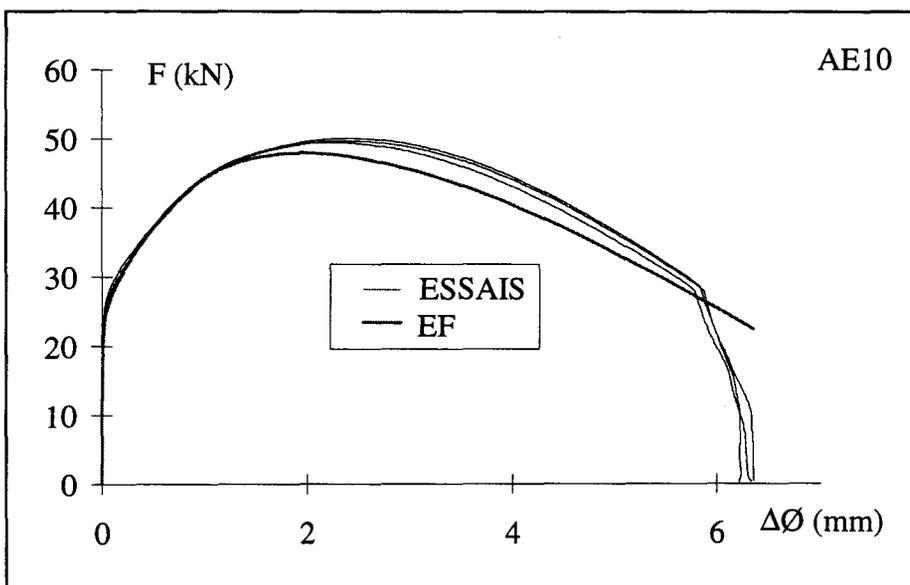
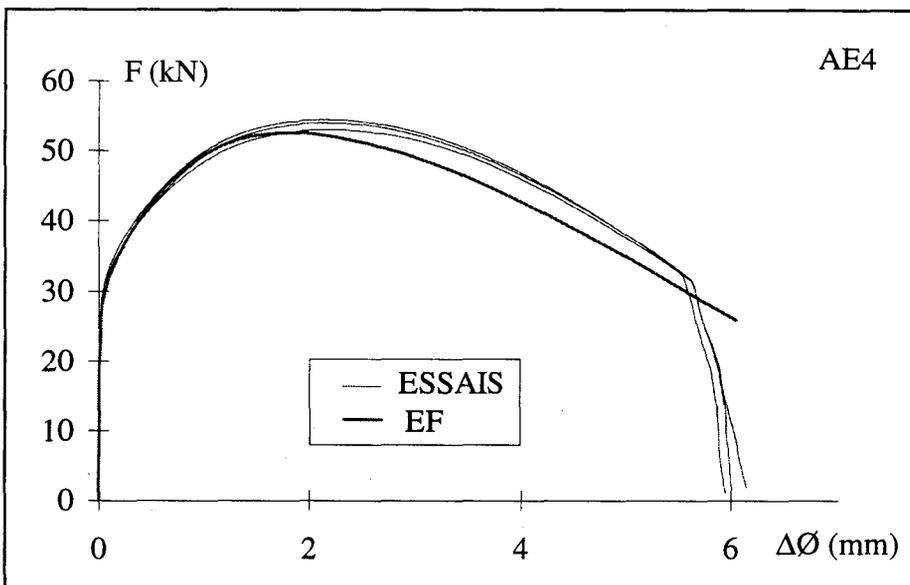
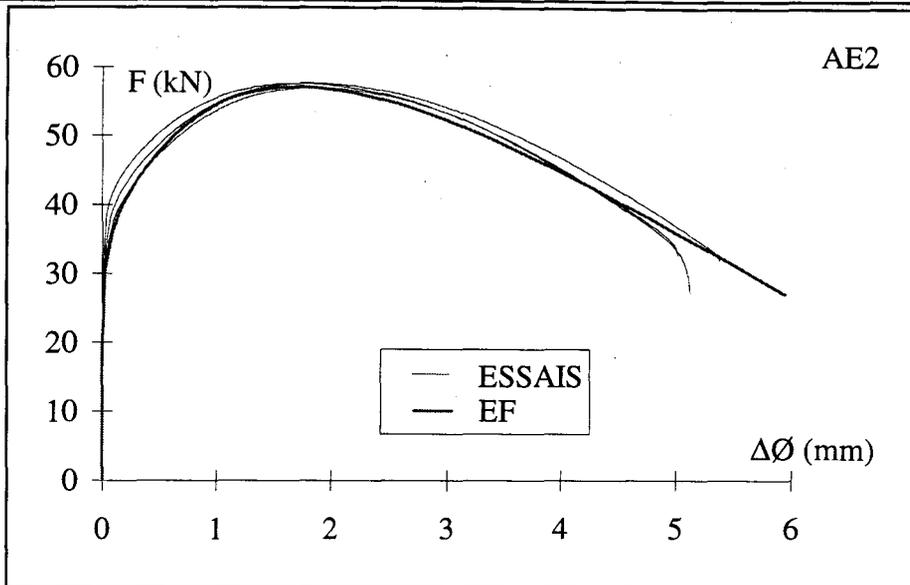


Figure C-4 : Traction sur éprouvettes AE. Comparaison Essais-Calculs. Acier 316L.

D. Acier 316Nb-RV

La courbe d'érouissage utilisée pour le calcul est présentée Figure C-5.

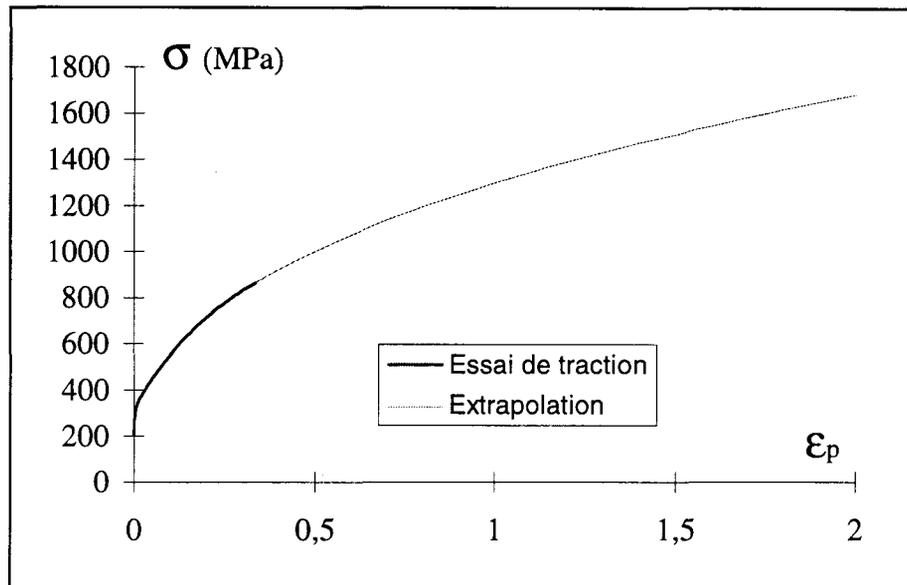


Figure C-5 : Courbe d'érouissage. Acier 316Nb-RV.

La Figure C-6 présente une comparaison entre les résultats des simulations éléments finis et les résultats expérimentaux. Pour ce matériau, la charge calculée est surestimée dans un premier temps pour les trois géométries, puis sous estimée mais seulement pour les géométries de type AE4 et AE10.

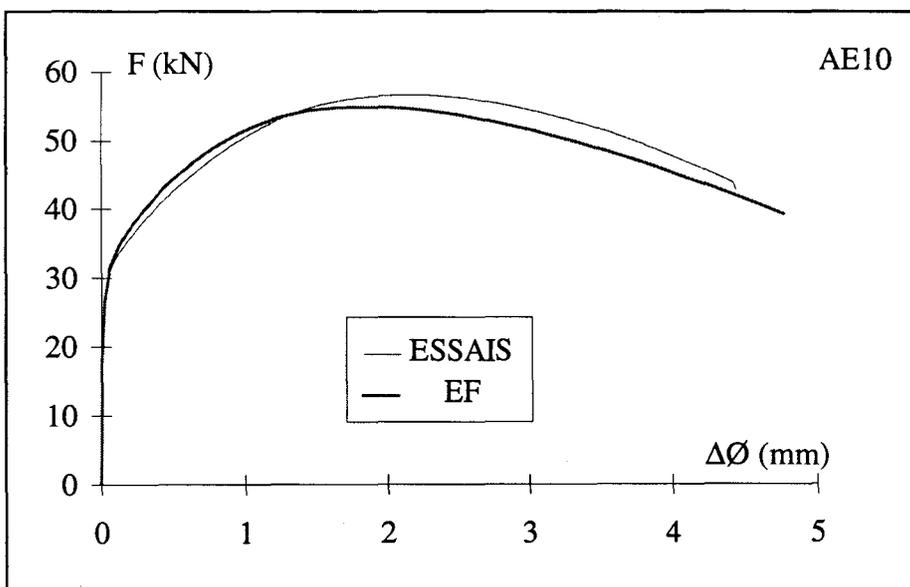
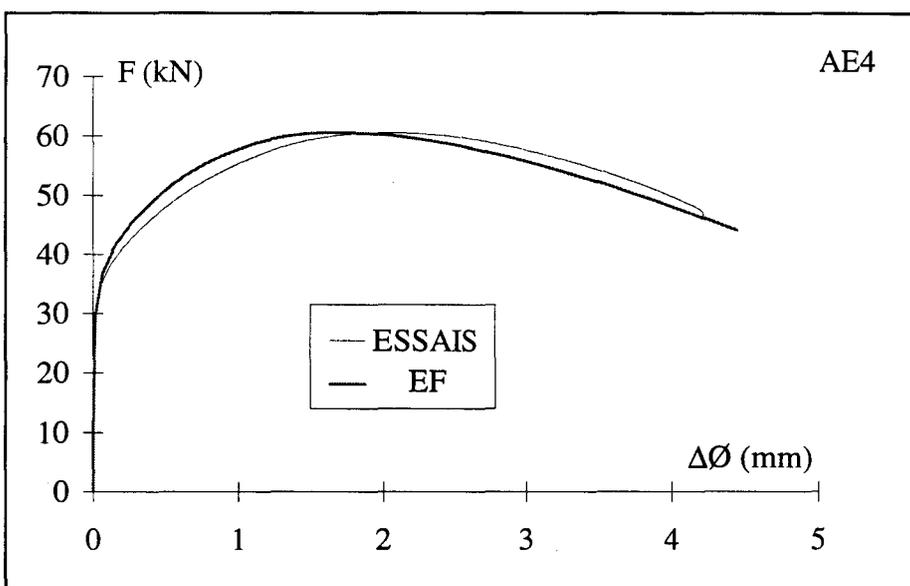
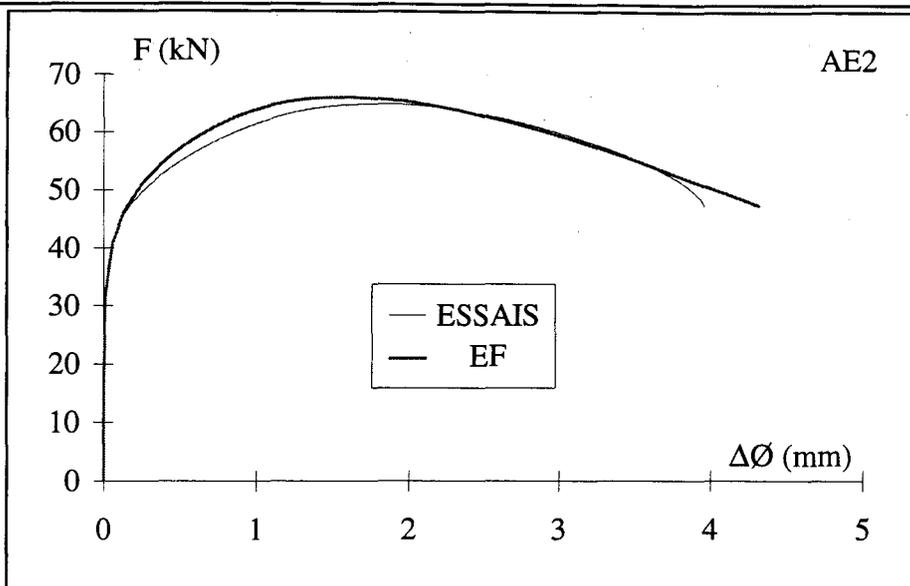


Figure C-6 : Traction sur éprouvettes AE. Comparaison Essais-Calculs. Acier 316Nb-RV.

E. Acier 316Nb-RL

La courbe d'érouissage utilisée pour le calcul est présentée Figure C-7

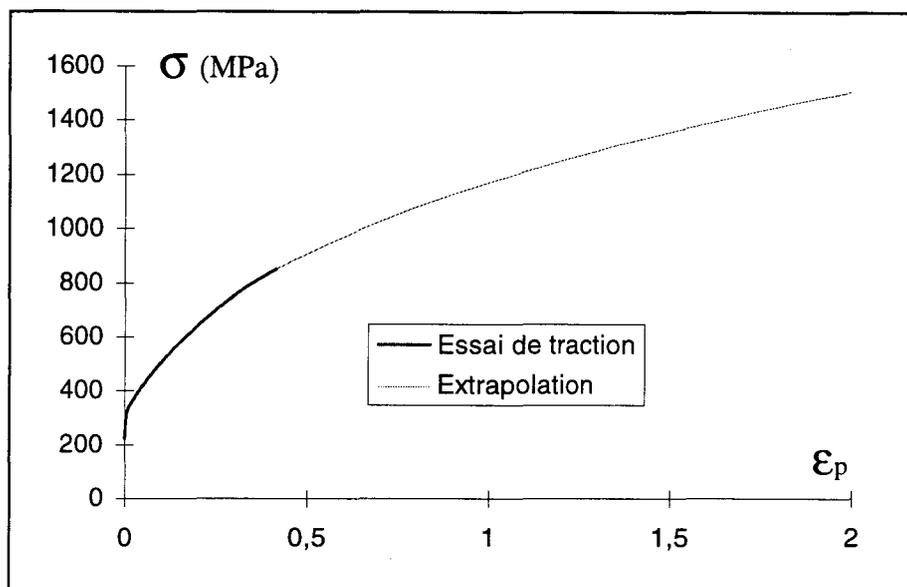


Figure C-7 : Courbe d'érouissage. Acier 316Nb-RL

La Figure C-8 présente une comparaison entre les résultats des calculs par éléments finis et les résultats expérimentaux.

