THESE DE DOCTORAT

de l'Université de recherche Paris Sciences et Lettres
PSL Research University

Préparée à MINES ParisTech

Determination of a fracture criterion for cold worked and stress relieved Zircaloy-4 fuel cladding tubes with hydride blister, during a reactivity initiated accident.

Détermination d'un critère de rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré contenant un blister d'hydrures, en conditions d'accident d'injection de réactivité.

Ecole doctorale n°432 SCIENCES DES METIERS DE L'INGENIEUR

Spécialité Sciences et Génie des Matériaux

COMPOSITION DU JURY :

Mme. Véronique Aubin
Ecole Centrale des Arts et Manufactures de Paris, Président du jury

Mme. Clotilde Berdin
Université Paris-Sud 11, Rapporteur

M. Rodrigue Desmorat
ENS Cachan, Rapporteur

M. Yann Monerie
Université Montpellier 2, Examinateur

M. Jacques Besson
MINES ParisTech, Examinateur

M. Jérôme Crépin
MINES ParisTech, Examinateur

M. Le Boulch David
CEA Saclay, Examinateur

M. Quentin Auzoux
CEA Saclay, Examinateur

Soutenue par **Vincent Macdonald**
le 16 septembre 2016

Dirigée par :
Jacques Besson, Jérôme Crépin

Encadrée par :
David Le Boulch, Quentin Auzoux

Remerciements

La thèse est un marathon. Au départ, on sait à peu près combien de temps la course va durer, mais la fin semble tellement loin. Beaucoup de personnes vous encouragent depuis les abords de la piste ou courent à vos côtés, mais vous devez franchir les difficultés par vous-même. Au bout d'un certain temps, vous vous rendez compte qu'il s'est écoulé de nombreux kilomètres sous vos pieds, puis vous semblez enfin apercevoir la ligne d'arrivée, il est déjà temps de conclure. A partir de cet instant, le sprint final démarre, tout s'enchaîne très vite, mais tout est encore plus difficile. Vous vous posez beaucoup de questions sur vos capacités, mais vous continuez de courir grâce aux encouragements de vos proches et de vos entraîneurs. Une fois la course terminée, quel soulagement, quelle joie d'avoir accompli cela, mais quelle nostalgie que cela soit déjà fini !

Au cours de cette thèse, j'ai eu la chance de rencontrer de très nombreuses personnes formidables, que j'aimerais remercier à travers cette page. Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble des membres de mon jury de thèse d'avoir accepté de participer à l'évaluation de ce travail. Je remercie Véronique Aubin de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury, Clotilde Berdin, Rodrigue Desmorat et Yann Monerie pour avoir rapporté et examiné mes travaux.

Je remercie infiniment mes directeurs et encadrants de thèse, Jacques Besson, Jérôme Crépin, Quentin Auzoux, David Le Boulch, Thomas Le Jolu, Arthur Hellouin de Menibus, pour m'avoir orienté, instruit, conseillé, et soutenu tout au long de mes travaux. Je vous adresse ma sincère gratitude pour votre patience, votre disponibilité, votre implication et je vous en suis profondément reconnaissant.

Cette thèse s'est déroulée au sein du Laboratoire de Comportement Mécanique des Matériaux Irradiés (LCMI), du Service d'Etudes des Matériaux Irradiés (SEMI) du CEA Saclay. Ainsi, je souhaite remercier les chefs de laboratoire successifs Xavier Averty, Valérie Vandenberghe et Benoit Tanguy, les adjoints au chef de service Philippe Bossis et Jean-Daniel Lulewicz, ainsi que les chefs de service Christophe Poussard et Christophe Blandin.

Mes travaux de thèse n'auraient pas pu aboutir sans une collaboration avec de très nombreux ingénieurs et techniciens du SEMI et du Centre des Matériaux, que j'aimerais remercier très chaleureusement. Je n'oublie pas non plus les différents stagiaires et doctorants que j'ai pu rencontrer. Je ne saurais terminer cette page sans remercier mes « compagnons de galère » Tristan, Guillaume et Romain, pour tous les bons moments que nous avons passés ensemble.

Enfin, je remercie énormément ma famille, ma petite amie et mes amis pour m'avoir toujours soutenu et encouragé tout au long de ce périple, je leur dédie mon manuscrit.

Table des matières

Introduction **1**

1. Synthèse bibliographique **7**

1.1. Matériau de l'étude ... 8
1.1.1. Composition chimique ... 8
1.1.2. Microstructure ... 9
1.1.3. Propriétés mécaniques ... 9
1.2. Formation de défauts d'hydruration ... 10
1.2.1. Oxydation et hydruration du gainage en réacteur ... 10
1.2.2. Formation de rims et de blisters d'hydrures en réacteur ... 12
1.2.3. Fabrication de blisters d'hydrures en laboratoire ... 14
1.3. Scénario RIA ... 18
1.3.1. Description du scénario RIA ... 18
1.3.2. Chargement thermomécanique du gainage en phase PCMI ... 21
1.3.3. Critères de sûreté liés au RIA ... 22
1.4. Etude de la rupture du gainage en situation de RIA ... 27
1.4.1. Essais intégraux en réacteurs expérimentaux ... 27
1.4.2. Codes de calcul thermomécanique ... 28
1.4.3. Essais paramétriques ... 30
1.4.4. Rupture de gaines en présence de défauts d'hydruration ... 36
1.5. Critères de rupture applicables au RIA ... 46
1.5.1. Critères en déformation ... 46
1.5.2. Critères en densité d'énergie de déformation ... 59
1.5.3. Critères en mécanique de la rupture ... 66
1.5.4. Critères en endommagement – approche locale ... 77
1.6. Conclusions ... 84

2. Détermination d'un critère de rupture du gainage en présence d'un blister d'hydrures à 25°C **87**

2.1. Essais mécaniques issus de la thèse d'A. Hellouin de Menibus à 25°C et analyses complémentaires ... 88
2.1.1. Présentation des différents essais mécaniques ... 88
2.1.2. Courbes force-déplacement ... 90
2.1.3. Morphologie de la rupture ... 90
2.1.4. Conclusions ... 99
2.2. Procédure de détermination de la ténacité à 25°C des tubes de Zircaloy-4 ... 100
2.2.1. Définition et propriétés de l'intégrale-J ... 100
2.2.2. Validation de la procédure de calcul de J ... 103

2.2.3. Méthode numérique de détermination de J_{Ic} ... 112
2.2.4. Vérification des hypothèses de calcul ... 119
2.3. Résultats et Discussions ... 128
2.3.1. Résultats ... 128
2.3.2. Comparaison avec la littérature ... 129
2.3.3. Limites de l'approche ... 130
2.3.4. Conclusions ... 132
2.3.5. Perspectives ... 132
3. Détermination d'un critère de rupture du gainage en présence d'un blister d'hydrures à 350°C 133
3.1. Essais mécaniques issus de la thèse d'A. Hellouin de Menibus à 350°C et analyses complémentaires ... 134
3.1.1. Courbes force-déplacement ... 134
3.1.2. Déformation diamétrale à rupture ... 136
3.1.3. Morphologie de la rupture ... 138
3.1.4. Conclusions ... 145
3.2. Etude expérimentale de l'effet de la biaxialité des contraintes sur la rupture des gaines de Zircaloy-4 ... 147
3.2.1. Dispositif expérimental ... 147
3.2.2. Résultats ... 154
3.2.3. Discussions et conclusions ... 174
3.3. Simulation numérique du comportement et de la rupture des gaines de Zircaloy-4 ... 175
3.3.1. Procédures de calcul ... 175
3.3.2. Simulation du comportement du Zircaloy-4 détendu hydruré ... 183
3.3.3. Simulation de l'endommagement et de la rupture ductile de gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré ... 194
3.3.4. Simulation de l'endommagement et de la rupture ductile de gaines de Zircaloy-4 détendu en présence d'un blister d'hydrures ... 212
3.3.5. Evaluation de la triaxialité des contraintes dans les simulations ... 221
3.3.6. Evaluation du paramètre de Lode dans les simulations ... 224
3.3.7. Discussions ... 227
3.3.8. Conclusions ... 230
4. Conclusions 235
4.1. Modes de rupture du gainage en présence d'un défaut d'hydruration ... 235
4.2. Détermination d'un critère de rupture à 25°C ... 236
4.3. Détermination d'un critère de rupture à 350°C ... 236
4.4. Effet de la biaxialité des contraintes ... 237
5. Perspectives 239
6. Annexe : Expériences de micro-diffraction des rayons X 241
7. Références bibliographiques 247

Introduction

Contexte industriel

Le parc nucléaire français, qui fournissait jusqu'à 82,2% de la production française d'électricité en 2014 (EDF 2014), est constitué de 58 centrales nucléaires de type REP (Réacteur à Eau Pressurisée). Chaque REP contient un certain nombre d'assemblages de combustible en fonction de la puissance du réacteur, soit 157 assemblages pour un réacteur 900 MW, 193 pour un réacteur 1300 MW et 205 pour un réacteur 1450 MW. Chaque assemblage de combustible séjourne 3 à 4 ans en réacteur et comprend des grilles carrées de 17 x 17 emplacements accueillant 264 crayons combustibles, 24 crayons absorbants de neutrons, ainsi qu'un tube d'instrumentation central. Les crayons combustibles sont composés de gaines tubulaires réalisées en alliage de zirconium (de l'ordre de 4 m de longueur, 9,5 mm de diamètre externe, et 0,57 mm d'épaisseur), dans lesquelles sont empilées des pastilles de dioxyde d'uranium « UO2 » ou d'oxyde mixte d'uranium et de plutonium « MOX » (8 mm de diamètre, 10 mm de longueur). La gaine en alliage de zirconium assure le rôle de première barrière de confinement des produits de fission issus de la réaction nucléaire. Les crayons absorbants de neutrons ou barres de contrôle, permettant de réguler la puissance du cœur, sont logés dans des tubes guides et maintenus par une grappe de contrôle assurant leur insertion et leur retrait dans le cœur.

En conditions normales de fonctionnement, la réaction d'oxydation qui a lieu entre la gaine et le fluide caloporteur (l'eau) entraîne la formation d'une couche d'oxyde de zirconium et un relâchement d'hydrogène dont une partie pénètre dans le matériau. Celui-ci diffuse en solution solide, puis précipite sous forme d'hydrures lorsque sa limite de solubilité dans le zirconium est atteinte (moins de 1 wppm (partie par million massique) à température ambiante, de l'ordre de 130 wppm à 350°C).

De plus, la répartition de ces hydrures dans le gainage est hétérogène puisque l'hydrogène diffuse préférentiellement vers les zones les plus froides de la structure. Cela se traduit par la formation d'un gradient d'hydrures dans l'épaisseur de la gaine du fait de la température plus élevée en paroi interne qu'en paroi externe, et peut mener à la formation de concentrations d'hydrures appelées « rims » d'hydrures. Par ailleurs, pour des temps de séjour en réacteur prolongés, des zones lenticulaires appelées blisters d'hydrures, où la teneur en hydrogène est élevée, sont susceptibles de se développer au niveau des points froids où l'oxyde s'est desquamé. Un gradient axial d'hydrures

apparait également puisque la température du crayon varie de 286°C à 330°C selon l'étage du crayon, ou la présence de grilles et d'interfaces pastille-pastille.

L'accident hypothétique d'injection de réactivité, ou « Reactivity Initiated Accident » (RIA), suppose une élévation brutale et incontrôlée de la puissance du cœur du réacteur. Le RIA le plus critique fut celui du réacteur RBMK de Tchernobyl en 1986. Parmi les différents scénarios RIA envisagés par les autorités de sûreté française, le scénario le plus critique pour un REP est l'éjection d'une grappe de contrôle suite à une défaillance mécanique, ou « Rod Ejection Accident » (REA). La première phase de cet accident est appelée Interaction Mécanique Pastille-Gaine ou « Pellet Cladding Mechanical Interaction » (PCMI), et consiste en un chargement thermomécanique multiaxial rapide de la gaine suite à un échauffement et à une dilatation quasi-instantanée des pastilles de combustible. Puisqu'on ne peut réaliser de RIA dans un réacteur nucléaire industriel, des essais dits « intégraux », consistant à reproduire en réacteur nucléaire expérimental un transitoire de puissance rapide sur des crayons de combustible ayant séjourné en réacteurs de production, ont été réalisés depuis les années 1970 dans les réacteurs américains SPERT et PBF, et dans les réacteurs IGR (Kazakhstan), BIGR (Russie), NSRR (Japon), CABRI (France). Ces essais relativement couteux visent à étudier le comportement thermomécanique de la gaine en condition accidentelle et à identifier des critères de non-rupture de la gaine.

Des codes de calculs thermomécaniques sont développés afin d'interpréter ces essais intégraux et d'évaluer les risques de rupture de la gaine, tels les codes FALCON et FRAPTRAN (Etats-Unis), TRANSURANUS (Allemagne), RANNS (Japon), SCANAIR et ALCYONE-RIA (France). Ces codes de calculs permettent de simuler numériquement les essais intégraux et de déterminer les paramètres du chargement thermomécanique de la gaine à partir des paramètres du pulse RIA. Le développement de ces codes nécessite l'identification de lois de comportement matériau dont les paramètres sont identifiés grâce à des essais mécaniques issus de divers programmes expérimentaux, tel le programme tripartite EDF-IRSN-CEA « PROMETRA » (PROpriétés MEcaniques en TRAnsitoires). Les essais paramétriques effectués en laboratoire sur des tronçons de gaine permettent d'étudier de manière découplée les différents effets de la température, de la vitesse de sollicitation, des niveaux d'irradiation et d'hydruration sur le comportement mécanique du gainage.

Certains essais intégraux ont montré que des défauts d'hydruration de type blisters ou rims d'hydrures pouvaient mener à la rupture du gainage en conditions accidentelles de type RIA, notamment les essais CABRI REP-Na1 et REP-Na8 (Schmitz and Papin 1999), et les essais NSRR JM-4, JM-14, TK-7, OI-10, L5, L6, H4, H6, HBO-1, HBO-5, VA-1, VA-2, VA-3 et LS-1 (Fuketa et al. 2000; Fuketa et al. 1997; Sugiyama et al. 2011; Sugiyama et al. 2009a; Tomiyasu et al. 2007).

Objectifs et démarche de l'étude

Les objectifs de cette thèse sont d'évaluer la nocivité des défauts d'hydruration en conditions accidentelles de type RIA, et d'identifier un critère de rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré comportant un blister d'hydrures. L'utilisation d'un tel critère dans les codes de calculs d'essais intégraux devrait permettre de mieux qualifier les risques de rupture en fonction des paramètres matériaux et des paramètres liés à la sévérité de l'accident.

Cette présente étude fait suite à deux thèses, celles de M. Le Saux et A. Hellouin de Menibus (Le Saux, 2008 et Hellouin de Menibus, 2012). Lors de la première étude, un modèle de comportement et de rupture des gaines en Zircaloy-4 détendu hydruré a notamment été développé, à partir d'essais mécaniques réalisés sur Zircaloy-4 hydruré de façon homogène en conditions représentatives d'un RIA. Lors de la seconde étude, l'effet des blisters d'hydrures et de la biaxialité des contraintes sur la rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu hydruré a été étudié, grâce au développement d'un dispositif de formation de blisters d'hydrures sur des tronçons de gaine, et d'un dispositif permettant de les solliciter mécaniquement par un chargement multiaxial en déplacement imposé.

En s'appuyant sur les résultats de ces deux précédentes thèses, nous avons identifié trois principaux axes de recherche :

- L'analyse des modes de rupture du gainage en présence d'un défaut d'hydruration, à partir des essais de la littérature et de la base expérimentale établie par Hellouin de Menibus, grâce à une synthèse bibliographique ainsi qu'à des observations microscopiques et des analyses des faciès de rupture.

- La détermination de critères de rupture pour le gainage en présence d'un blister d'hydrures. L'établissement de ces critères, dépendant de la température, de la taille du blister, du type d'essai mécanique, repose sur la confrontation entre des simulations numériques par éléments finis prenant en compte les modèles de comportement et de rupture identifiés par Le Saux et des essais mécaniques de validation réalisés par Hellouin de Menibus.

- L'étude de l'effet de la biaxialité des contraintes sur la rupture du gainage en présence d'un blister, sur une gamme de biaxialité plus grande que celle explorée par Le Saux et Hellouin de Menibus et plus représentative du domaine RIA, notamment à l'aide d'essais mécaniques biaxés de type pression interne couplée à de la traction sur tube (Figure 1).

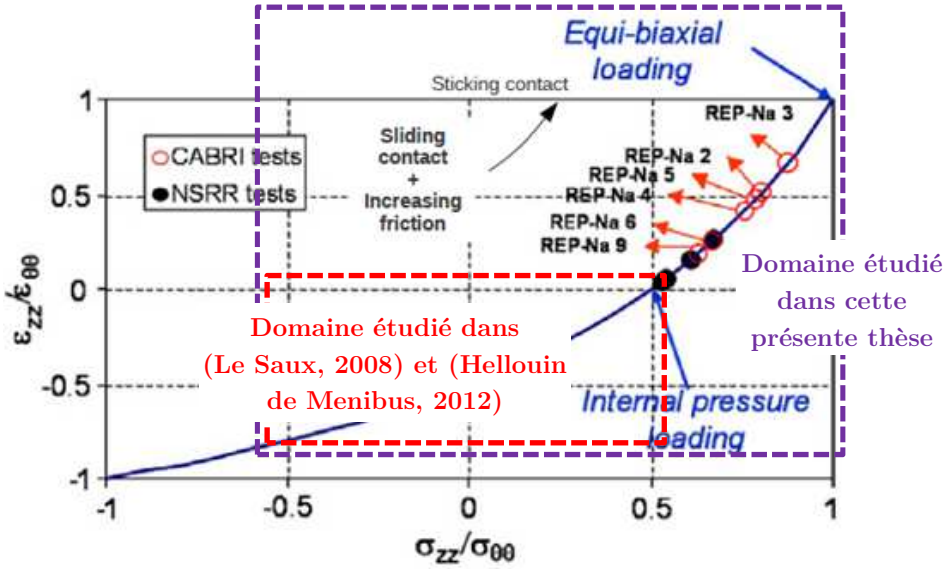


Figure 1 : Rapports de déformation en fonction des rapports de contrainte, pour les essais intégraux CABRI et NSRR (Desquines et al. 2011)

Plan du mémoire

Le manuscrit est organisé de la manière suivante :

Le chapitre 1 est constitué d'une synthèse bibliographique, qui après avoir présenté le matériau de l'étude, les mécanismes de formation des défauts d'hydruration et le déroulement des accidents d'insertion de réactivité, s'intéressera aux mécanismes de rupture des gaines en présence d'un défaut d'hydruration, pour des conditions accidentelles ou représentatives d'un accident de type RIA ; accident simulé au moyen d'essais intégraux ou d'essais paramétriques. Nous effectuerons ensuite une revue non exhaustive des critères de rupture applicables, afin de justifier les approches retenues pour traiter la problématique de cette étude. Ce premier chapitre nous permet d'identifier deux plages de comportement à rupture dépendant de la température, et nous amène ainsi à deux approches complémentaires pour identifier les critères de rupture, qui seront détaillés dans les deux chapitres suivants.

Le chapitre 2 traite de la rupture, à 25°C, du Zircaloy-4 détendu en présence d'un blister d'hydrures. Une approche basée sur la mécanique de la rupture dans le domaine élasto-plastique est mise en œuvre afin d'évaluer la ténacité des gaines de Zircaloy-4 détendu. Cette étude numérique s'appuie sur les résultats expérimentaux obtenus par Hellouin de Menibus et approfondis dans le cadre de ce travail.

Le chapitre 3 s'appuie sur trois parties. La première présente une analyse de la rupture du gainage en présence de blister à 350°C à partir de la base expérimentale existante. La seconde est dédiée aux résultats expérimentaux obtenus à 350°C lors d'une campagne d'essais mécaniques biaxés originale de type traction/pression interne réalisée sur des tubes en présence ou non d'un blister d'hydrures. Enfin, la troisième partie concerne, au moyen d'une approche locale en mécanique de l'endommagement ductile, la simulation numérique du comportement et de la rupture du gainage à 350°C, avec et sans blister. Cette approche vise à déterminer un critère de rupture basé sur la porosité critique.

Chapitre 1

1. Synthèse bibliographique

Sommaire

1.1. Matériau de l'étude 8
1.1.1. Composition chimique 8
1.1.2. Microstructure 9
1.1.3. Propriétés mécaniques 9
1.2. Formation de défauts d'hydruration 10
1.2.1. Oxydation et hydruration du gainage en réacteur 10
1.2.2. Formation de rims et de blisters d'hydrures en réacteur 12
1.2.3. Fabrication de blisters d'hydrures en laboratoire 14
1.3. Scénario RIA 18
1.3.1. Description du scénario RIA 18
1.3.2. Chargement thermomécanique du gainage en phase PCMI 21
1.3.3. Critères de sûreté liés au RIA 22
1.4. Etude de la rupture du gainage en situation de RIA 27
1.4.1. Essais intégraux en réacteurs expérimentaux 27
1.4.2. Codes de calcul thermomécanique 28
1.4.3. Essais paramétriques 30
1.4.4. Rupture de gaines en présence de défauts d'hydruration 36
1.5. Critères de rupture applicables au RIA 46
1.5.1. Critères en déformation 46
1.5.2. Critères en densité d'énergie de déformation 59
1.5.3. Critères en mécanique de la rupture 66
1.5.4. Critères en endommagement – approche locale 77
1.6. Conclusions 84

1.1. Matériau de l'étude

Le zirconium est l'élément chimique de numéro atomique Z = 40. Pour des températures inférieures à 863°C, la phase stable du zirconium est la phase dite α, de structure cristalline hexagonale compacte, dont les paramètres de maille à température ambiante sont a = 3,23312 Å et c = 5,147905 Å d'après (Goldak et al. 1966). Le rapport c/a vaut dans ce cas 1,5926, ce qui est inférieur au rapport de 1,633 correspondant au modèle d'empilement idéal de sphères dures. Au-delà de 863°C, la phase stable est la phase dite β, de structure cubique centrée et de paramètre de maille a = 0,361 nm.