Les résultats sont satisfaisants pour la géométrie de type AE2. En revanche, la charge est largement sous-estimée dans le cas des éprouvettes de types AE4 et AE10, au delà du maximum de charge.

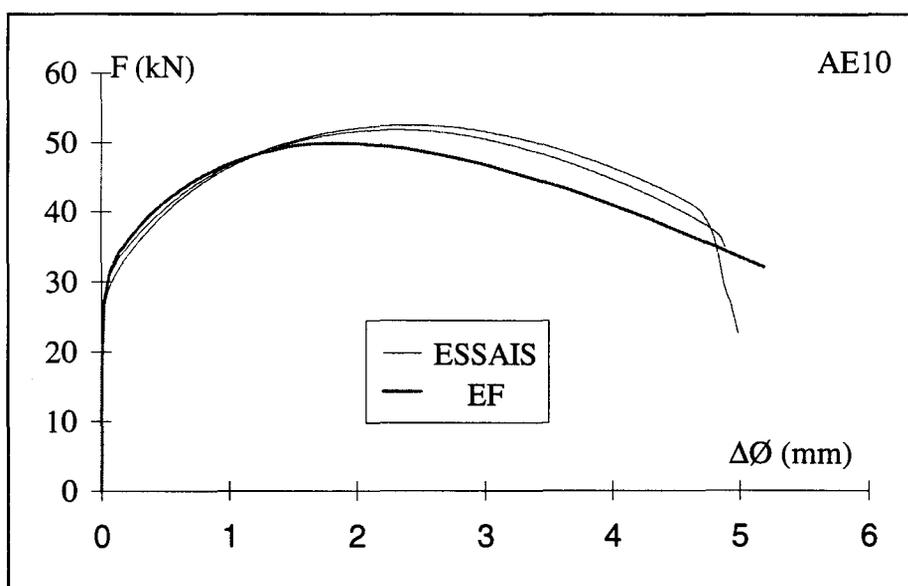
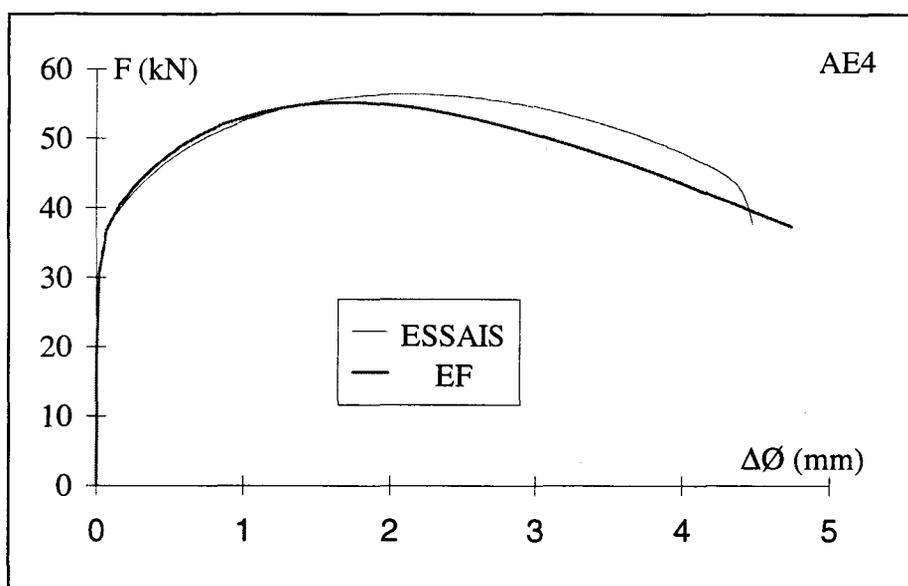
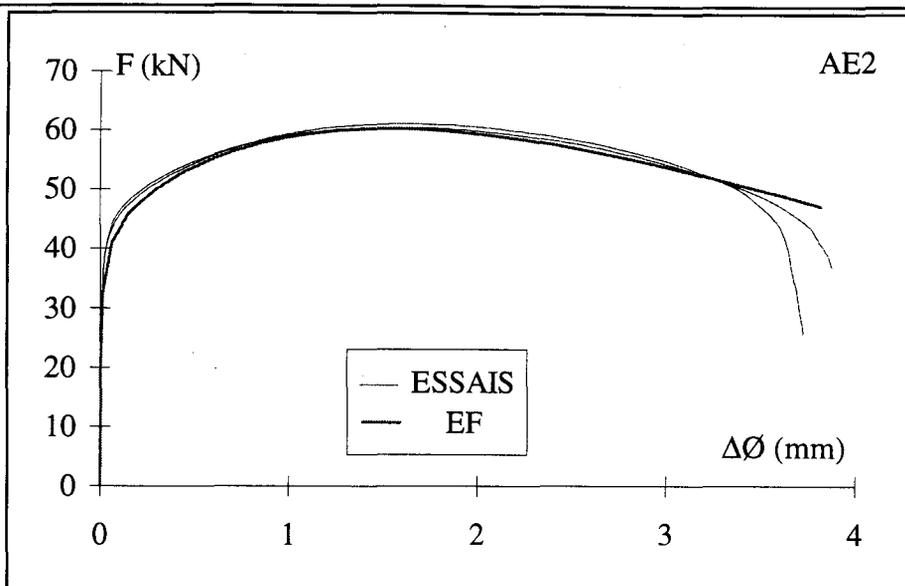


Figure C-8 : Traction sur éprouvettes AE. Comparaison Essais-Calculs. Acier 316Nb-RL.

ANNEXE D :

**DETERMINATION DE LA RIGIDITE DES MONTAGES UTILISES
POUR REALISER LES ESSAIS DE TRACTION SUR AE A TEMPERATURE
AMBIANTE ET A 280 °C.**

Dans cette annexe, nous présentons la méthode utilisée pour mesurer la rigidité globale de l'ensemble mors-machine, et les résultats obtenus.

Cette mesure a été effectuée sur le montage utilisé pour réaliser les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées à température ambiante, ainsi que sur celui utilisé pour les essais à 280°C.

Pour effectuer cette mesure de rigidité, nous avons utilisé une éprouvette en acier 35NCD16 ayant la même géométrie que les éprouvettes AE, mais non entaillée.

Nous avons mesuré, à différents niveaux de charge, la déformation ϵ de cette éprouvette à l'aide d'un extensomètre, ainsi que le déplacement Δl de la traverse machine.

Le déplacement parasite δ_p , lié à la déformation de l'ensemble mors-machine, a été calculé comme suit :

$$\delta_p = \Delta l - \epsilon \times \text{longueur calibrée de l'éprouvette}$$

La longueur calibrée de l'éprouvette correspond à la distance de 80 mm entre les deux rayons de raccordement entre les têtes filetées et le fût de diamètre 18 mm.

La rigidité de l'ensemble mors machine a été définie comme la pente de la courbe charge - déplacement parasite.

La Figure D-1 présente la courbe force - déplacement parasite obtenue pour le montage utilisé à température ambiante.

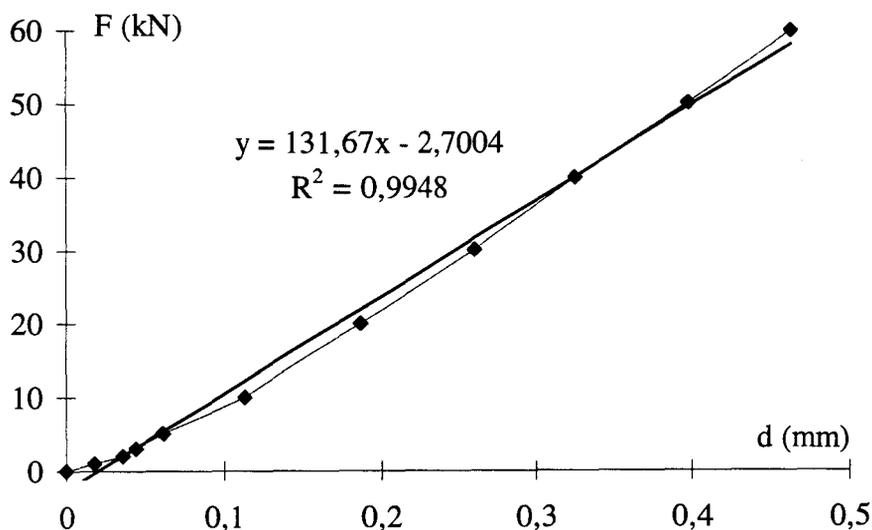


Figure D-1 : Courbe charge - déplacement parasite pour le montage à température ambiante.

La rigidité obtenue est d'environ 130 kN/mm. Cette valeur a été utilisée pour le calcul du déplacement « éprouvette » défini au Chapitre III.

La courbe obtenue pour le montage utilisé pour les essais à 280°C est présentée Figure D-2.

Il est à noter que la mesure de rigidité a été effectuée à température ambiante, afin de pouvoir mesurer la déformation de l'éprouvette avec l'extensomètre.

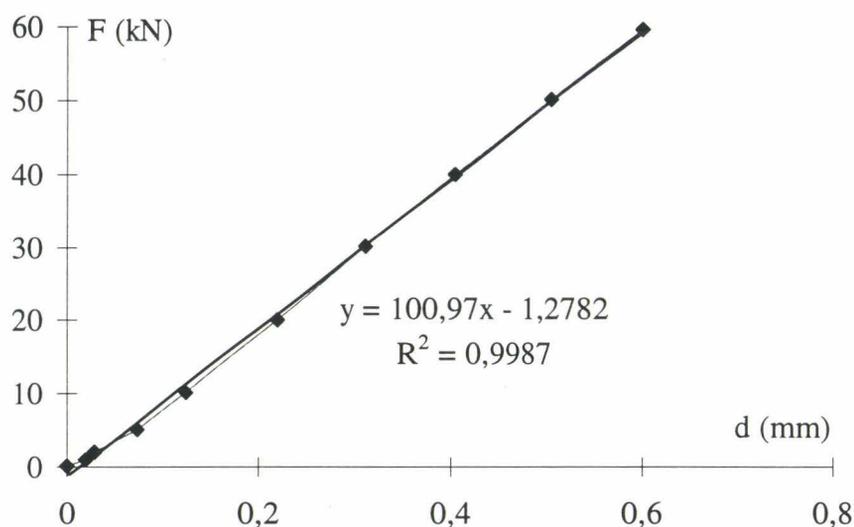


Figure D-2 : Courbe charge-déplacement parasite, pour le montage à 280°C

La rigidité obtenue est de l'ordre de 100 kN/mm. Cette valeur a été utilisée pour calculer le déplacement « éprouvette », bien qu'ayant été mesurée à température ambiante. Elle surestime sans doute légèrement la valeur réelle correspondant au montage porté à 280°C, mais nous n'avons pas d'autres moyens de l'évaluer.

ANNEXE E :

**RESULTATS DE LA SIMULATION DES ESSAIS SUR AE
A PARTIR D'UN MODELE ELASTOPLASTIQUE AVEC UNE
COURBE D'ECROUISSAGE DETERMINEE PAR
RESOLUTION INVERSE.**

Les courbes d'écrouissage déterminées par résolution inverse sont présentées Figure E-1 à Figure E-4.

Les courbes charge-variation de diamètre obtenues par simulation numérique à partir d'un modèle élastoplastique dont les courbes d'écrouissage ont été déterminées par résolution inverse, sont présentées Figure E-5 à Figure E-12.

Les résultats sont globalement satisfaisants, hormis pour les aciers de type 316Nb, pour les géométries AE2.

Il ne nous a pas été possible dans ce cas de déterminer une courbe d'écrouissage permettant à la fois d'obtenir le maximum de charge pour les géométries AE4 et AE10, et de ne pas surestimer la charge pour la fin de l'essai dans le cas de la géométrie de type AE2.

Pour l'acier 316Nb-RV, ce phénomène peut être attribué à l'endommagement qui est assez important, comme nous l'avons vu au chapitre II.5.

Pour l'acier 316Nb-RL, il s'agit peut-être plus d'une erreur de mesure liée au comportement en surface des éprouvettes au cours du chargement. Comme nous l'avons vu au chapitre IV, la variation de diamètre est sans doute sous-estimée : on a alors un décalage suivant l'axe des x , qui implique que la charge calculée est plus importante que la charge mesurée, pour une même variation de diamètre.

Les déformées des maillages obtenus pour une variation de diamètre proche de la variation de diamètre à l'amorçage sont présentées Figure E-13 à Figure E-16 pour les essais à température ambiante et Figure E-17 à Figure E-20 pour les essais à 280°C.

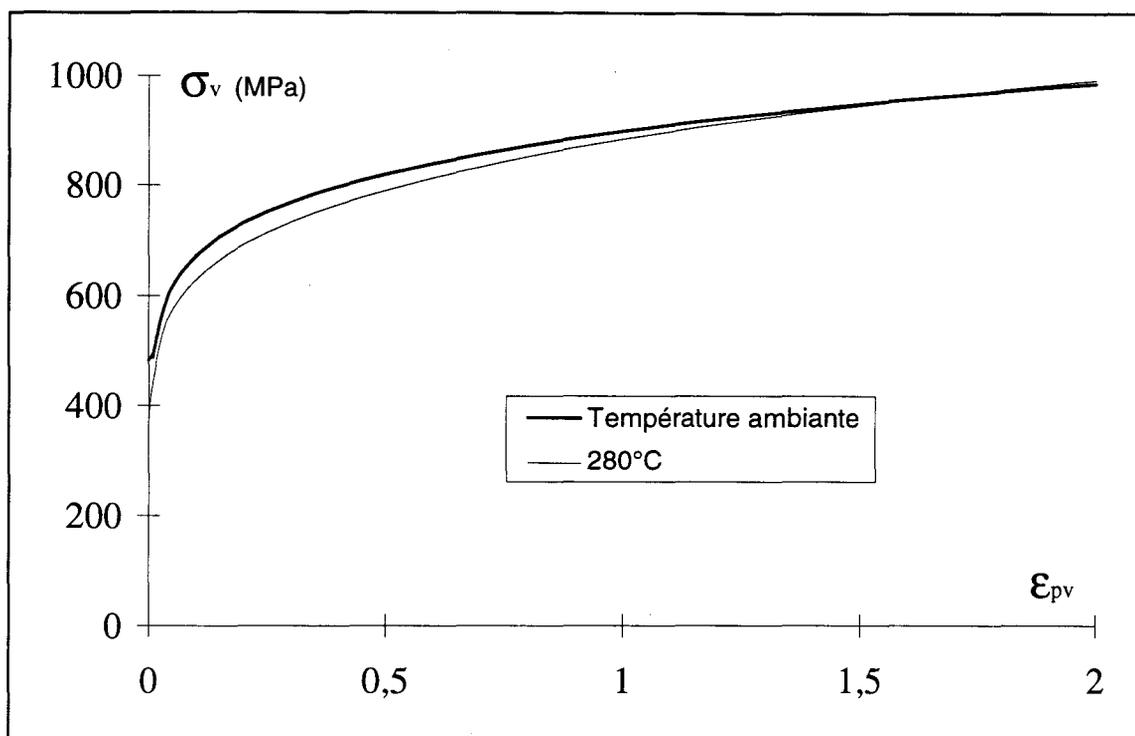


Figure E-1 : Courbes d'érouissage déterminées par résolution inverse à température ambiante et à 280°C. Acier 16MND5.