Le zirconium a été choisi comme matériau principal constituant les gaines de combustible des réacteurs à eau légère et à eau pressurisée en raison de sa faible section d'absorption des neutrons, sa bonne résistance à la corrosion, ses propriétés mécaniques satisfaisantes et sa bonne conductivité thermique. Les principaux alliages de zirconium utilisés dans les réacteurs à eau pressurisée sont les alliages Zircaloy-4, M5™ (alliage Zr-1%Nb développé par AREVA-NP), Zirlo™ (alliage Zr-1%Nb-1%Sn-0.1%Fe développé par Westinghouse Electric Company).

1.1.1. Composition chimique

Le matériau utilisé dans le cadre de cette thèse est issu du même lot que celui étudié lors des thèses de (Le Saux 2008) et de (Hellouin de Menibus 2012). L'étude est réalisée sur du Zircaloy-4, à l'état détendu, dans sa géométrie industrielle : tube de 9,5 mm de diamètre externe et 0,57 mm d'épaisseur. Ce matériau fourni par la société CEZUS (Lot n°810609) est, conformément à la norme ASTM B 350.90, constitué des éléments d'alliage dans les proportions massiques suivantes : 98,25% de zirconium, 1,30% d'étain, 0,21% de fer, 0,11% de chrome, et 0,13% d'oxygène. L'hydruration de la gaine a été réalisée par chargement gazeux à 400°C pour atteindre des teneurs cibles en hydrogène de 300 wppm.

L'étain se place en élément de substitution du zirconium, permettant de renforcer mécaniquement la gaine. Le fer et le chrome sont présents sous forme de précipités intermétalliques appelés phases de laves de type $Zr(Fe,Cr)_2$, de l'ordre de 200 nm de diamètre, afin d'améliorer la résistance à la corrosion ((Charquet et al. 1988), (Toffolon-Masclet et al. 2008)). Enfin, l'oxygène est en insertion dans la maille et joue un rôle de renfort mécanique si la teneur est inférieure à 1800 wppm. Au-delà de 1800 ppm massique d'oxygène, on assiste à une perte de ductilité et à une diminution de la ténacité du matériau, d'après (NEA 2010).

1.1.2. Microstructure

Après la dernière étape de mise en forme à froid par laminage à pas de pèlerin, la gaine de Zircaloy-4 subit un traitement thermique de détensionnement à 450-500°C pendant quelques heures, afin de relaxer les contraintes internes. La microstructure consiste en des grains allongés suivant la direction de laminage, soit une taille de grains de 10 à 20 µm suivant la direction axiale, contre 2 à 5 µm dans les directions circonférentielle et radiale. La texture cristallographique des gaines de Zircaloy-4 se traduit par des axes <c> majoritairement orientés à ±30° vis-à-vis de la direction radiale du tube, dans le plan radial-circonférentiel (Figure 2).

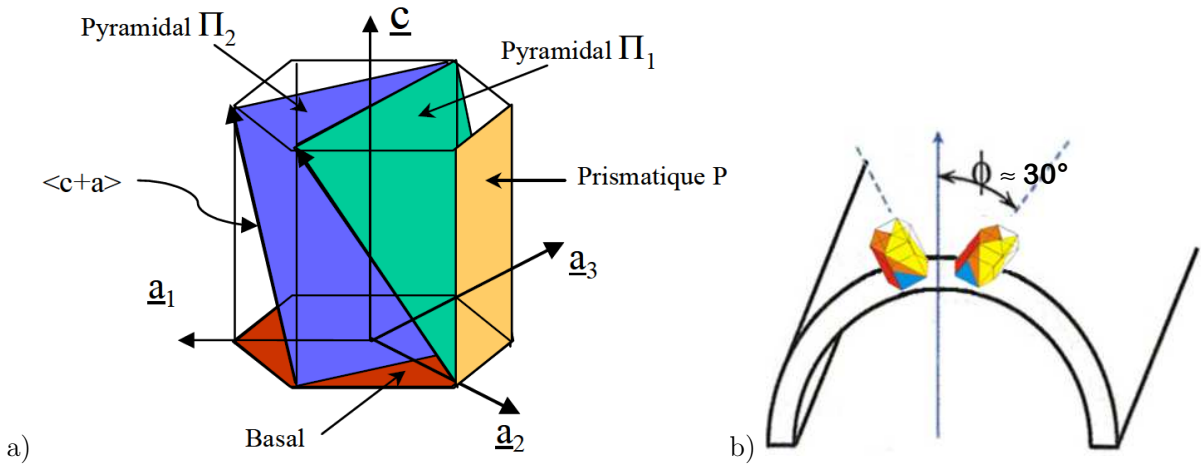


Figure 2 : a) Principaux systèmes de glissement de la structure hexagonale compacte (Onimus 2003) b) Position des mailles hexagonales compactes dans le gainage

1.1.3. Propriétés mécaniques

L'élasticité macroscopique des alliages de zirconium est généralement considérée comme isotrope. L'expression du module de Young retenue pour le Zircaloy-4 détendu dans le modèle de comportement de (Le Saux 2008) est donnée par l'expression suivante : E (Pa) = $1.059.10^{11} - 36.10^{6}$ T (avec T la température en Kelvin), et le coefficient de Poisson ν est fixé à 0,342 indépendamment de la température, d'après l'étude de (Limon et al. 1995) portant sur des essais de traction et de pression interne sur tubes à des températures comprises entre 20°C et 400°C.

Les alliages de zirconium présentent un comportement élastoviscoplastique anisotrope, ce qui signifie que la contrainte d'écoulement évolue avec la déformation plastique, la vitesse de déformation plastique et la direction de sollicitation. Les effets de la température, de la teneur en hydrogène, de l'orientation et de la distribution des hydrures, de l'irradiation, de l'état de

contrainte, et de la vitesse de déformation, sur l'écrouissage et l'anisotropie plastique, sont largement discutés dans les sections 1.1.4 de la thèse de (Le Saux 2008) et 2.4.2 de la thèse d'(Hellouin de Menibus 2012).

La littérature propose plusieurs modèles de comportement pour représenter le comportement élastoviscoplastique anisotrope des alliages de zirconium. On distingue d'une part les modèles macroscopiques phénoménologiques comme ceux de (Robinet 1995) et (Delobelle et al. 1996; Schäffler et al. 2000), (Grange et al. 2000a), (Richard et al. 2003), (Bosso 2015), et d'autre part les modèles polycristallins tels ceux de (Geyer 1999), (Fandeur 2001), (Onimus 2003), (Rousselier and Leclercq 2006), (Leclercq et al. 2007), (Qiao 2015). Il existe également quelques études basées sur des méthodes d'homogénéisation, telles celles de (Masson 1998), (Brenner 2001).

1.2. Formation de défauts d'hydruration

1.2.1. Oxydation et hydruration du gainage en réacteur

En conditions normales de fonctionnement, une réaction d'oxydation a lieu entre la gaine en alliage de zirconium et le fluide caloporteur (Équation 1), ce qui entraîne la formation d'une couche de zircone (ZrO_2) à la surface de la gaine et un relâchement d'hydrogène dont une partie pénètre dans le gainage :

$$Zr + 2\ H_2O \rightarrow ZrO_2 + 2\ H_2$$

Équation 1 : Oxydation du zirconium par l'eau

L'hydrogène diffuse alors en solution solide dans la matrice de zirconium, puis précipite sous forme d'hydrures lorsque sa limite de solubilité dans le zirconium est atteinte.

D'après le diagramme de phase Zirconium-Hydrogène (Figure 3), la quantité maximale d'hydrogène que peut contenir la solution solide de zirconium est de l'ordre de quelque ppm massique à température ambiante, et atteint une valeur de l'ordre de 130 wppm pour une température de 350°C. En dessous du palier eutectique et pour des températures inférieures à 550°C, se trouve le domaine biphasé $\alpha + \delta$, où δ correspond à la phase d'hydrures la plus fréquemment observée après exposition en réacteur, d'après (Bair et al. 2015).

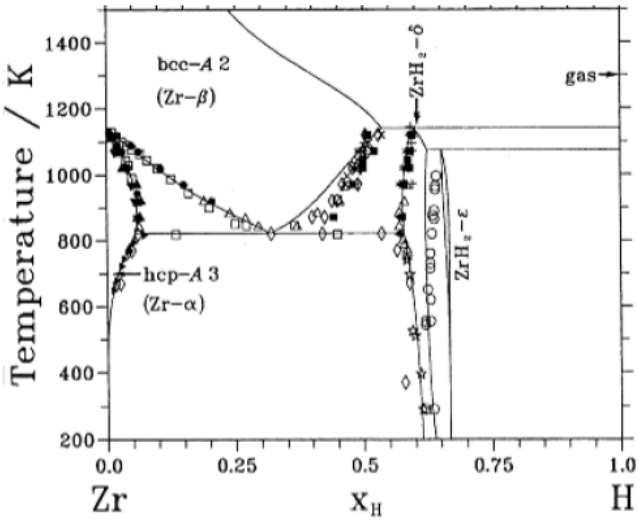


Figure 3 : Diagramme de phase zirconium-hydrogène (Dupin et al. 1999)

L'hydrogène présent dans le matériau précipite sous la forme de plaquettes d'hydrures de zirconium. Elles peuvent exister sous la forme de quatre phases distinctes, les hydrures δ et ε stables, et les hydrures γ et ζ métastables ((Bradbrook et al. 1972), (Nash et al. 1974), (Perovic et al. 1983), (Perovic et al. 1992), (Lanzani and Ruch 2004), (Zhao et al. 2007), (Puls 2009)) :

- La phase δ stable, de structure cubique à faces centrées, est la phase majoritairement observée (0,4773 nm < a < 0,4778 nm), sa stœchiométrie varie de $ZrH_{1.53}$ à $ZrH_{1,66}$.
- La phase ε stable, de structure tétragonale centrée présente un ratio c/a < 1 (a = 0,4980 nm et c= 0,4445 nm) de stœchiométrie $ZrH_{1,66}$ à ZrH_2.
- La phase γ métastable, de structure tétragonale à faces centrées obtenue pour des refroidissements rapides avec un rapport c/a > 1 (a= 0,4596 nm et c= 0,4969 nm), qui a une composition équivalente au ZrH.
- La phase ζ métastable, de structure hexagonale compacte (a = 0,33 nm, c = 1,029 nm), de stœchiométrie $ZrH_{0,25}$ à $ZrH_{0,5}$.

Au niveau cristallographique, les plaquettes d'hydrures précipitent majoritairement sur les plans de base de la maille hexagonale orientés majoritairement à ± 30° de la direction radiale des tubes dans le plan radial-circonférentiel. Ces multiples plaquettes forment des hydrures macroscopiques observables au microscope optique après attaque chimique. Dans le Zircaloy-4 détendu, ces hydrures macroscopiques sont orientés préférentiellement dans la direction circonférentielle (Figure 4a). Des hydrures radiaux peuvent également être observés si une contrainte circonférentielle de traction est appliquée lors de la précipitation de ces derniers (Figure 4b). La proportion d'hydrures réorientés dépend de la contrainte appliquée et de la température qui fixe la quantité d'hydrogène dissout.

Ces hydrures radiaux peuvent favoriser la propagation de fissures radiales dans l'épaisseur du gainage ((Hardie and Shanahan 1975), (Puls 1986), (Chung et al. 2002), (Singh et al. 2004), (Sakamoto and Nakatsuka 2005), (Alam and Hellwig 2006), (Alam and Hellwig. 2008), (Chu et al. 2007), (Chu et al. 2008), (Colas et al. 2011), (Colas et al. 2012), (Vicente Alvarez et al. 2012), (Kim et al. 2014b), (Valance and Bertsch 2015)).

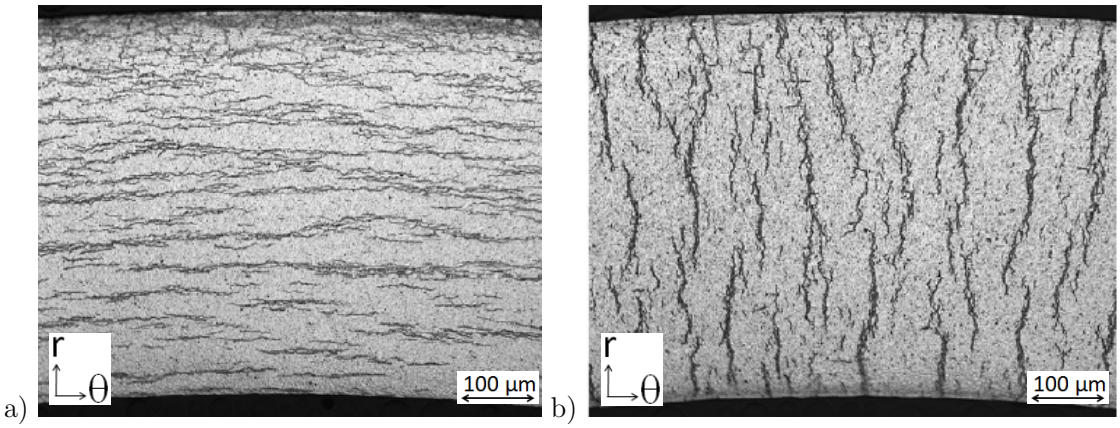


Figure 4 : a) Hydrures circonférentiels b) Hydrures radiaux observés en microscopie optique dans Zy-4 (Chu et al. 2007)

1.2.2. Formation de rims et de blisters d'hydrures en réacteur

La répartition des hydrures dans le gainage est hétérogène puisque l'hydrogène diffuse préférentiellement vers les zones les plus froides de la structure ((Northwood and Kosasih 1983), (Sawatzky 1985)). Cela se traduit par la formation d'un gradient d'hydrures dans l'épaisseur de la gaine du fait de la température plus élevée en paroi interne qu'en paroi externe. D'après Garde (Garde et al. 1996), les hydrures se concentrent axialement majoritairement aux interfaces pastille/pastille, et circonférentiellement à l'interface gaine/oxyde en raison des gradients thermiques. Des zones fortement chargées en hydrogène appelées « rims » d'hydrures peuvent alors apparaitre en périphérie externe du gainage (Figure 5).

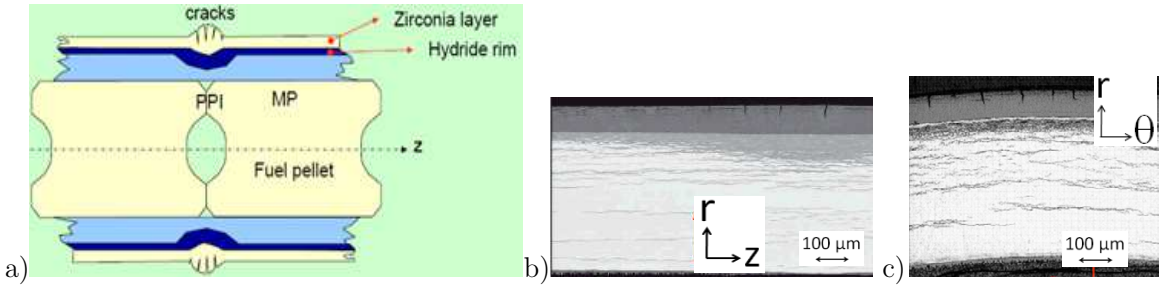


Figure 5 : a) Schéma d'un rim d'hydrures dans une gaine
b) Métallographies de rims observés selon les plans b) (r-z) et c) (r-ϴ) (Desquines et al. 2009)

A partir d'une certaine épaisseur d'oxyde de zirconium, la zircone est susceptible de se fissurer et de desquamer localement. Or, la présence de la couche d'oxyde pénalise le transfert thermique. En effet, à 300°C la zircone possède une moins bonne conductivité thermique que le zirconium, avec des conductivités qui valent respectivement 2 (NEA 2010) et 16 $Wm^{-1}k^{-1}$ (IAEA 2008).

Lorsque la zircone desquame, la partie de la gaine en contact direct avec le fluide caloporteur se refroidit, formant ainsi un « point froid ». L'hydrogène diffuse alors vers ce point froid puis précipite lorsque la limite de solubilité est atteinte, formant ainsi, en périphérie externe de la gaine, une zone lenticulaire appelée blister d'hydrures, où la teneur en hydrogène est élevée (Figure 6 et Figure 7).

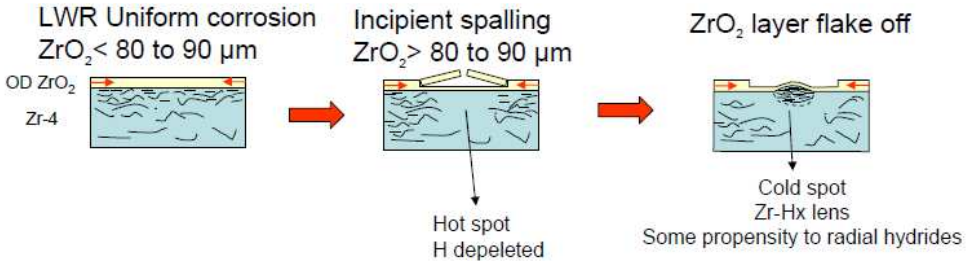


Figure 6 : Desquamation et formation d'un blister d'hydrures (Desquines et al. 2009)

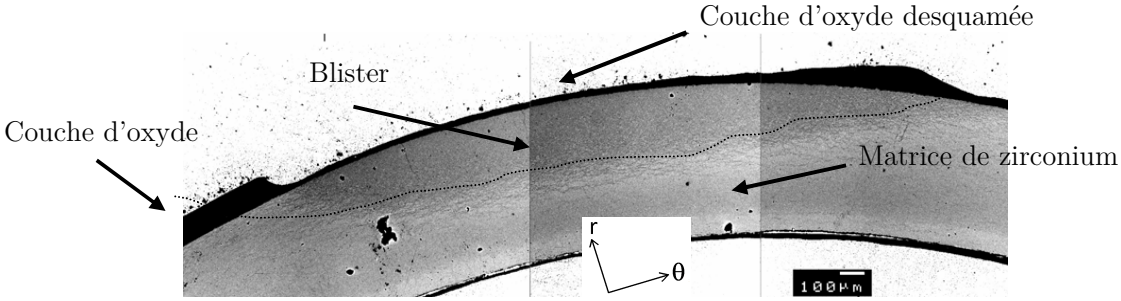


Figure 7 : Blister d'hydrures observé au Microscope Electronique à Balayage (Bossis et al. 2005)

Suite à la rupture d'un tube de force du réacteur CANDU en 1983 (Field et al. 1985), attribuée à la présence de blisters, plusieurs études se sont intéressées aux mécanismes de formation et aux moyens de détection des blisters d'hydrures ((Byrne 1984), (Sawatzky 1985), (White et al. 1985), (Field et al. 1985), (Wallace 1987), (Puls 1988), (Leger et al. 1989), (Byrne et al. 1991), (Leger et al. 1994), (Garde et al. 1996)).

1.2.3. Fabrication de blisters d'hydrures en laboratoire

Deux techniques permettant la création de blister d'hydrures en laboratoire sur des alliages de zirconium non irradié sont recensées à ce jour.

La première technique consiste à former des blisters via un chargement gazeux en hydrogène. Le matériau est d'abord recouvert d'une couche protectrice d'or limitant la prise d'hydrogène, celle-ci est ensuite rayée ou retirée à l'endroit où l'on souhaite former le blister, puis le matériau est recouvert en surface d'un substrat à forte affinité avec l'hydrogène, comme par exemple une couche de nickel permettant d'accélérer la prise d'hydrogène. Cette technique peut être utilisée sur une gaine initialement non hydrurée, puisque le blister est produit en chargeant la gaine en hydrogène par l'extérieur. Elle a été employée par (Bates 1998), (Pierron et al. 2003), (Glendening et al. 2005), (Daum 2007), (Blat-Yrieix et al. 2010).

Une deuxième technique consiste à redistribuer l'hydrogène présent dans la gaine par génération d'un gradient thermique, grâce à l'application d'un point froid. Elle reproduit de façon accélérée la formation du blister en réacteur. Cette technique a notamment été employée par (Puls 1988), (Leger et al. 1989), (Domizzi et al. 1996), (Cheong et al. 2001), (Singh et al. 2002) et (Hellouin de Menibus 2014a) pour former des blisters sur des plaques et des tubes de Zr-2,5%Nb et de Zircaloy-4 non irradiés et pré-hydrurés.

Les avantages et inconvénients des différentes techniques permettant de former des blisters en laboratoire sont discutés dans la section 3.5.2 de la thèse d'Hellouin de Menibus.

1.2.3.1. Dispositif expérimental

Le dispositif ayant permis de former les blisters d'hydrures étudiés dans cette thèse fait appel à la technique de thermodiffusion de l'hydrogène et a été développé par Hellouin de Menibus. La technique consiste à chauffer un échantillon de gaine de Zircaloy-4, préalablement hydruré de manière homogène, pour dissoudre une partie de l'hydrogène, puis à lui appliquer une tige de cuivre refroidie pour créer un point froid et attirer ainsi l'hydrogène dans la zone froide pour le faire précipiter. Le dispositif permet d'accueillir un tronçon de gaine d'une longueur de 15 mm à 30 mm, longueur modulable en fonction de la finalité du tronçon (essai mécanique après usinage, examen métallographique, ou autre analyse). Ce tronçon de gaine est chauffé de l'intérieur par rayonnement à l'aide d'un crayon chauffant permettant de porter la gaine à 375°C pendant environ 20 minutes pour atteindre le régime permanent et assurer la dissolution partielle de l'hydrogène. Le point froid est ensuite appliqué et maintenu en contact sur l'éprouvette pendant

un certain temps. La profondeur et le diamètre du blister augmentent avec la durée d'application du point froid.