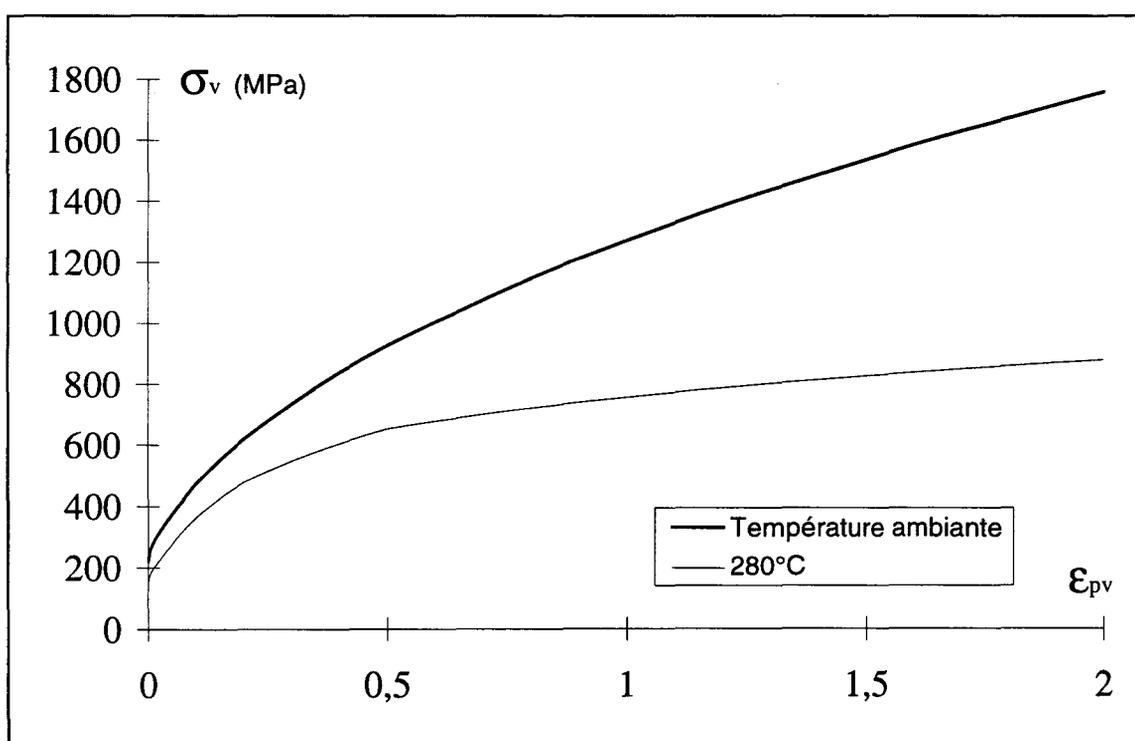


Figure E-2 : Courbes d'érouissage déterminées par résolution inverse à température ambiante et à 280°C. Acier 316L.

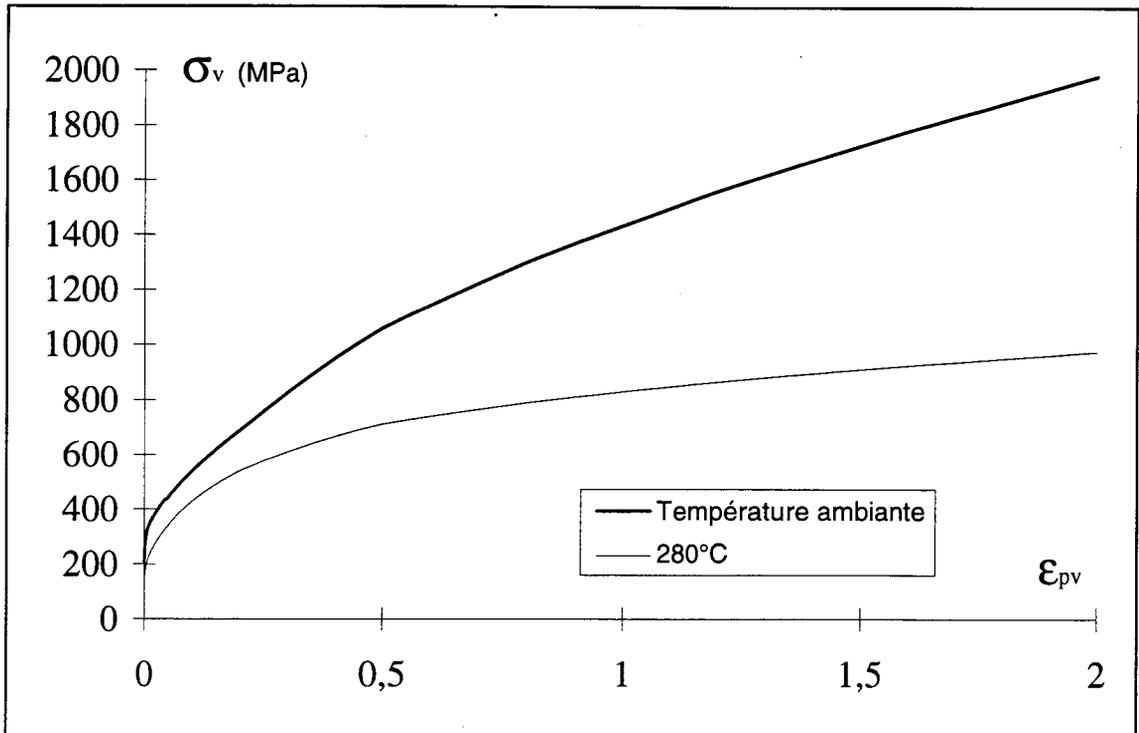


Figure E-3 : Courbes d'érouissage déterminées par résolution inverse à température ambiante et à 280°C. Acier 316Nb-RV.

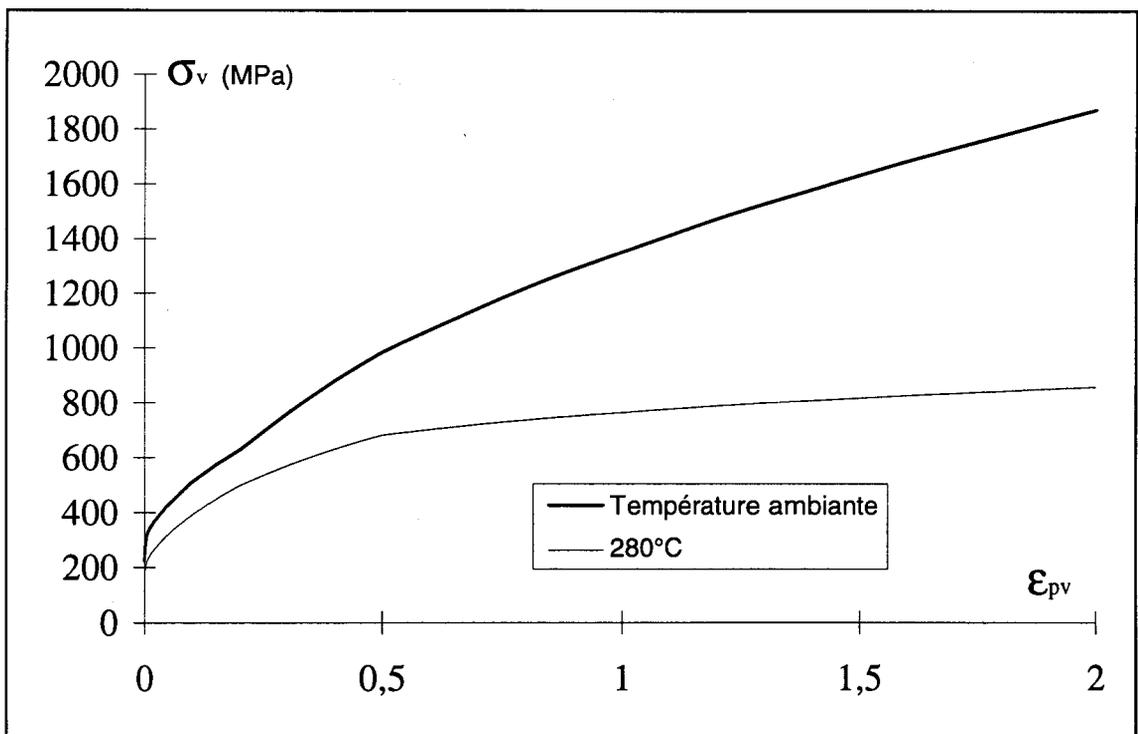


Figure E-4 : Courbes d'érouissage déterminées par résolution inverse à température ambiante et à 280°C. Acier 316Nb-RL.

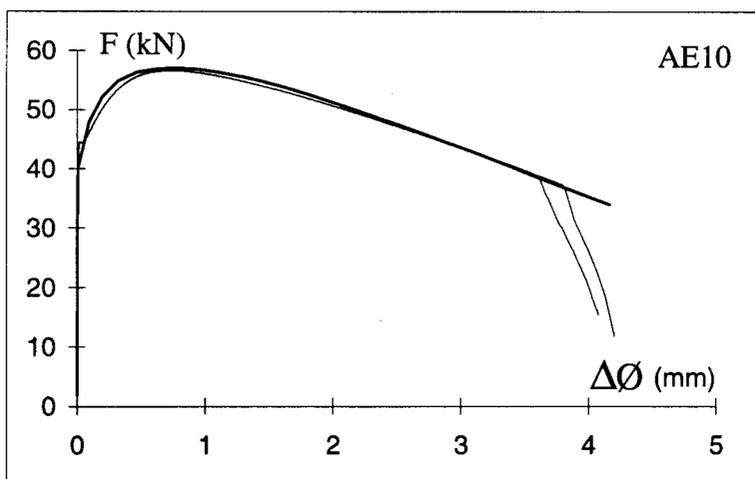
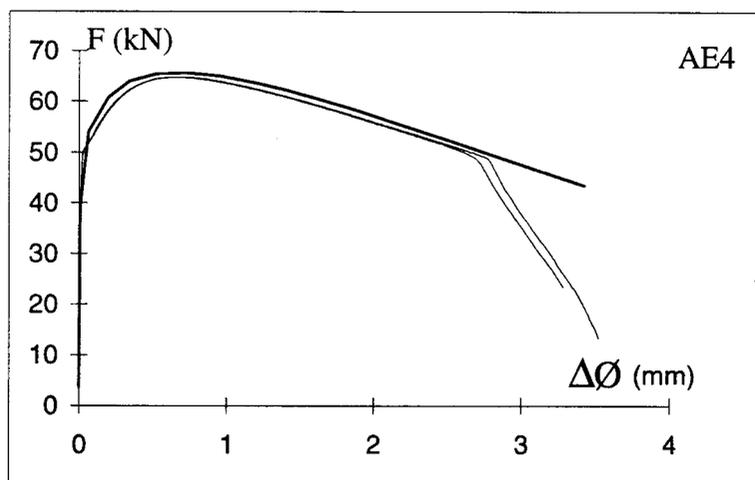
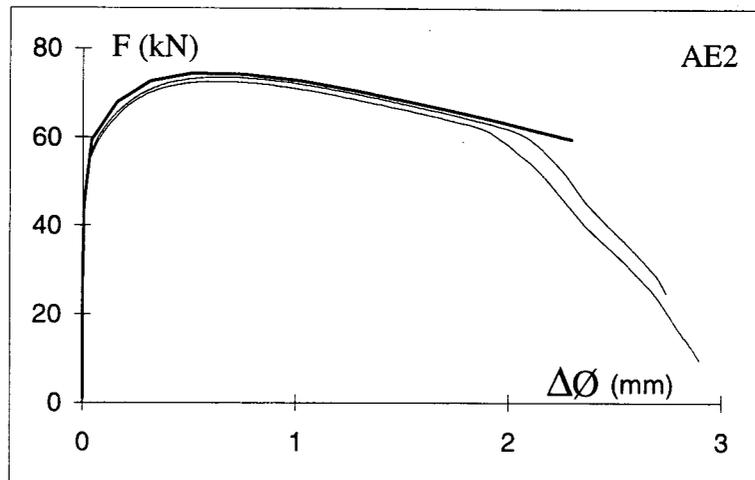


Figure E-5 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier16MND5. Température ambiante.