Le dispositif utilisé pour créer les blisters est constitué des éléments suivants : un crayon chauffant, une tige de cuivre (point froid), un régulateur de température, un autotransformateur (tension), un tube vortex générant de l'air frais, une table enregistreuse (Figure 8).

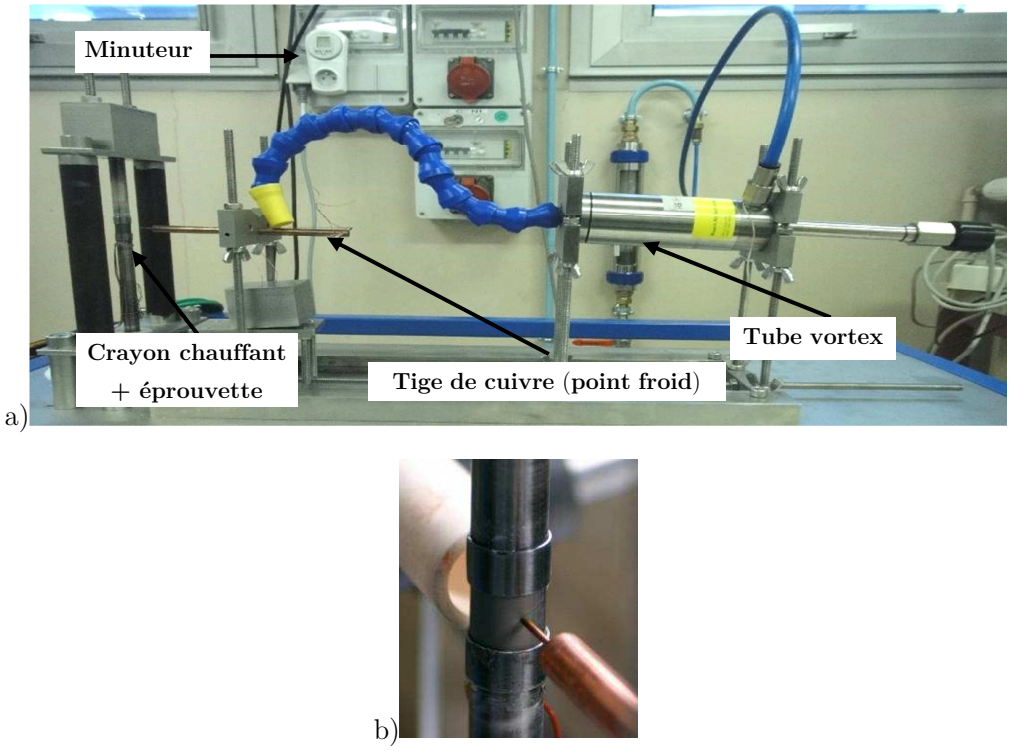


Figure 8 : a) Dispositif expérimental de formation de blisters b) Thermodiffusion de l'hydrogène par application d'un point froid sur un tronçon de gaine (Hellouin de Menibus 2012)

Les trois paramètres à fixer sont la température au voisinage de la paroi externe du tronçon, le gradient de température entre le point froid et le reste de la gaine, et la durée du traitement thermique. Le gradient de température doit être important car c'est la force motrice de la diffusion. La température doit être assez élevée pour dissoudre une partie des hydrures et obtenir une cinétique suffisamment rapide mais suffisamment basse pour ne pas modifier le matériau par restauration de la microstructure (des dislocations) ou par recristallisation, étant donné que l'on part d'un matériau à l'état détendu. La température de traitement a été fixée à 375°C par (Hellouin de Menibus 2012).

1.2.3.2. Morphologie des blisters

La densité du zirconium ayant été estimée à 6,500 g/cm³ par (IAEA 2008) et celle de l'hydrure δ à 5,646 g/cm³ par (Ferguson 1976), il apparait alors des contraintes de compression dans le blister lors de sa création. Ainsi, une « bosse » apparait sur la partie supérieure du blister en paroi externe de gaine. Il a été observé dans de nombreuses études que la mesure de cette hauteur de bosse permettait d'évaluer la profondeur du blister de façon non-destructive, et que le rapport « hauteur de bosse / profondeur du blister » dépendait du matériau et des paramètres choisi dans le processus de thermodiffusion ((Puls 1988), (Domizzi et al. 1996), (Leger et al. 1989), (Cheong et al. 2001), (Singh et al. 2002)).

Afin d'estimer la taille des blisters obtenus, un banc optique de marque « Hommel » a été utilisé. L'appareil Hommel permet d'obtenir, grâce à des mesures optiques par détections de contour, une estimation du diamètre de la gaine avec une précision de l'ordre du micromètre. Il est alors possible de mesurer la hauteur de la bosse du blister, puisque l'on va détecter localement un diamètre de gaine supérieur au diamètre mesuré loin du blister. La valeur moyenne du rapport « hauteur de bosse / profondeur du blister » obtenu par (Hellouin de Menibus, 2012) sur quatre blisters était de 22,2%. Les différentes valeurs de rapport obtenues dans la littérature ont été rassemblées par (Hellouin de Menibus 2014a) dans le Tableau 1.

Mat.	Geom.	Techni.	T_{Cs}/T_b (°C)	Duration (Days)	BD (mm)	$BD/0.5\emptyset$ (%)	PH/BD (%)	Ref.
Zr-2.5%Nb	Plate	Contact	187/292	14-21	0.3-0.9	59-95	10	Puls [5]
	Tube	Compr. air	250/350	<120	0.25	14	12	Leger [8]
	Tube	Compr. air	250/350	<120	0.25	14	12	Leger [8]
	Tube	Contact	50-70/300-400	-	0.24/day	75	-	Singh [10]
	Tube fragment	Contact	170/390	1.15-7	0.4-1.2	44-85	-	Domizzi [6]
	Tube fragment	Contact	180/370	2.3-6.9	0.15-0.7	-	12.5	Cheong [9]
Zy4	Tube	Contact	260-335/375	0.25-1	0.17-0.3	70	22.2	This study

T_{Cs}: temperature at the cold spot, T_b: bulk temperature, BD: blister depth,
$BD/0.5\emptyset$: Ratio of blister depth to the blister half diameter,
PH/BD: ratio of the protrusion height to the blister depth.

Tableau 1 : Conditions expérimentales et résultats de formations de blisters d'hydrures en laboratoire par des processus de thermodiffusion (Hellouin de Menibus 2014a)

La Figure 9 met en évidence la redistribution de l'hydrogène sous le blister. En effet, on distingue d'une part une zone dense en hydrures radiaux sous le blister, appelée « sunburst » d'hydrures radiaux, et d'autre part un gradient de cette teneur en hydrogène et de cette fraction d'hydrures radiaux dans l'épaisseur du ligament de gaine sous blister, pouvant aller de 500 à 1000 wppm et de 13 à 23 % d'hydrures radiaux, alors que la teneur initiale était d'environ 300 ppm massiques et que la fraction d'hydrures radiaux était d'environ 2 %.

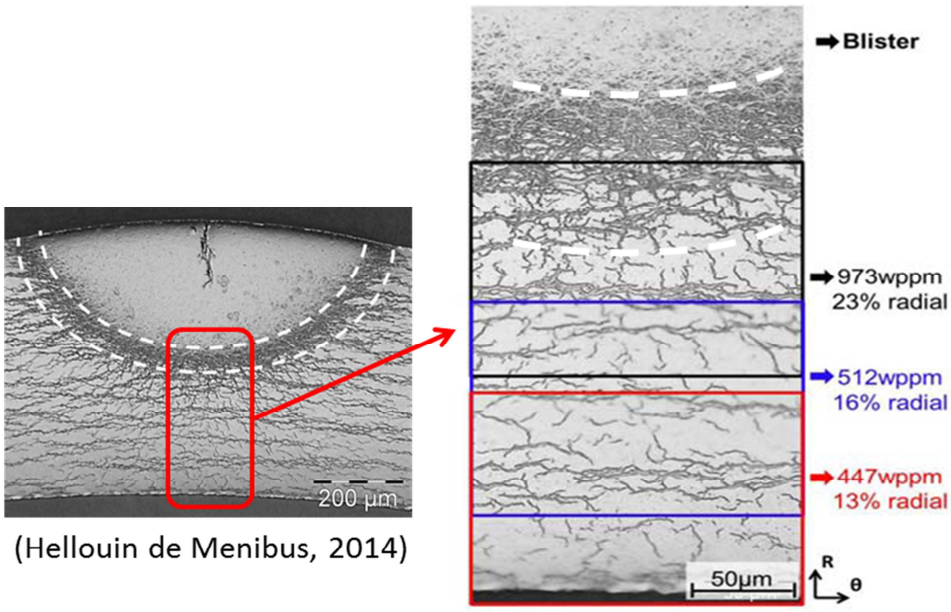


Figure 9 : Métallographie d'un blister d'hydrures (Hellouin de Menibus 2014a)

D'après (Yamanaka et al. 1999), le coefficient de dilatation thermique du zirconium est plus faible que celui des hydrures. Le refroidissement de l'éprouvette induit sans doute des contraintes de traction au niveau du blister puisque la matrice sous le blister se rétracte alors moins que le blister. Des fissures comme celles observées dans le blister de la Figure 9 peuvent en effet apparaitre lors de l'étape de refroidissement du processus de thermodiffusion, en raison des différences de coefficients de dilatation thermique entre le zirconium et les hydrures (Hellouin de Menibus 2012).

1.3. Scénario RIA

1.3.1. Description du scénario RIA

Le “Reactivity Initiated Accident” (RIA), ou accident d’insertion de réactivité, suppose une augmentation brutale et incontrôlée de la réactivité du réacteur. Les autorités de sûreté ont identifié que le scénario accidentel RIA le plus critique dans un REP est le « Rod Ejection Accident » (R.E.A.), qui suppose l’éjection brutale d’une grappe de commande sous l’effet d’une défaillance mécanique et de la différence de 155 bar entre le circuit primaire et l’enceinte de confinement. L’insertion de réactivité dans une partie du cœur génère alors un pulse de puissance (Figure 10) de quelques dizaines de millisecondes déposant une certaine quantité d’énergie dans les pastilles de combustible. Le dégagement d'énergie provoqué par ce pic de puissance est quantifié par l’enthalpie déposée dans la pastille, soit la quantité d’énergie emmagasinée par le combustible pendant la transformation isobare (en cal/g). La puissance est ensuite limitée par une contre-réaction d’origine neutronique appelée communément « effet Doppler neutronique », due à l’augmentation de la température de la pastille, puis un arrêt automatique du réacteur.

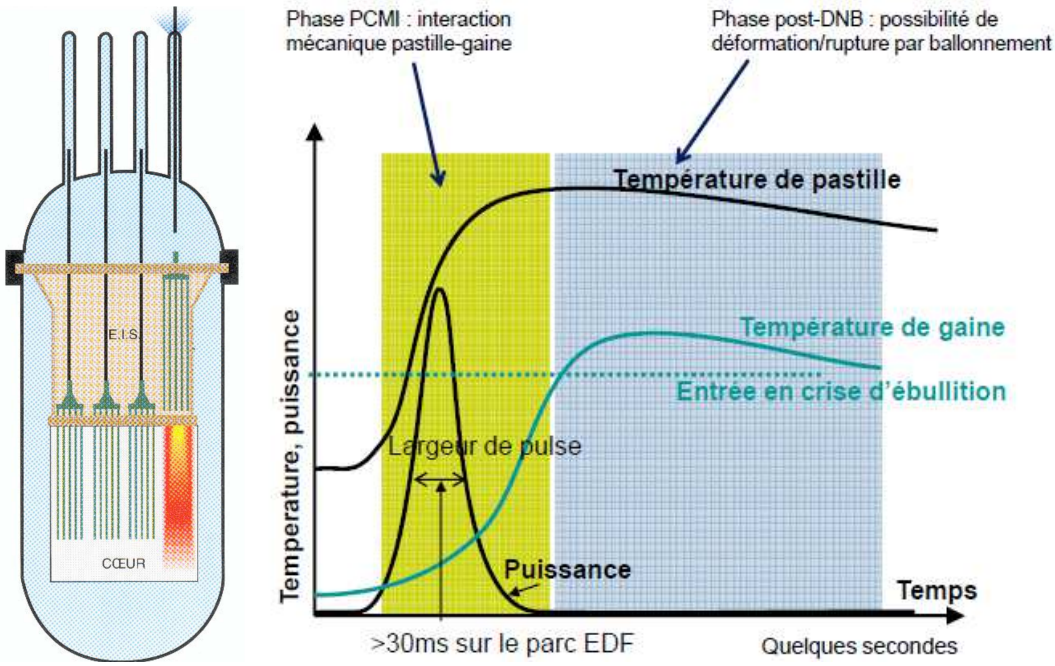


Figure 10 : Scénario d’éjection d’une grappe et pulse de puissance généré lors d'un RIA (Bernaudat 2013)

D'un point de vue mécanique, un accident R.E.A. peut être décomposé en trois phases (Figure 11):
- l'interaction mécanique pastille-gaine ou « Pellet Cladding Mechanical Interaction » (PCMI),
- le gonflement du gainage après le début de la crise d'ébullition ou « Departure from Nucleate Boiling » (D.N.B.),
- la fusion partielle de la gaine.

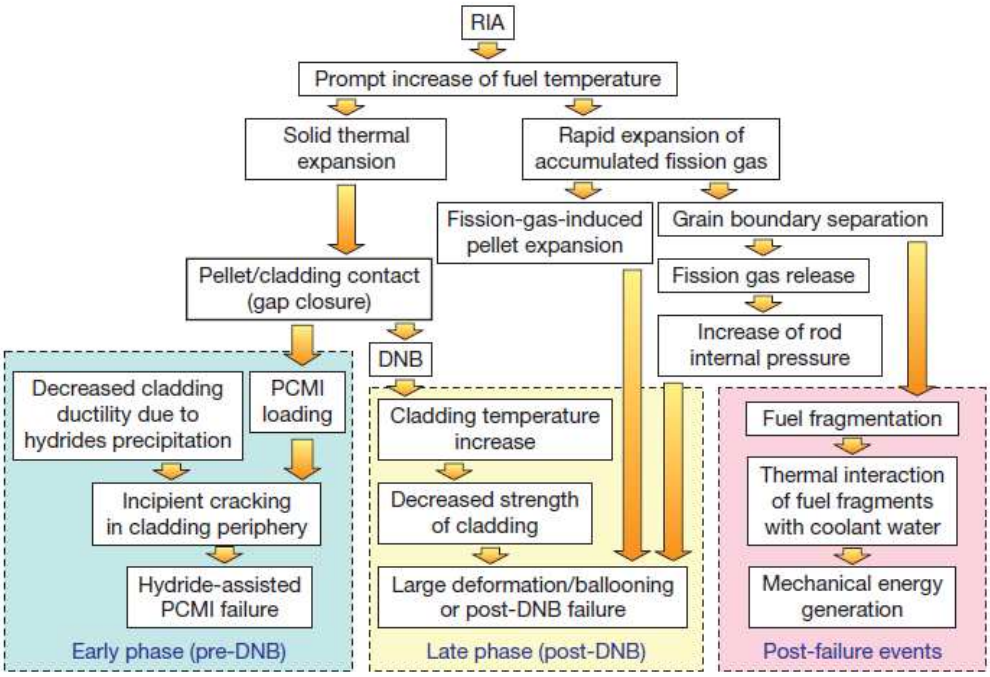


Figure 11 : Historique du comportement du crayon combustible durant un RIA (Fuketa 2012)

Le gainage à fort taux de combustion est fragilisé par l'hydrogène présent en solution solide et sous forme précipitée. D'après (Fuketa 2012), plusieurs paramètres peuvent provoquer la rupture du gainage en phase de PCMI, tels les blisters et rims d'hydrures, l'orientation des hydrures, les zones où l'épaisseur de la gaine est réduite, ou de manière générale tout phénomène pouvant générer une zone de concentration de contraintes et une rupture par propagation de fissure. La rupture en phase de PCMI a généralement pour origine un amorçage de fissure sur ces défauts localisés en surface externe, suivi d'une propagation ductile dans l'épaisseur de la gaine, et enfin d'une propagation axiale le long de la gaine (Figure 12a).

Si le gainage survit à la phase de PCMI, sa température continue d'augmenter jusqu'à atteindre des températures de l'ordre de 800°C, un film de vapeur se crée alors à la surface externe de la gaine et dégrade ainsi fortement la capacité de transfert thermique entre la gaine et le fluide caloporteur.

Ce phénomène, appelé « crise d'ébullition » ou « Departure from Nucleate Boiling » (DNB), favorise encore plus l'échauffement de la gaine. La pression interne du crayon augmente du fait du relâchement des gaz de fission (« Fission Gaz Release », ou FGR) accumulés aux joints de grains du combustible, suite à la fragmentation de ce dernier. La gaine risque alors de rompre par ballonnement (Figure 12b), la rupture se produit au point le plus chaud de la gaine suite à une forte déformation circonférentielle.

Si la pression interne n'est pas suffisante pour faire éclater le gainage, une oxydation sévère accélérée s'opère à haute température et la gaine peut localement entrer en fusion partielle (Figure 12c). Lors du remouillage après la crise d'ébullition, la gaine peut rompre de façon fragile au niveau des zones les plus oxydées ou les plus amincies par la fusion partielle ou par le ballonnement, en raison des contraintes d'origine thermique générées par cette trempe.

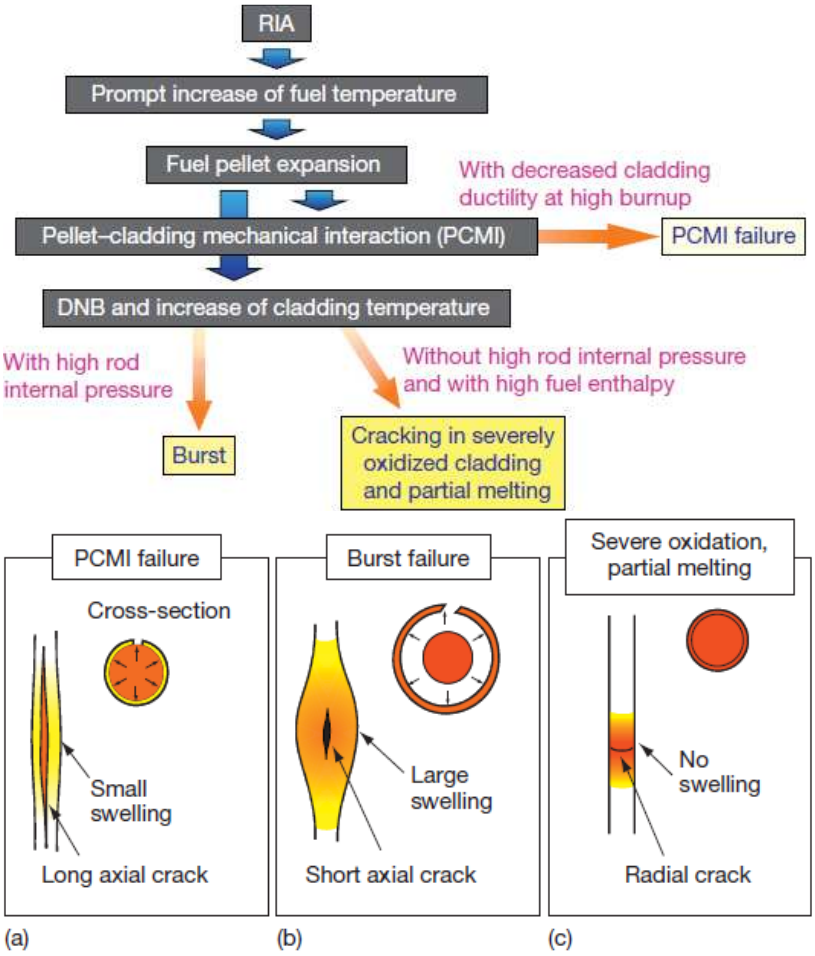


Figure 12 : Modes de rupture du gainage pendant un RIA (Fuketa 2012)

1.3.2. Chargement thermomécanique du gainage en phase PCMI

Le pic de puissance au niveau du cœur se traduit par une certaine quantité d'énergie déposée dans la pastille. Ce dépôt d'énergie provoque alors un échauffement adiabatique de la pastille et donc la dilatation thermique quasi-instantanée de celle-ci, qui entraîne alors le chargement rapide de la gaine une fois le jeu pastille-gaine fermé, alors que la gaine n'a pas eu le temps de s'échauffer, ce qui limite sa ductilité.

Un gradient thermique apparaît dans l'épaisseur du gainage puisque la température est de l'ordre de 800°C en paroi interne du fait de l'élévation de température de la pastille, et de l'ordre de 300°C en paroi externe soit la température du fluide caloporteur, d'après une simulation de l'essai NSRR VA-3 effectuée par (Sugiyama et al. 2011) avec le code de calcul RANNS.

D'après (Hellouin de Menibus et al. 2014), le chargement mécanique du gainage en phase PCMI est imposé par la déformation de la pastille de combustible, et a pour caractéristiques :

- une vitesse de déformation circonférentielle de l'ordre de 1 s^{-1},
- un rapport de biaxialité des déformations (déformation axiale / déformation circonférentielle) compris entre 0 à 1 (Figure 13),
- un rapport de biaxialité des contraintes (contrainte axiale / contrainte circonférentielle) compris entre 0,5 et 1. (Figure 13).