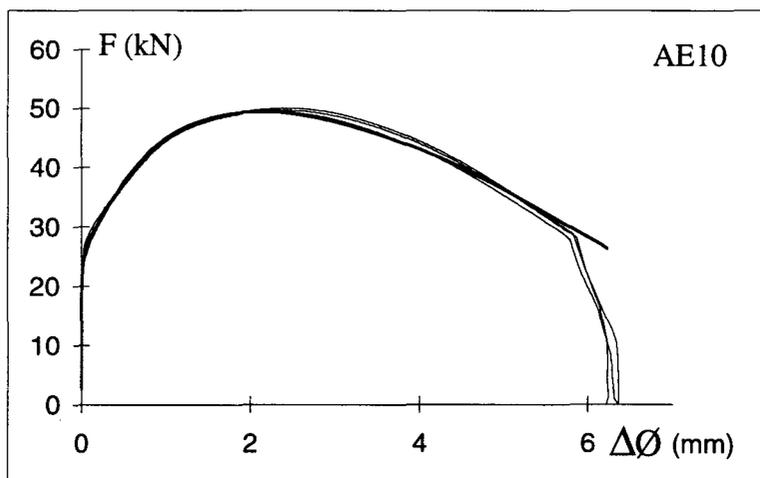
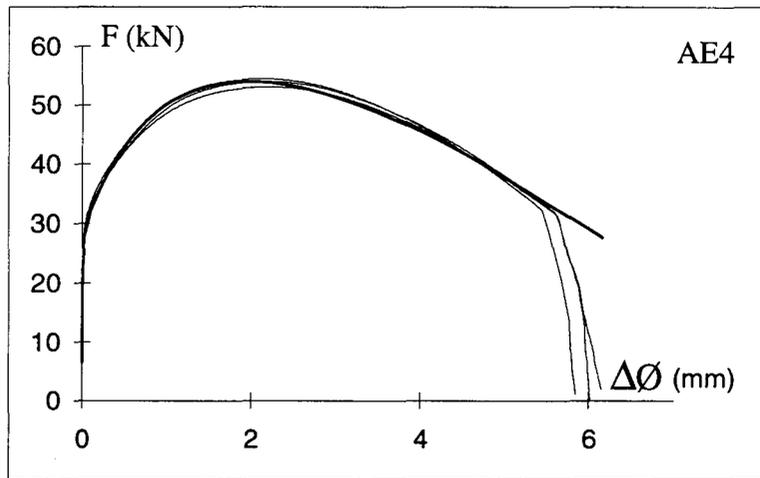
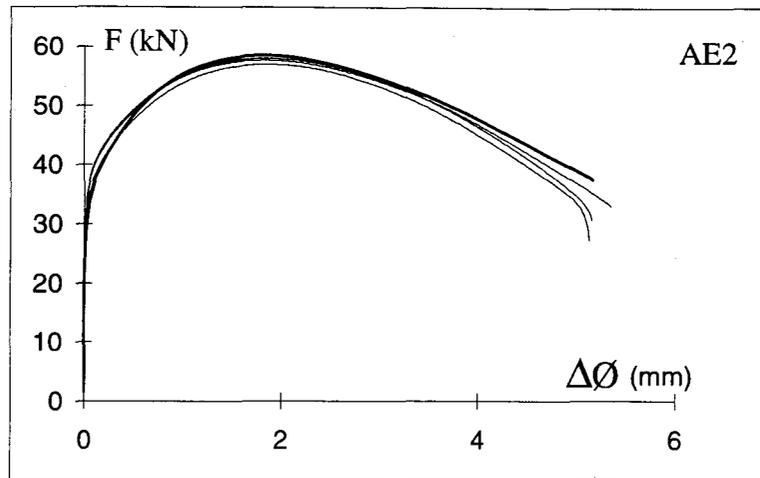


Figure E-6 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier316L. Température ambiante.

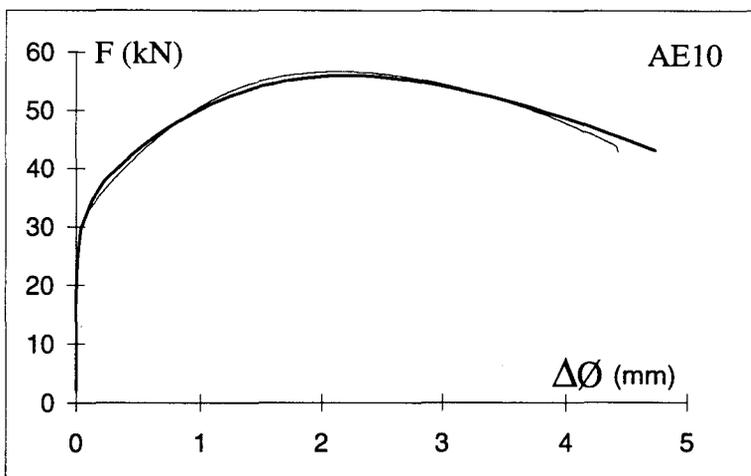
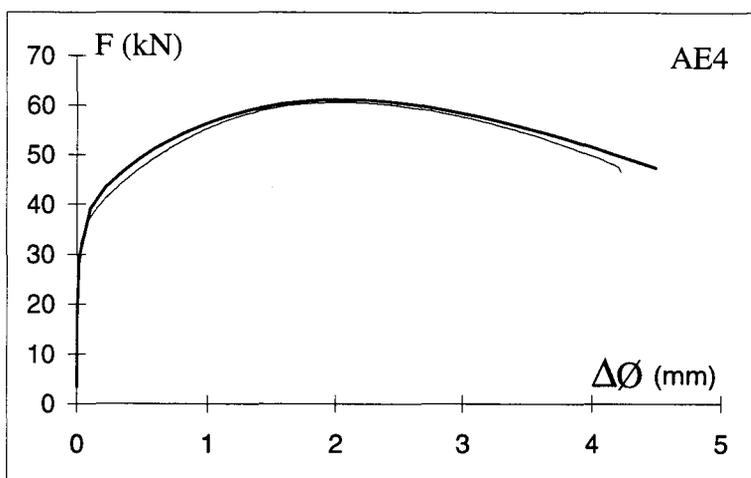
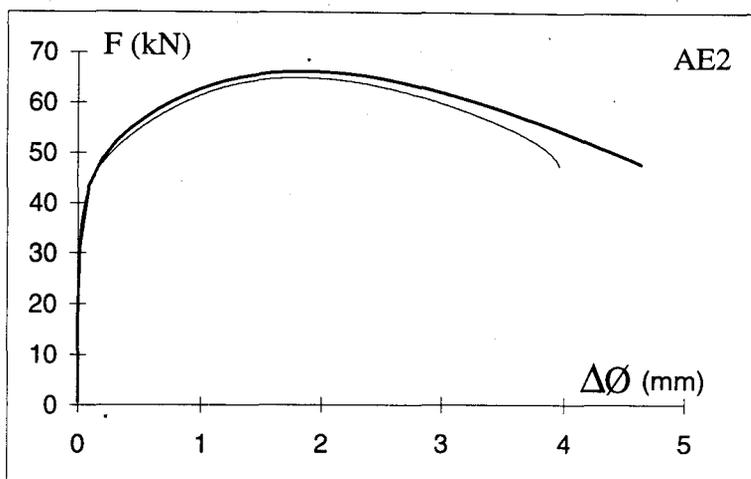


Figure E-7 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

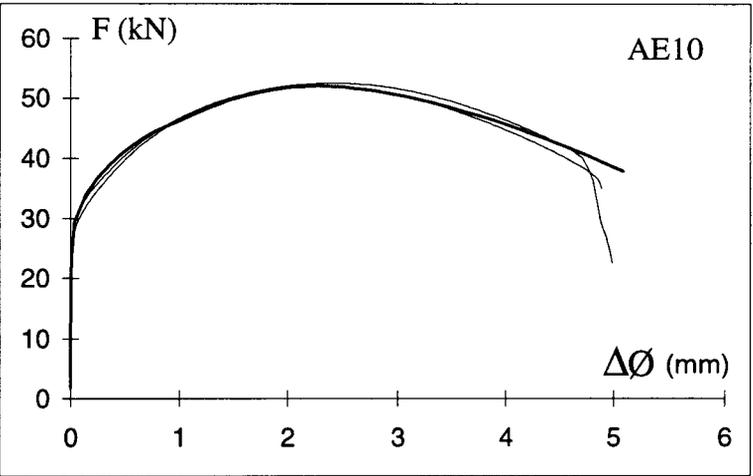
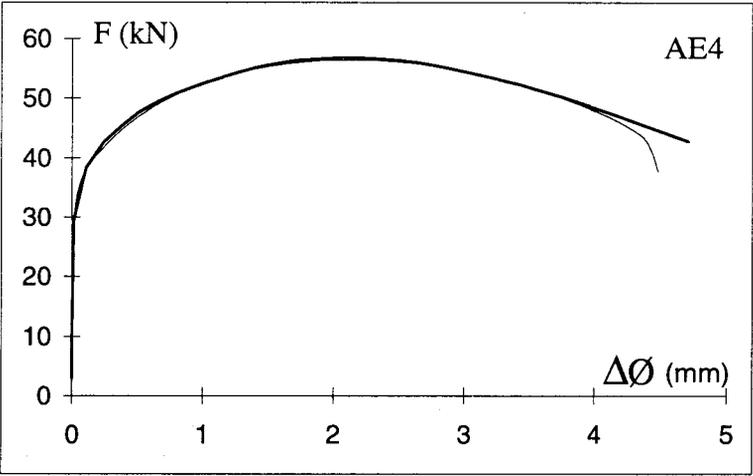
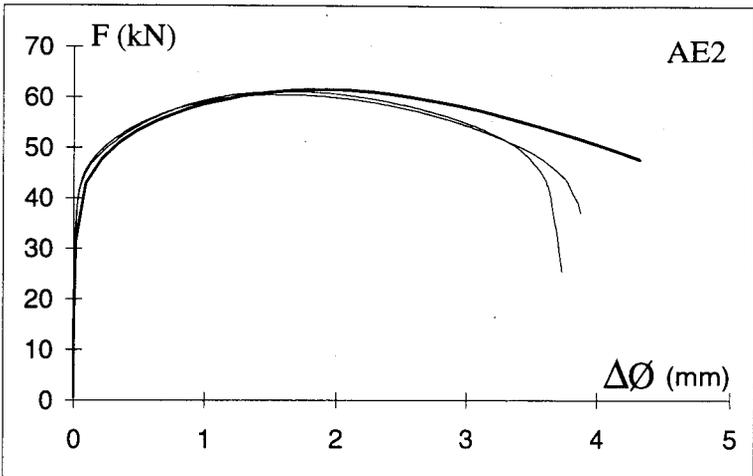


Figure E-8 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

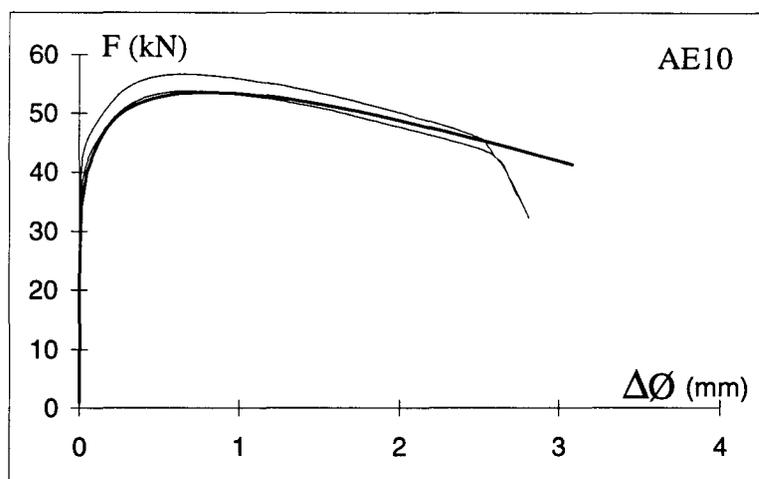
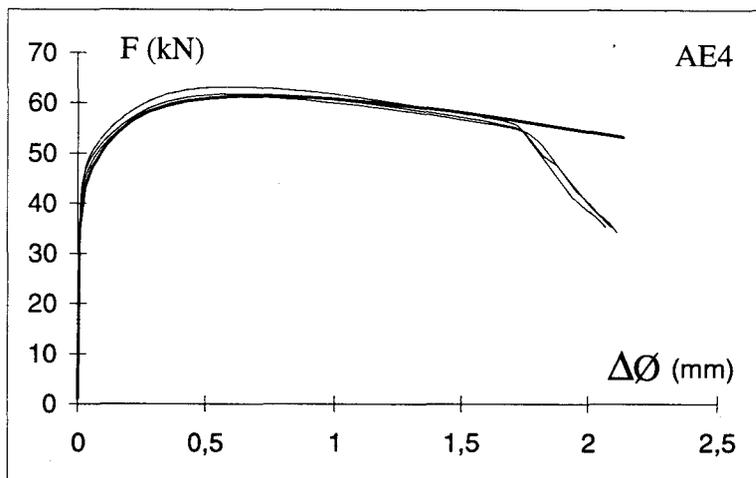
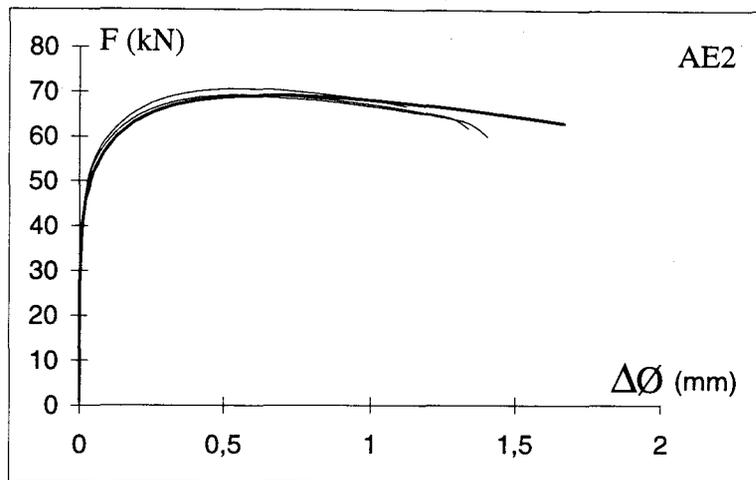


Figure E-9 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 16MND5. Température 280°C.