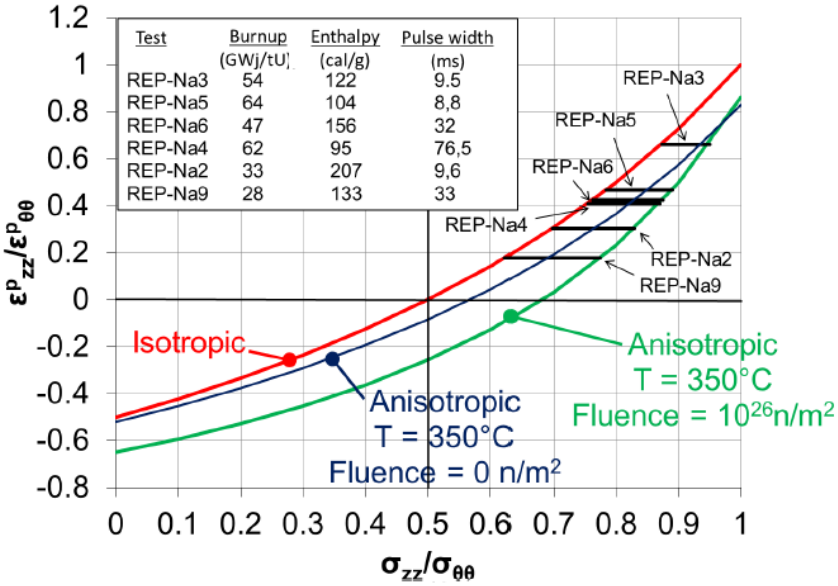


Figure 13 : Rapports de déformation en fonction des rapports de contraintes, pour les essais intégraux CABRI (Hellouin de Menibus et al. 2014)

Les valeurs de déformations axiales et diamétrales résiduelles sont indiquées dans le Tableau 2, on relève une déformation diamétrale pouvant atteindre 11,5 % ainsi qu'une déformation axiale de 0,92 % pour l'essai NSRR TK-6.

Test reactor	Test ID #	Average residual strains		
		$\varepsilon_{\theta\theta}$ (%)	ε_{zz} (%)	$\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$
CABRI	RepNa2	1.36	0.69	0.51
CABRI	RepNa3	1.19	0.79	0.67
CABRI	RepNa4	0.17	0.07	0.42
CABRI	RepNa5	0.74	0.35	0.48
CABRI	RepNa6	2.5	0.64	0.26
CABRI	RepNa9	4.7	0.89	0.19
NSRR	HBO-3	1	0.4	0.26
NSRR	TK-1	10	0.92	0.04
NSRR	TK-6	11.5	0.92	0.06
NSRR	ATR-3	1.9	0.3	0.16

Tableau 2 : Déformations diamétrales et axiales résiduelles mesurées après des essais intégraux (Desquines et al. 2011)

1.3.3. Critères de sûreté liés au RIA

L'accident de type RIA est un accident de catégorie 4, dont la probabilité est inférieure à 10^{-4} par an et par réacteur. Les principes fondamentaux de sûreté pour ce type d'accident sont la maîtrise de la réactivité, le maintien de la refroidissabilité du cœur, le maintien de l'intégrité de la cuve, et la limitation des conséquences radiologiques (Bernaudat 2013).

Les Etats-Unis, par l'intermédiaire de la Nuclear Regulatory Commission (NRC), ont établi en 1974 un critère de sûreté RIA en enthalpie maximum, suite aux essais intégraux SPERT. Ce critère est inscrit dans le « Regulatory Guide 1.77 », pour les gaines ayant un taux de combustion allant jusqu'à 33 GWj/tU. Les seuils de rupture étaient fixés à 230 cal/g pour les crayons vierges et à 140 cal/g pour les crayons irradiés. Ce critère fut modifié en 2007 à la suite des essais intégraux CABRI, notamment l'essai REP-Na8 ayant rompu à une enthalpie de 78 cal/g. Une réévaluation du critère de rupture du gainage, du critère de refroidissabilité du cœur à court et long terme, et de l'inventaire des produits de fission pour les calculs de dose ont ainsi été effectuées (Clifford, 2012).

Afin de respecter le principe de refroidissabilité du cœur, les exigences de sûreté à satisfaire concernent la fusion limitée du combustible, la non-fragilisation de la gaine, la non-dispersion de combustible dans le fluide modérateur, la limitation du nombre de crayons entrant en crise

d'ébullition, la non-rupture de gaine. Chacune de ces exigences a nécessité l'établissement d'un critère spécifique qu'on appelle critère de découplage. Le principe de refroidissabilité du cœur se présente donc comme un ensemble de critères de découplage. L'applicabilité des critères de découplage liés à ces exigences de sûretés a été définie pour les forts taux de combustion (supérieurs à 47 GWj/tU), grâce à un programme expérimental dédié. Pour garantir la non-dispersion de combustible et la limitation du nombre de crayons entrant en crise d'ébullition, un critère de découplage conservatif consiste à s'interdire la rupture des crayons (Tableau 3). Le critère de découplage pour un taux de combustion inférieur à 33 GWj/tU a été établi à partir des essais intégraux SPERT. Le Rapport de Flux Thermique Critique (RFTC), dépendant du flux thermique local réel, est basé sur des calculs thermo-hydrauliques et doit être inférieur à une valeur limite pour 90% des crayons, afin de limiter le nombre de crayons affectés par la crise d'ébullition.

Principe de sûreté	**Exigences de sûreté**	**Critères de découplage**
Première barrière de confinement : La structure géométrique du cœur n'est pas détériorée de sorte que le refroidissement peut être convenablement assuré	Fusion limitée du combustible	Fusion du combustible limitée à 10% de la section de la pastille au point chaud
	Pas de fragilisation de la gaine	Température moyenne de la gaine au point chaud < 1482 °C
	Non-dispersion de combustible dans le modérateur	Critères pour Taux de combustion < 33 GWj/tU : - combustible neuf : Hmax < 225 cal/g - combustible irradié : Hmax < 200 cal/g
	Limitation du nombre de crayons affectés par la crise d'ébullition	Nombre de crayons ne respectant pas le critère de RFTC < 10 %
	Non-rupture de gaine	Critères pour Taux de combustion > 47 GWj/tU : - épaisseur de ZrO_2 < 100 µm - ΔH < 57 cal/g - Largeur de pulse > 30 ms - Température de la gaine maximale < 700 °C

Tableau 3 : Critères de sûreté RIA (Parrot 2012)

A partir de ces critères de sûreté actuellement utilisés, un « domaine de sûreté RIA » de non-rupture de la gaine a été défini par les 5 paramètres suivant et bornes associées (Bernaudat 2013) :

- Taux de combustion local : Burn-up < 64 à 77 GWj/tM
- Epaisseur de zircone $e(ZrO_2)$ < 100 µm
- Largeur de pulse à mi-hauteur $L_{1/2}$ > 30 ms
- Variation d'enthalpie ΔH < 57 cal/g
- Température max de la gaine T_{max} < 700°C.

Il existe actuellement un « vide juridique » pour les taux de combustion compris entre 33 et 47 GWj/tU (Figure 14).

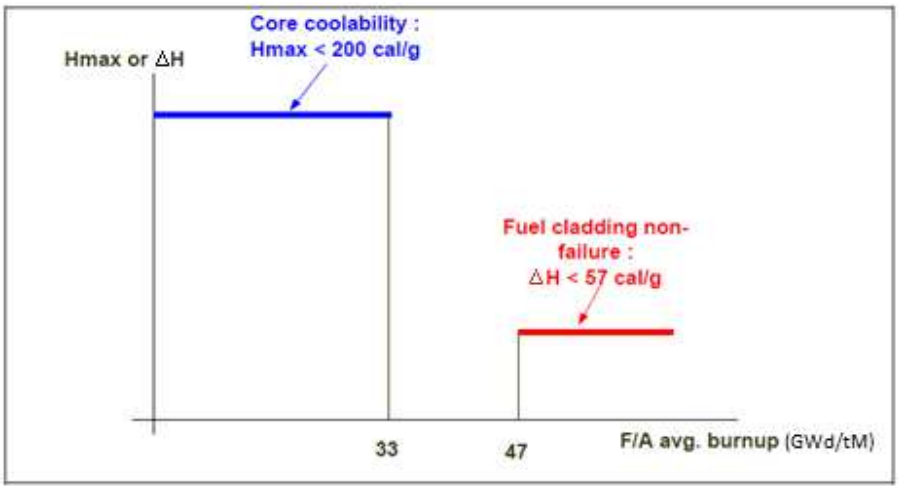


Figure 14 : Vue schématique du domaine de sûreté RIA (Bernaudat et al. 2009)

Ce domaine a été défini de façon empirique à partir des essais intégraux REP-Na réalisés dans le réacteur CABRI (IRSN 2003), il s'applique aux crayons gainés en Zircaloy-4 et desquamés en réacteur, et devra par la suite être remplacé par un critère analytique plus physique fondé sur les propriétés mécaniques des matériaux de gainage.

Au Japon, le critère de sûreté a été établi à partir d'une soixantaine d'essais intégraux réalisés dans le réacteur NSRR, sur des crayons utilisés jusqu'à des taux de combustion de 77 MWj/tU. Ce critère de rupture en phase de PCMI s'exprime par une variation d'enthalpie limite en fonction du taux de combustion du gainage (Figure 15).

Ces essais intégraux ont presque tous été réalisés à partir de la température ambiante, pour des largeurs de pulse de l'ordre de quelques millisecondes, afin d'être conservatif par rapport à un RIA qui se passerait à plus haute température et pour une largeur de pulse plus importante. Quelques essais NSRR ont récemment été réalisés à plus haute température (VA-3, VA-4, LS-2). D'après (Sugiyama et al. 2011), la rupture observée en phase de PCMI pour les essais à fort taux de combustion démontre l'importance de la distribution des hydrures dans le gainage.

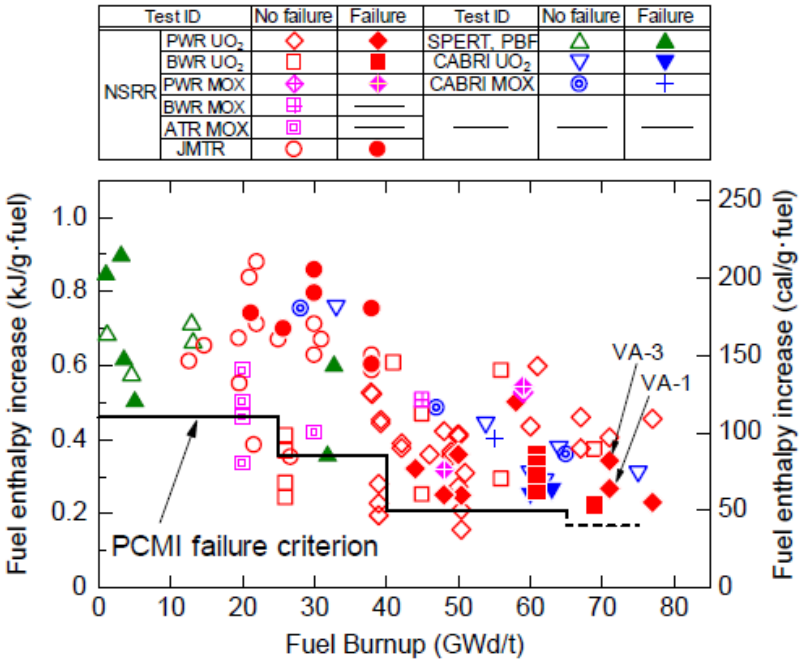


Figure 15 : Critère japonais pour la rupture en phase de PCMI : Enthalpie max ou à rupture en fonction du taux de combustion moyen (Sugiyama et al. 2011)

Le rapport de l'OCDE « Nuclear Energy Agency » (NEA 2010) compile les valeurs d'augmentations d'enthalpie en fonction du taux de combustion moyen et de l'épaisseur de couche d'oxyde, pour les essais intégraux RIA réalisés dans plusieurs réacteurs expérimentaux (Figure 16). Les symboles rouges correspondent aux gaines rompues, les symboles ouverts correspondent aux gaines non rompues, et les croix correspondent aux gaines avec blisters d'hydrures. On constate une dispersion assez significative des valeurs d'enthalpie à rupture en fonction du taux de combustion moyen et de l'épaisseur moyenne de couche d'oxyde, les valeurs les plus basses étant souvent liées à la présence de défauts d'hydruration.