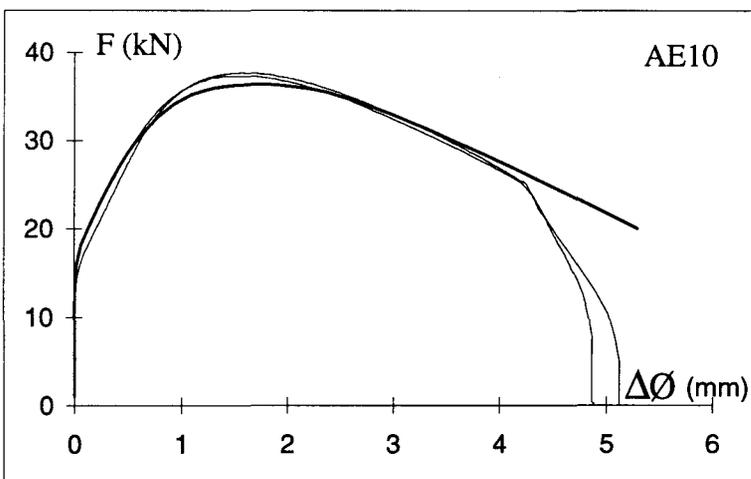
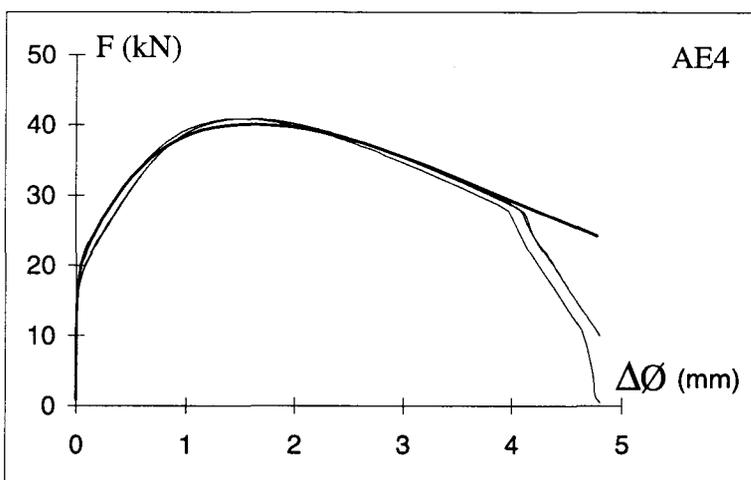
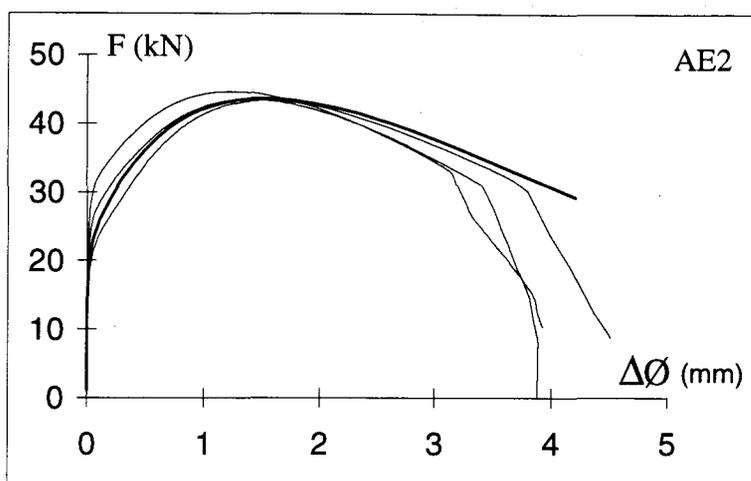


Figure E-10 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316L. Température 280°C.

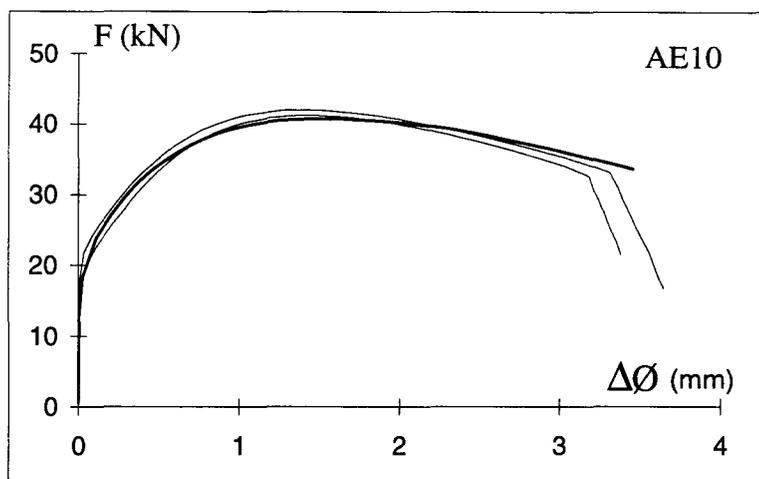
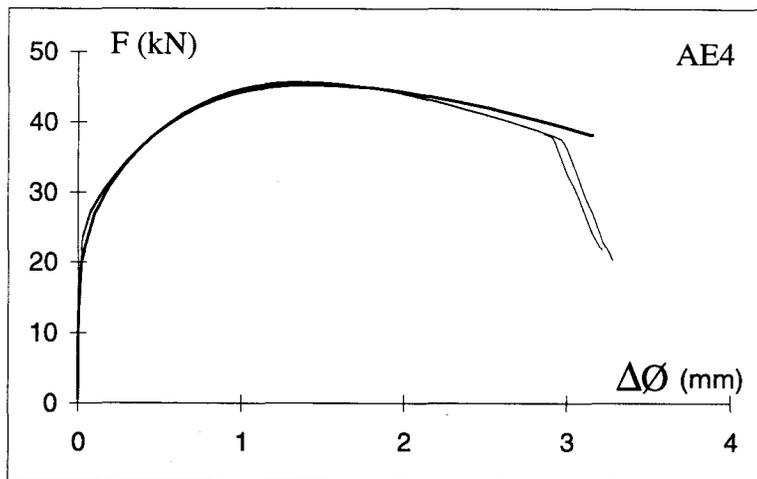
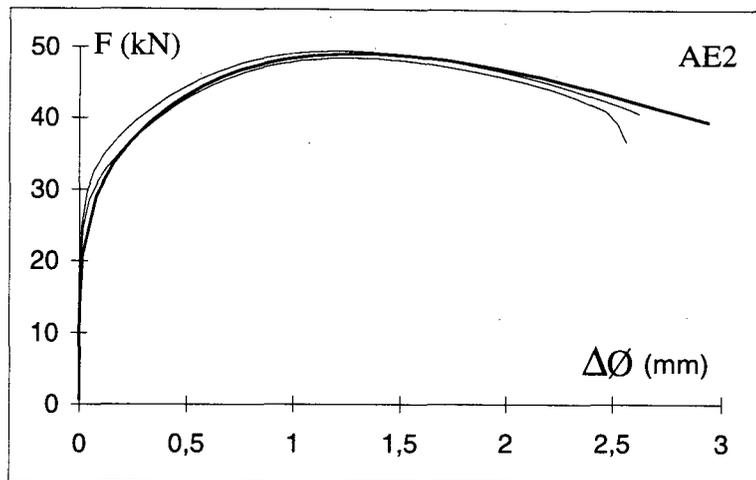


Figure E-11 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
316Nb-RV. Température 280°C.

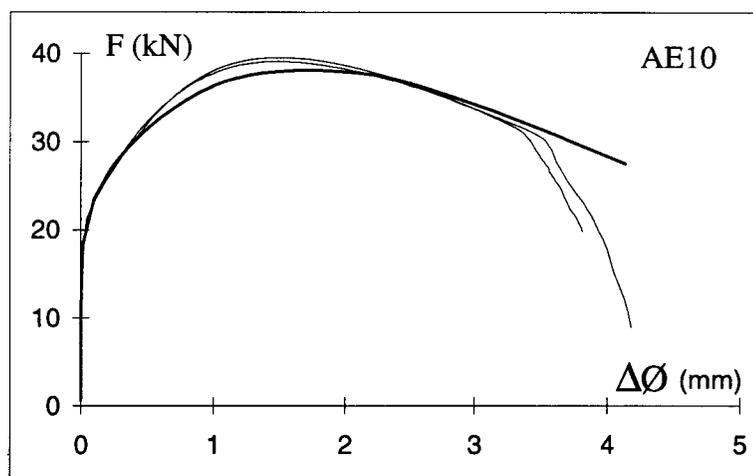
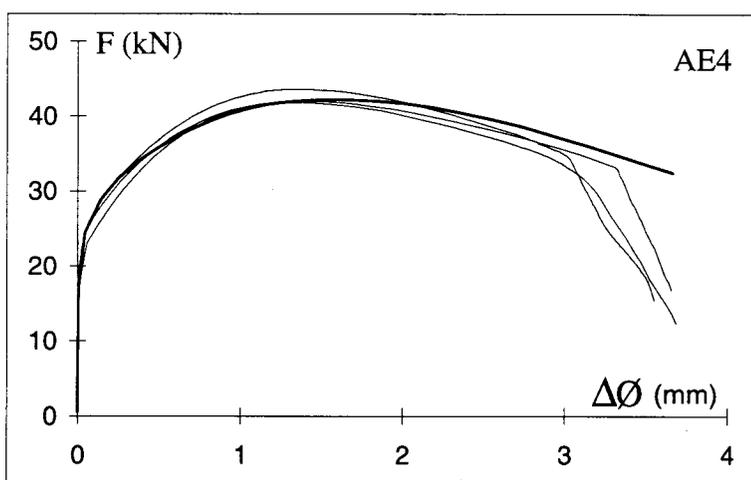
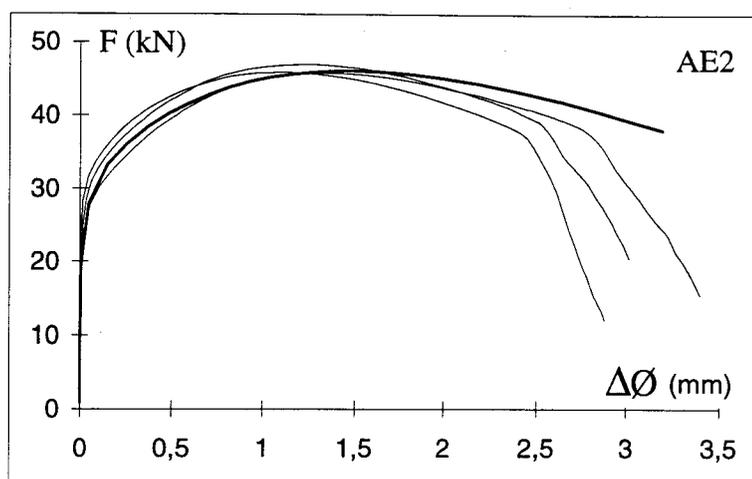
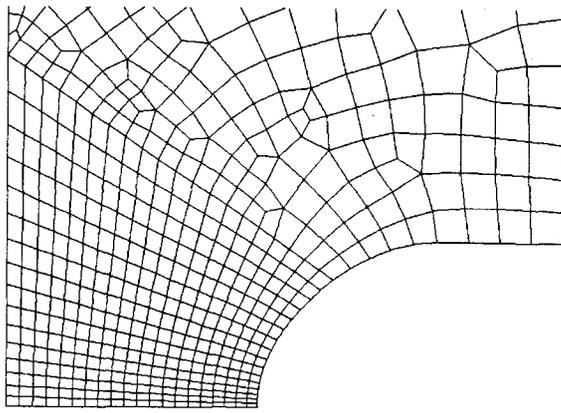
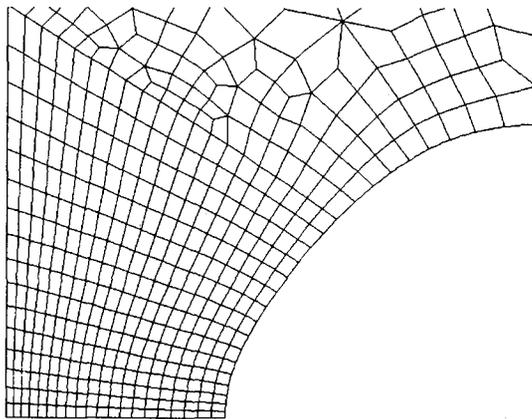


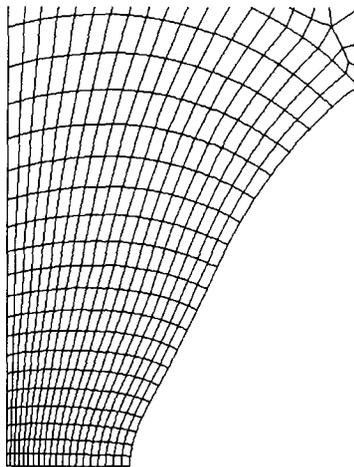
Figure E-12 : Courbes Charge-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316Nb-RL. Température 280°C.



AE2

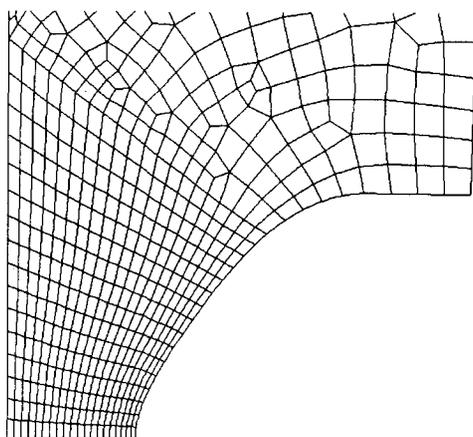


AE4

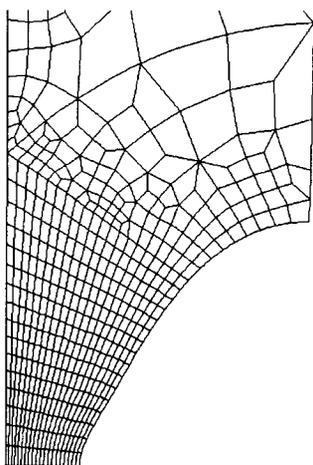


AE10

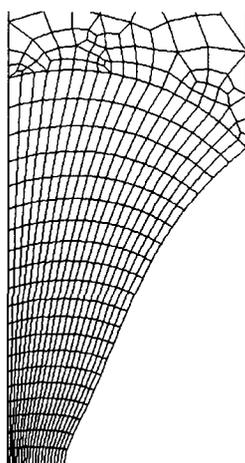
Figure E-13 : Déformées des éprouvettes en 16MND5 à température ambiante au moment de l'amorçage de fissure.



AE2

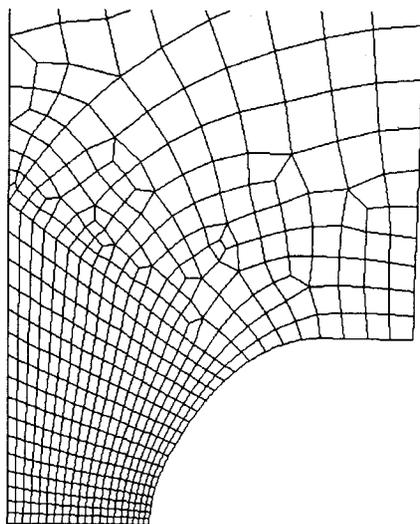


AE4

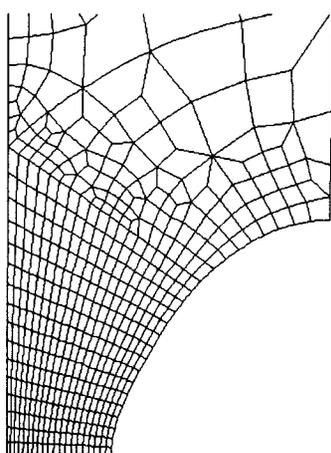


AE10

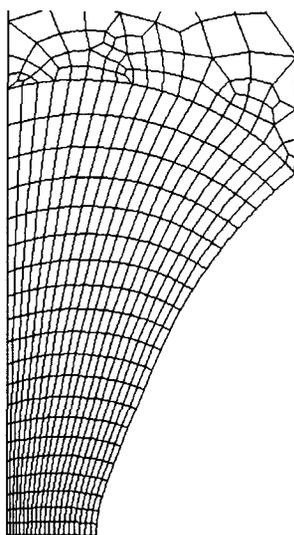
Figure E-14 : Déformées des éprouvettes en 316L à température ambiante au moment de l'amorçage de fissure.



AE2

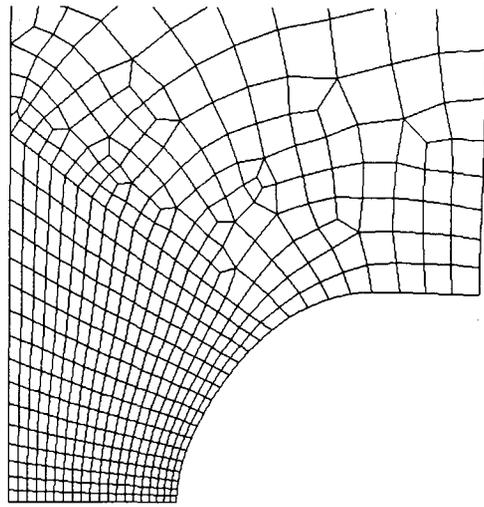


AE4

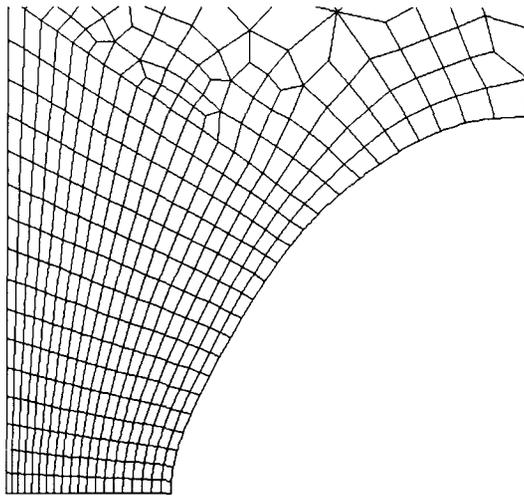


AE10

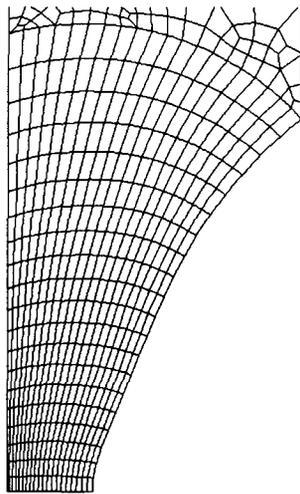
Figure E-15 : Déformées des éprouvettes en 316Nb-RV à température ambiante au moment de l'amorçage de fissure.



AE2

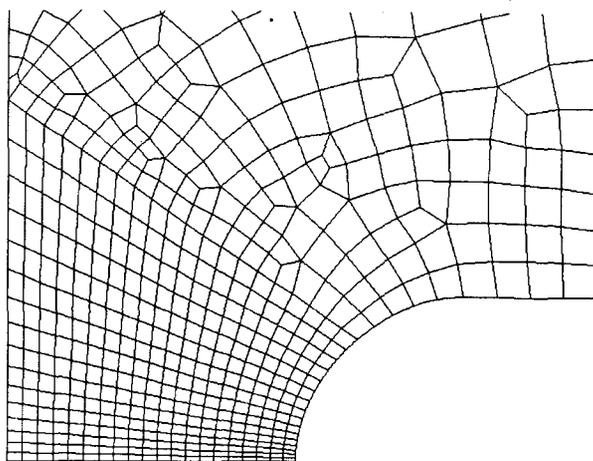


AE4

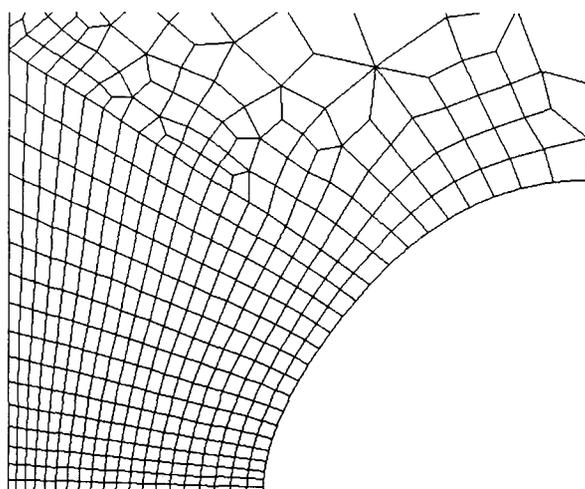


AE10

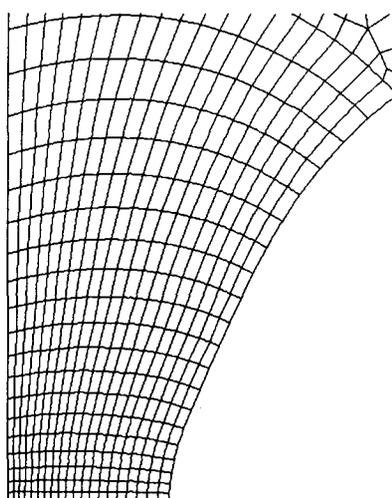
Figure E-16 : Déformées des éprouvettes en 316Nb-RL à température ambiante au moment de l'amorçage de fissure.



AE2

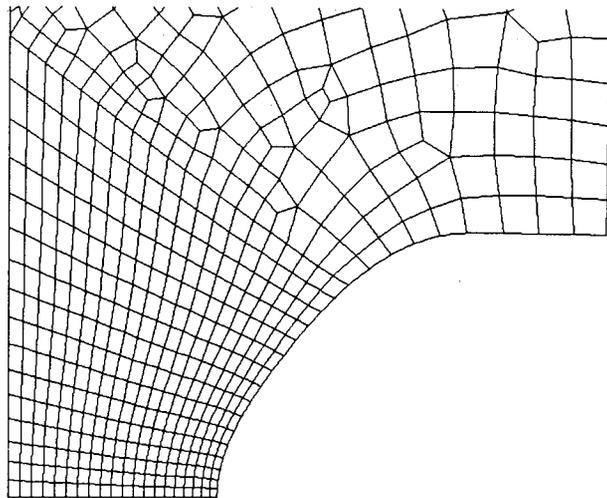


AE4

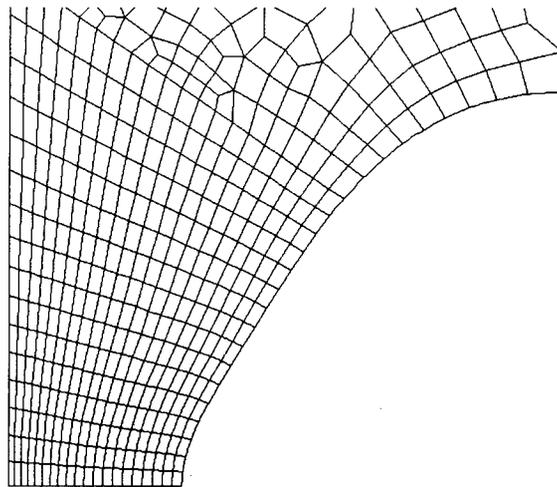


AE10

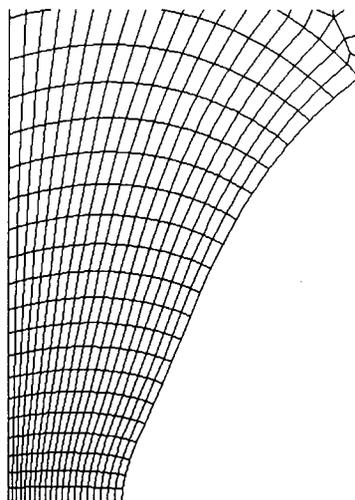
Figure E-17 : Déformées des éprouvettes en 16MND5 à 280°C au moment de l'amorçage de fissure.



AE2

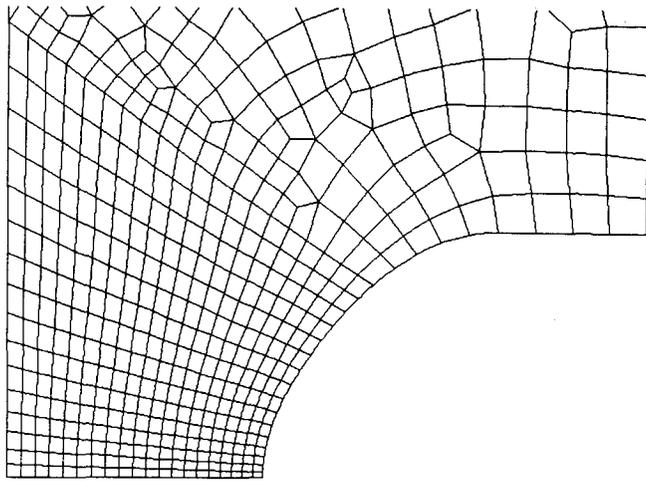


AE4

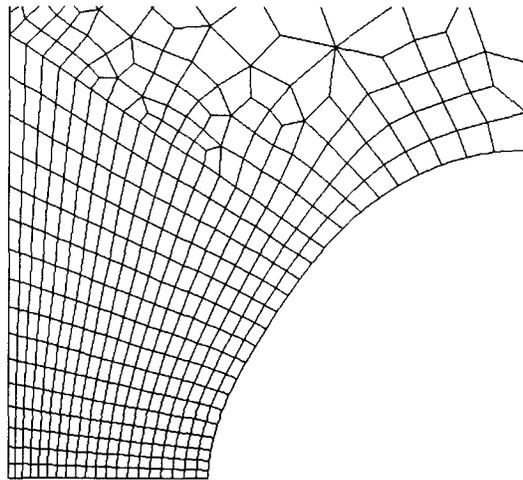


AE10

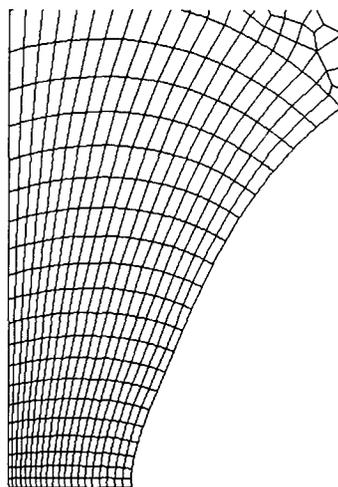
Figure E-18 : Déformées des éprouvettes en 316L à 280°C au moment de l'amorçage de fissure.



AE2

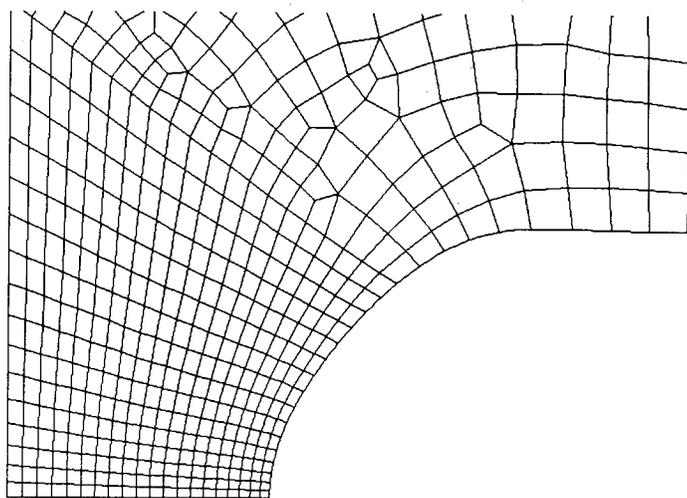


AE4

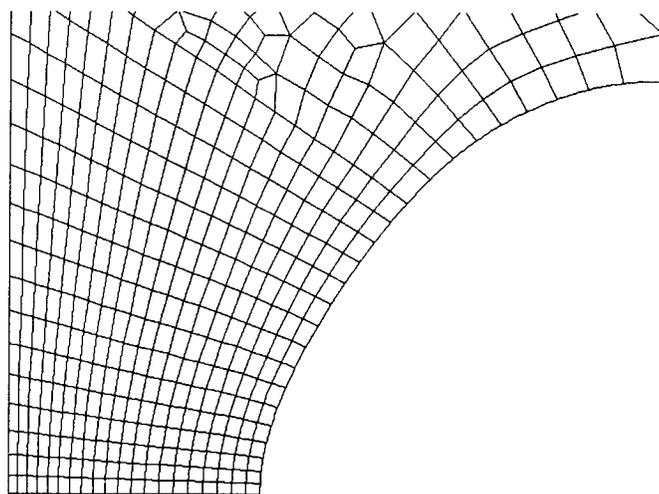


AE10

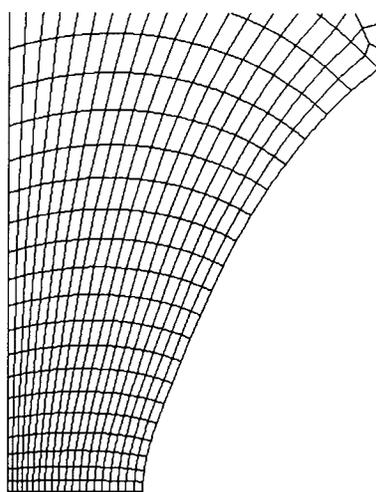
Figure E-19 : Déformées des éprouvettes en 316Nb-RV à 280°C au moment de l'amorçage de fissure.



AE2



AE4



AE10

Figure E-20 : Déformées des éprouvettes en 316Nb-RL à 280°C au moment de l'amorçage de fissure.

ANNEXE F :

**RESULTATS DE LA SIMULATION DES ESSAIS SUR AE A PARTIR
DU MODELE DE GURSON TVERGAARD.**

Les courbes Charge-Variation de diamètre obtenues par simulation numérique à partir du modèle de Gurson-Tvergaard sont présentées Figure F-1 à Figure F-7.

Les résultats obtenus sont satisfaisants en ce qui concerne le point d'amorçage de fissure, mais moins satisfaisants pour ce qui est de la droite correspondant à la propagation de fissure. Ceci est lié au fait que le modèle que nous avons utilisé ne possède aucun paramètre permettant de modifier les résultats relatifs à cette zone, comme par exemple les paramètres f_c et f_F du critère de rupture proposé par Tvergaard et Needleman.

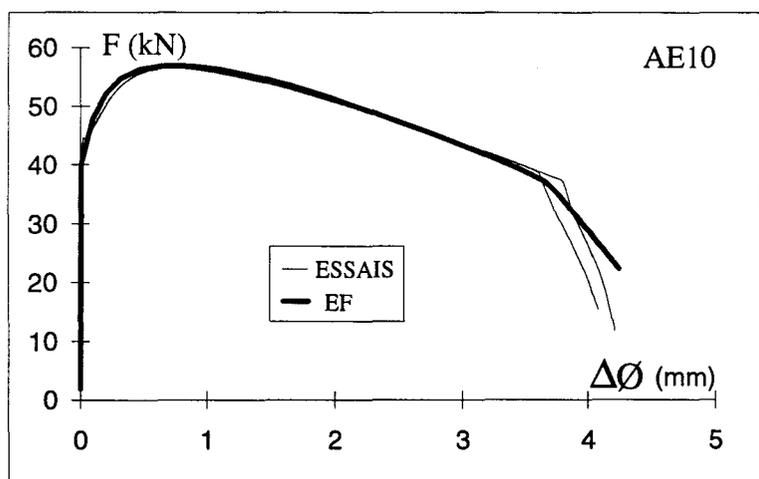
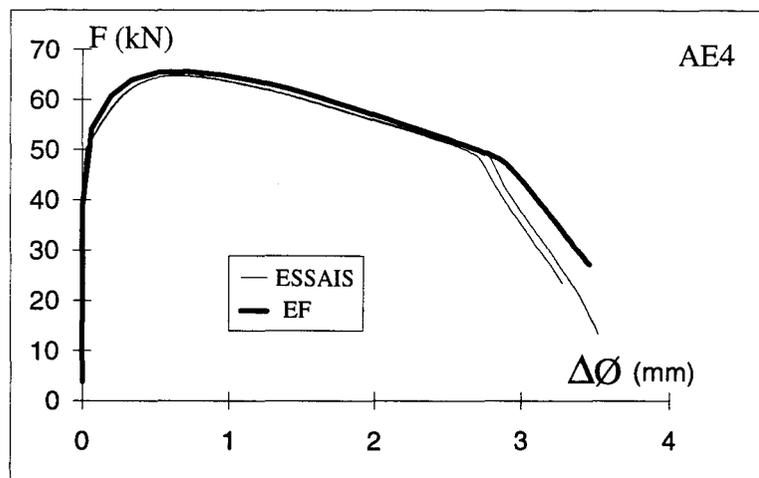
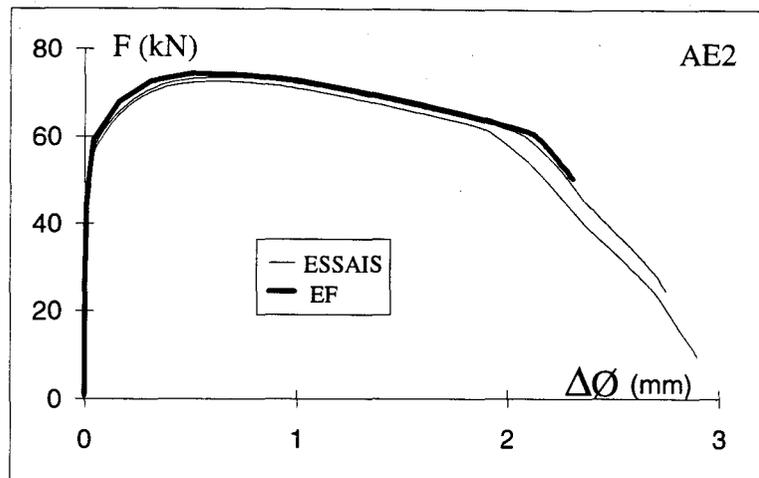


Figure F-1 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 16MND5. Température ambiante.

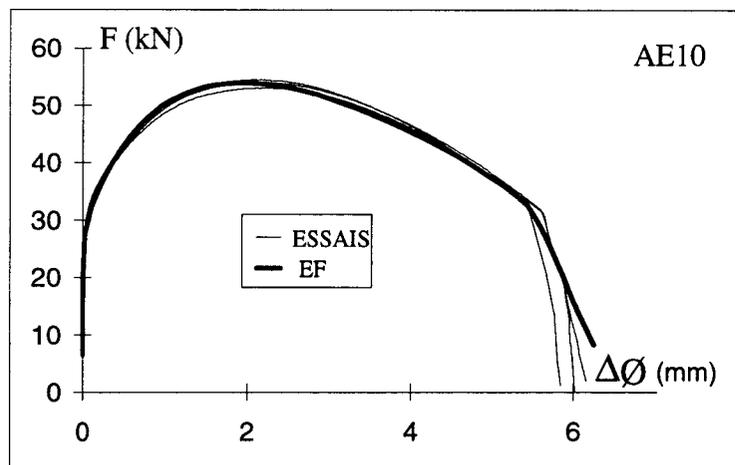
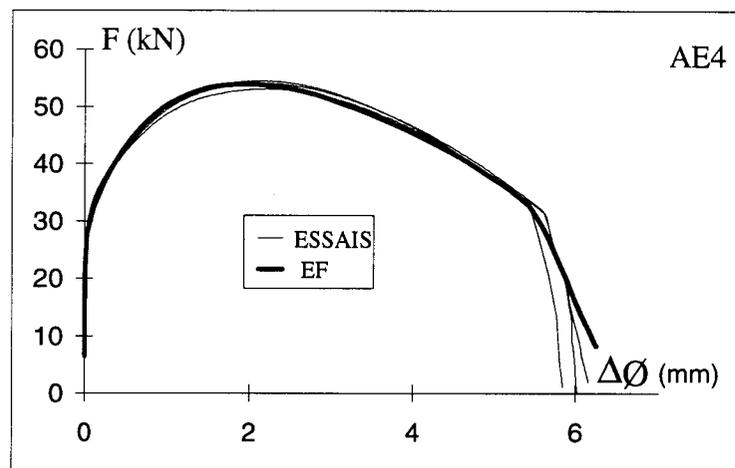
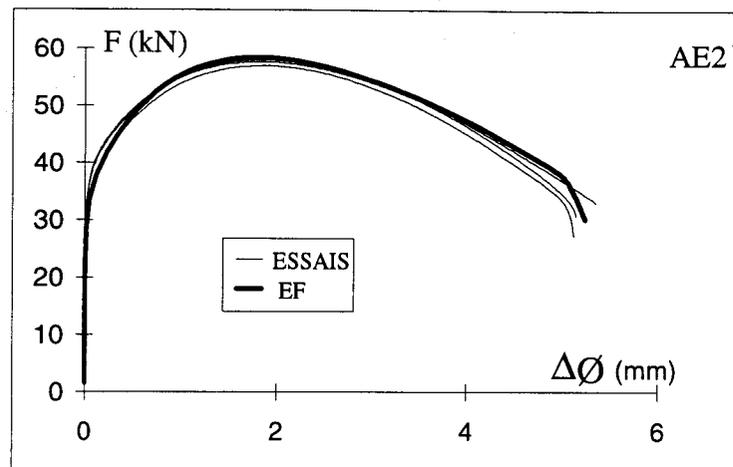


Figure F-2 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316L. Température ambiante.

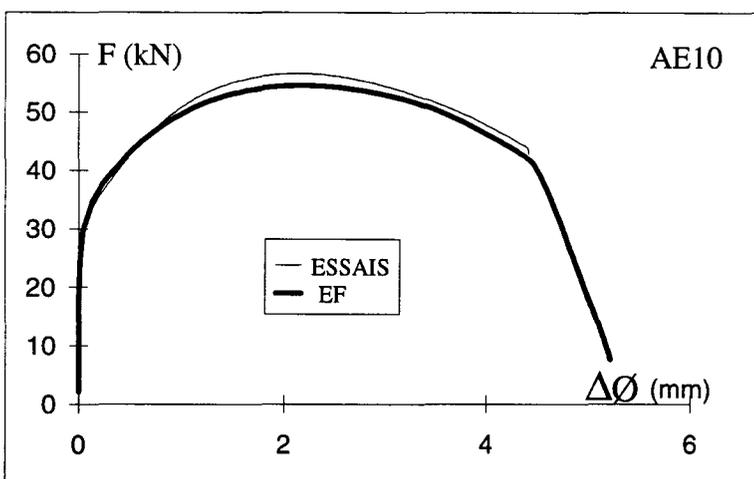
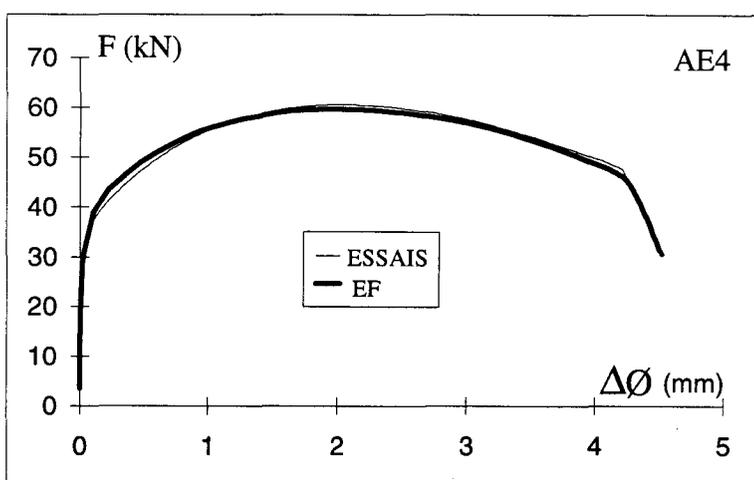
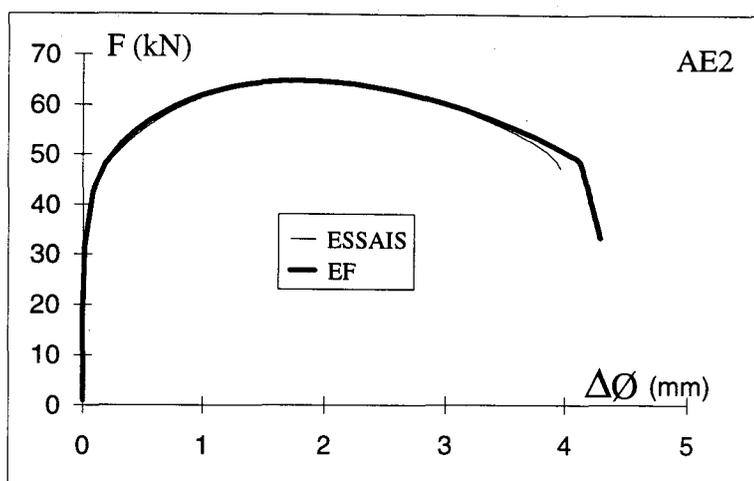


Figure F-3 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316Nb-RV. Température ambiante.

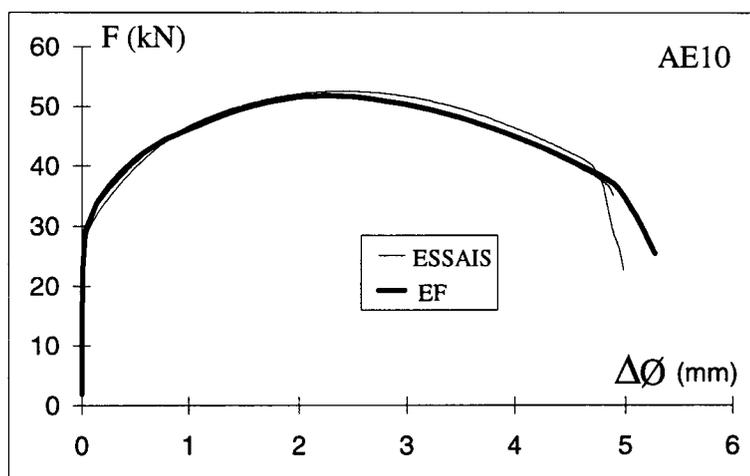
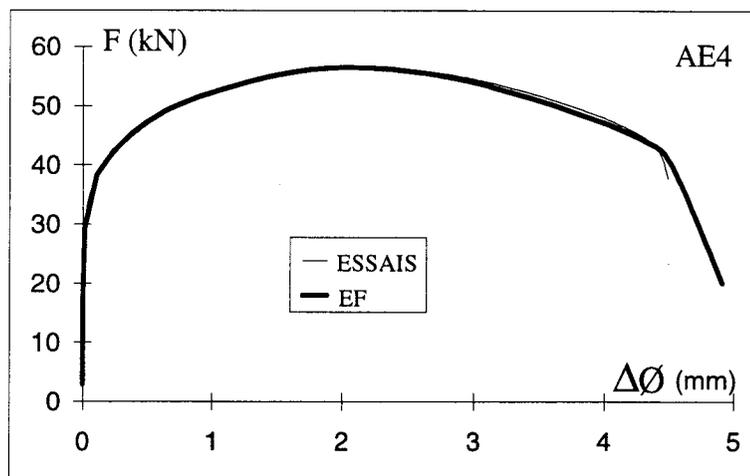
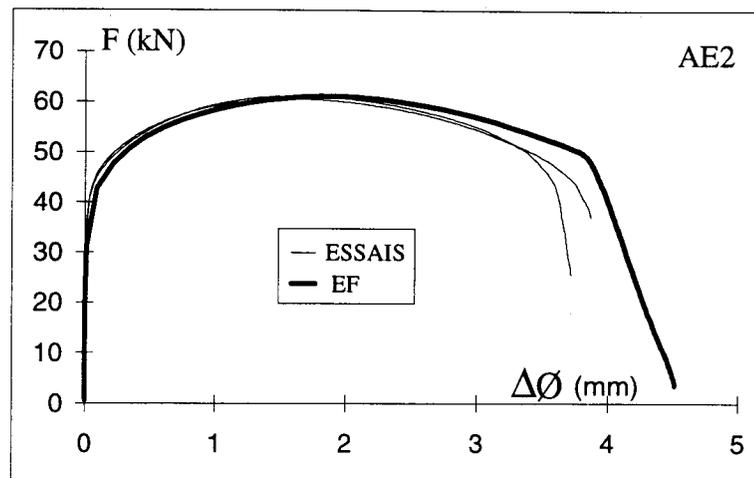


Figure F-4 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316Nb-RL. Température ambiante.

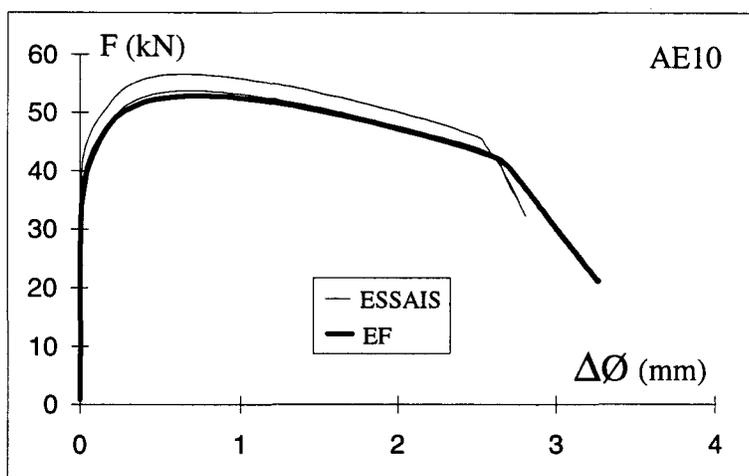
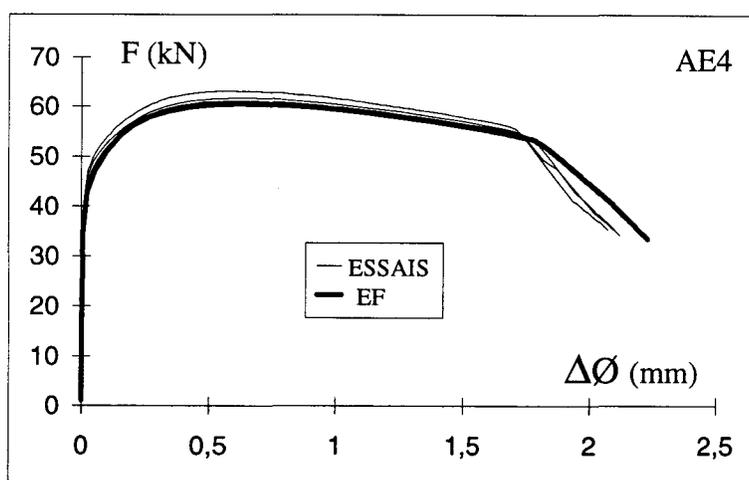
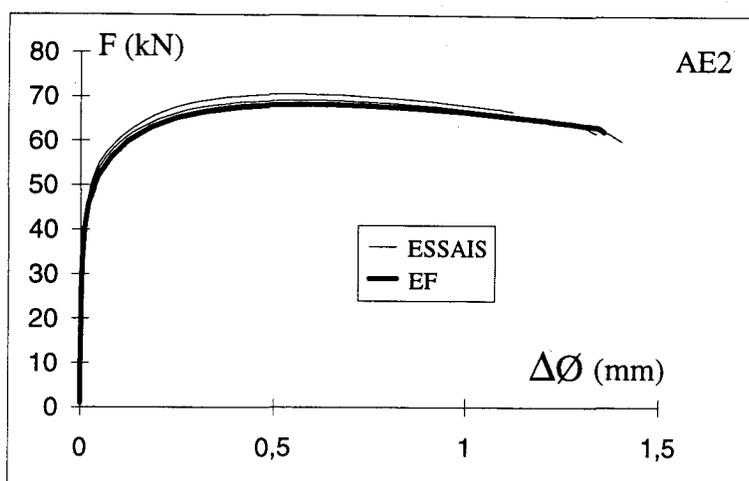


Figure F-5 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 16MND5. Température 280°C.

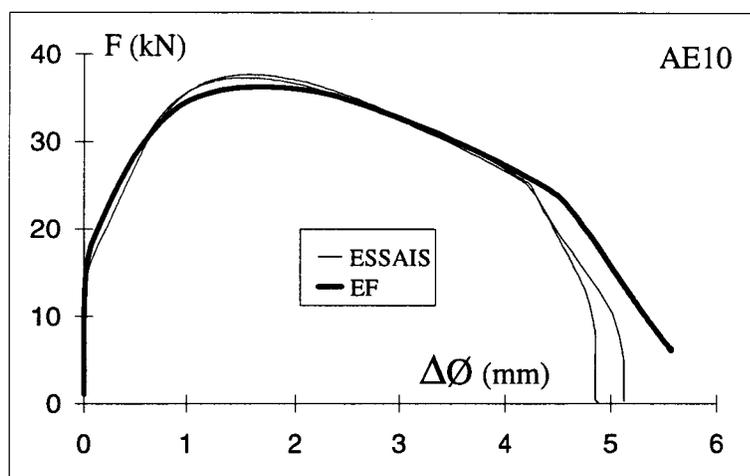
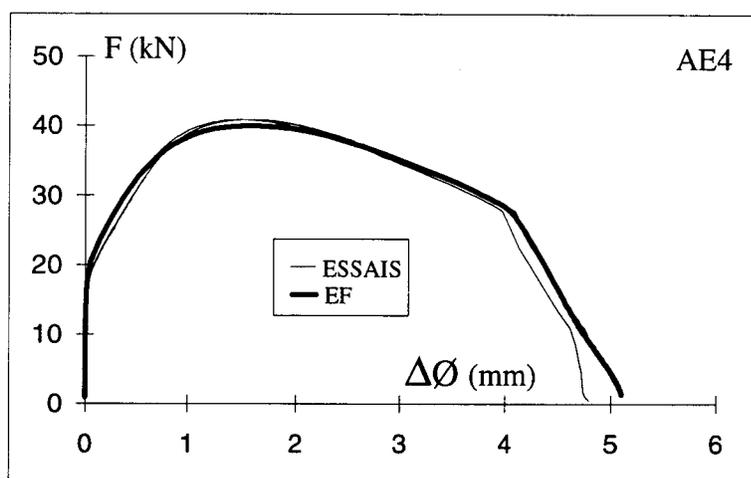
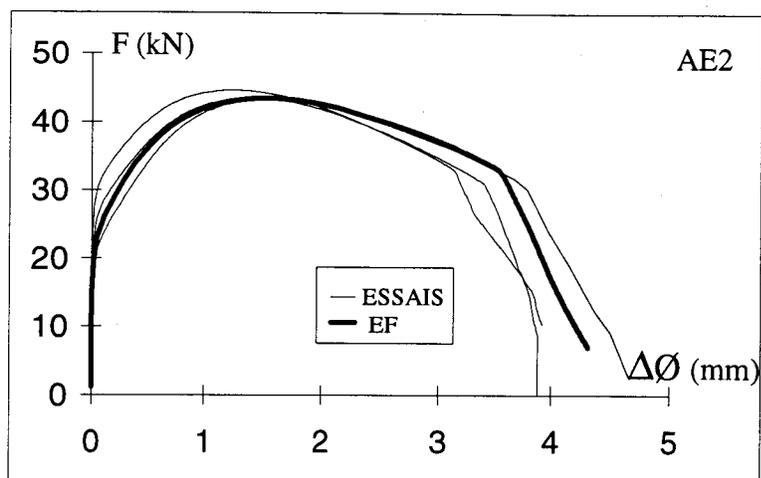


Figure F-6 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316L. Température 280°C.

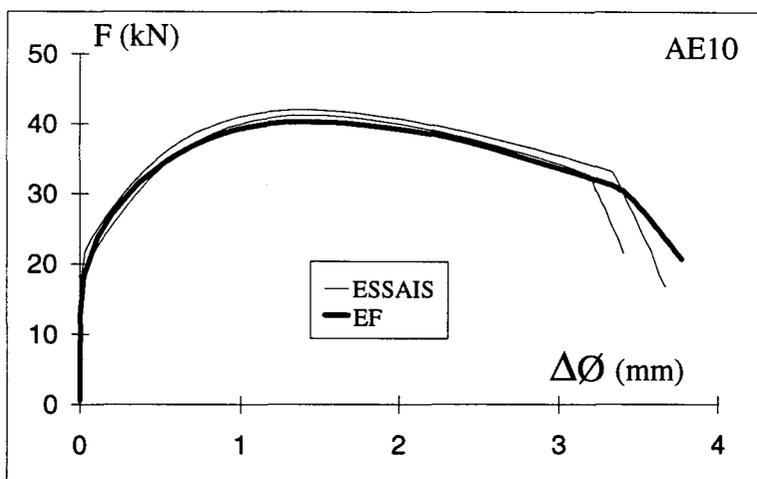
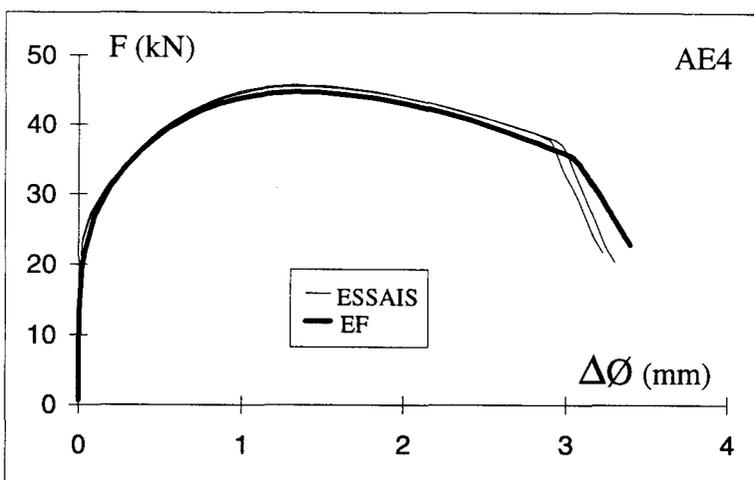
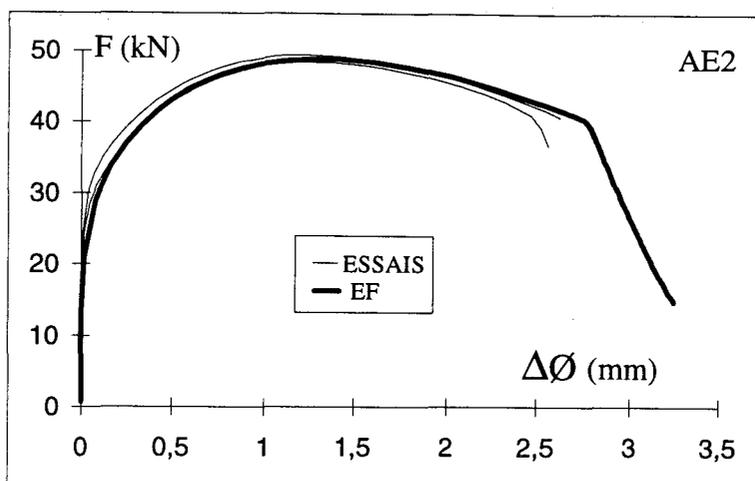


Figure F-7 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
Acier 316Nb-RV. Température 280°C.

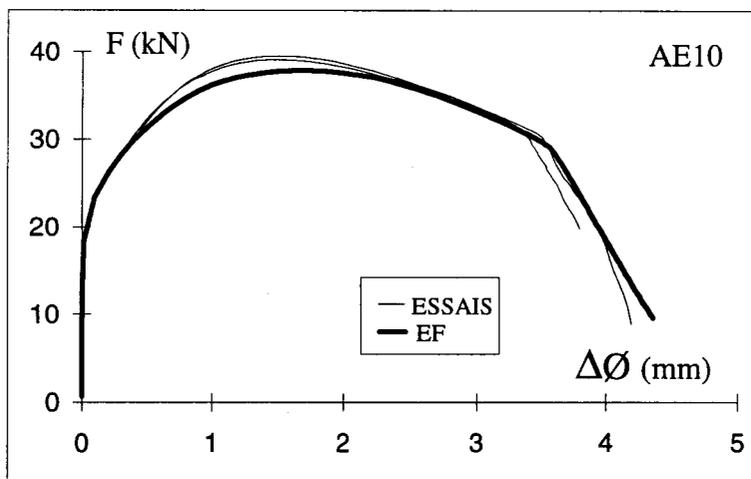
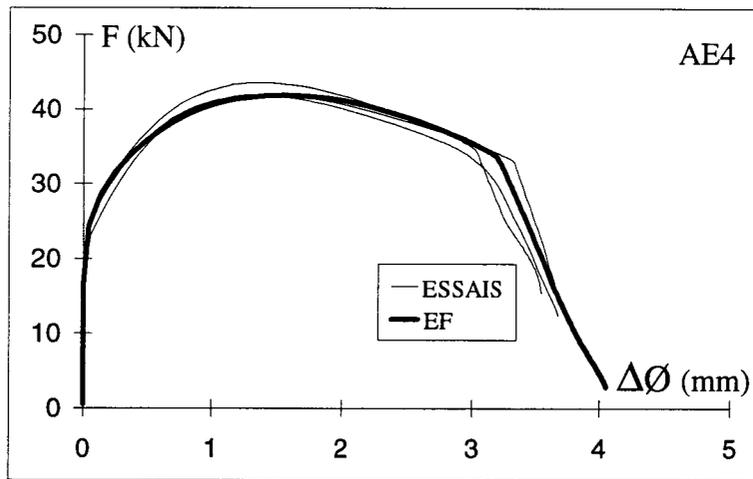
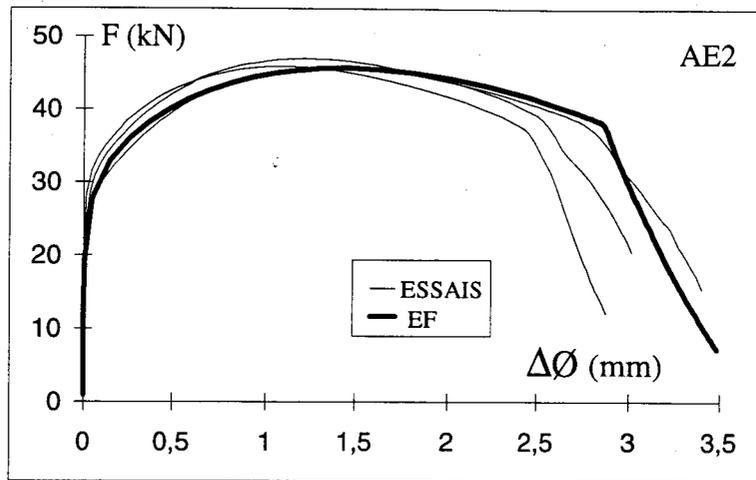


Figure F-8 : Courbes Force-Variation de diamètre expérimentale et simulée.
316Nb-RL. Température 280°C.