Il apparait indispensable de passer du domaine de sûreté RIA actuel vers un critère analytique de rupture dépendant du matériau de gainage et de ses propriétés mécaniques. Pour cela, une analyse de la rupture du gainage soumis à un RIA est présentée dans la partie suivante.

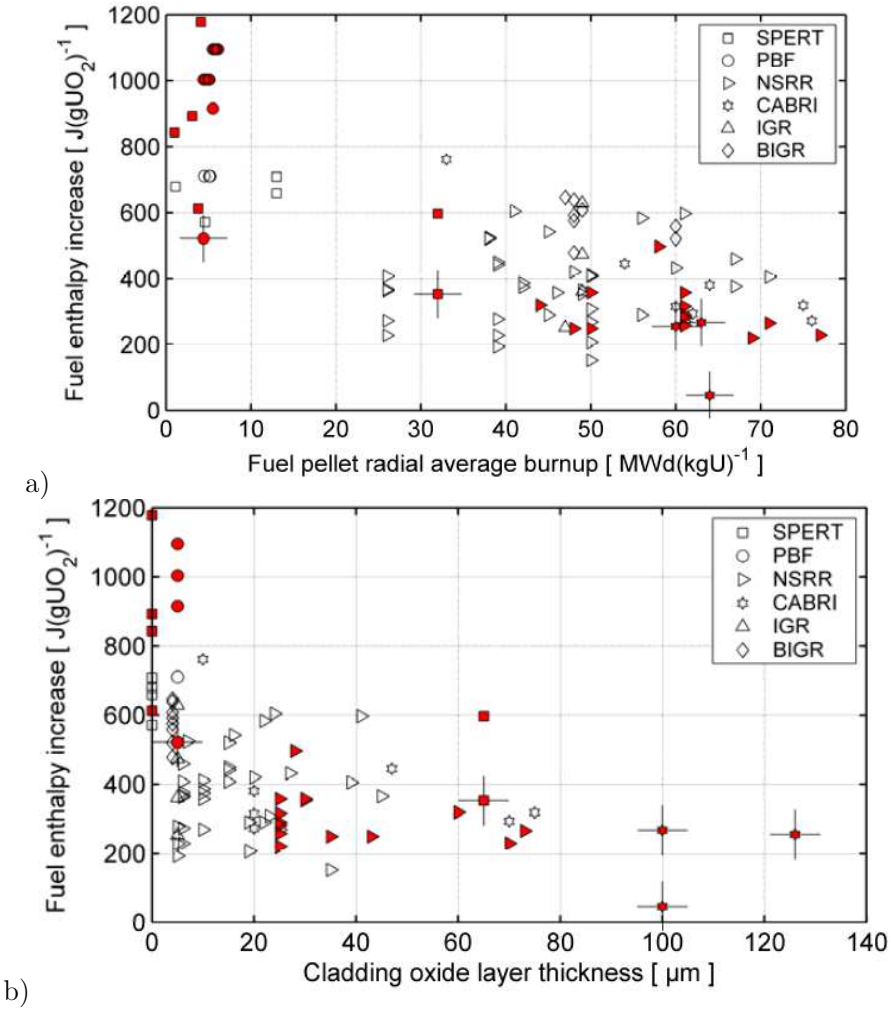


Figure 16 : Enthalpie en fonction a) du taux de combustion moyen et b) de l'épaisseur d'oxyde (NEA 2010)

1.4. Etude de la rupture du gainage en situation de RIA

1.4.1. Essais intégraux en réacteurs expérimentaux

Des essais intégraux de type RIA ont été réalisés depuis les années 70 sur des tronçons de crayons irradiés dans des réacteurs expérimentaux dédiés, afin d'étudier l'influence de plusieurs paramètres, telles que les caractéristiques matériaux et la largeur du pulse de puissance, sur le comportement mécanique et la rupture du crayon soumis à un accident RIA.

Ces essais intégraux ont eu lieu dans les réacteurs expérimentaux « SPERT-CDC » (Special Power Excursion Reactor Capsule Driver Core, Etats-Unis, 1969-1970), « PBF » (Power Burst Facility, Etats-Unis, 1978-1980), « IGR » (Pulse Graphite Reactor, Kazakhstan, 1990-1992), « BIGR » (Fast Pulse Graphite Reactor, Russie, 1997-2000), « NSRR » (Nuclear Safety Research Reactor, Japon, depuis 1975), « CABRI » (France, 1993-2002). Ces essais fournissent des données sur le comportement global du gainage soumis à un RIA, permettant ainsi de valider des critères de rupture. Les conditions expérimentales des essais intégraux réalisés sont renseignées dans le Tableau 4.

	SPERT US	**PBF** US	**IGR** KZ	**BIGR** RU	**NSRR** JP	**CABRI** FR
Test conditions						
Coolant medium	Stagnant water	Flowing water	Stagnant water	Stagnant water	Stagnant water	Flowing sodium
Coolant temperature [K]	293	538	293	293	293*	553
Coolant pressure [MPa]	0.1	6.45	0.1	0.1	0.1*	0.5
Power pulse width [ms]	13-31	11-16	600-950	2-3	4-7	9 - 75
Fuel rods tested						
Number of tests (PWR/BWR/VVER//MOX)	10 (0/10/0/0)	17 (17/0/0/0)	13 (0/0/13/0)	12 (0/0/12/0)	58 (32/17/0/9)	14 (10/0/0/4)
Burn-up [$MWdkg^{-1}HM^{-1}$]	1-32	0-6.1	47-49	47-60	20-77	33-76
Clad oxide thickness [µm]	0-65	0-5	5	3-7	4-73	10-126
Rod active length [mm]	132	≈ 1000	150	140-150	122-135	440-1000
Peak fuel enthalpy [Jg^{-1}] ($calg^{-1}$)	570-1 180 (137-282)	770-1190 (185-285)	255-1 051 (61-251)	481-787 (115-188)	155-657 (37-157)	343-832 (82-199)
Lowest failure enthalpy [Jg^{-1}] ($calg^{-1}$)	356 (85)	586 (140)	737 (176)	687 (164)	222 (53)	117-151 (28-36)

Tableau 4 : Synthèse des essais intégraux sur des gaines irradiés (Jernkvist et al. 2009)

Les 14 essais intégraux REP-Na et CIP0 ont été réalisés entre 1993 et 2002 dans une boucle refroidie au Sodium du réacteur expérimental dédié CABRI, à Cadarache (France). Sur ces 14 essais intégraux, 4 essais ont conduit à la rupture du gainage (Tableau 5), tous avec un gainage de Zircaloy-4, et 3 de ces 4 essais rompus présentaient de la desquamation (REP-Na1, REP-Na8, et

REP-Na10). Le réacteur français CABRI est actuellement en adaptation afin de remplacer la boucle Sodium par une boucle d'eau pressurisée, dans le cadre du programme CIP.

Test ID	Fuel type	Clad tube material	Fuel burn-up [MWd(kgHM)$^{-1}$]	Clad oxide thickness [µm]	Fill gas pressure [MPa]	Pulse width [ms]	Peak fuel enthalpy [Jg^{-1}]	Failure enthalpy [Jg^{-1}]	Clad max hoop strain [%]	Transient FGR [%]	Fuel loss [%]
REP-Na1	UO_2	Zr-4	64	100, spalled	0.1	9.5	481	117-150	-	-	2
REP-Na2	UO_2	BR3	33	10	0.1	9.6	832	Survived	3.5	5.5	-
REP-Na3	UO_2	Low-Sn Zr-4	54	35-60	0.3	9.5	516	Survived	2.2	13.7	-
REP-Na4	UO_2	Zr-4	62	60-80	0.3	76	364	Survived	0.4	8.3	-
REP-Na5	UO_2	Zr-4	64	15-25	0.3	8.8	451	Survived	1.1	15.1	-
REP-Na6	MOX	Zr-4	47	35	0.3	32	556	Survived	2.6	21.3	-
REP-Na7	MOX	Zr-4	55	50	0.3	40	577	473	-	-	6
REP-Na8	UO_2	Zr-4	60	126, spalled	0.3	75	410	184-326	-	-	0
REP-Na9	MOX	Low-Sn Zr-4	28	10	0.3	33	824	Survived	7.2	33.0	-
REP-Na10	UO_2	Zr-4	63	100, spalled	0.3	31	410	338	-	-	0
REP-Na11	UO_2	M5	60	15-25	0.3	31	385	Survived	0.4	6.8	-
REP-Na12	MOX	Zr-4	65	60-70	0.3	63	431	Survived	1.1	20.5	-
CIP0-1	UO_2	ZIRLO	75	50-100	0.3	32	389	Survived	0.5	15.0	-
CIP0-2	UO_2	M5	76	15-25	0.3	28	343	Survived	0.3	NA	-

Tableau 5 : Synthèse des essais CABRI REP-Na (NEA 2010)

Les essais intégraux permettent d'obtenir des informations sur la rupture des crayons tels les mécanismes de rupture, les niveaux de déformation circonférentielle résiduelle, en fonction des paramètres du pulse, de la température initiale, des niveaux d'irradiation et d'hydruration, et de la présence éventuelle de défauts d'hydruration.

1.4.2. Codes de calcul thermomécanique

Afin d'interpréter ces essais intégraux et de prédire le comportement du gainage en conditions de RIA, plusieurs codes de calcul thermomécanique sur crayons sont disponibles, dont quelques caractéristiques sont données dans le Tableau 6 : le code FALCON (Rashid et al. 2004) développé par l'Electric Power Research Institute (EPRI) aux Etats-Unis, le code FRAPTRAN (Cunningham et al. 2001) développé par la Nuclear Regulatory Commission (NRC) aux Etats-Unis, le code RANNS (Suzuki et al. 2006a; Suzuki et al. 2006b) développé par le Japan Atomic Energy Research Institute (JAERI) au Japon, les codes SCANAIR (Federici et al. 2001) développé par l'Institut de Radioprotection et de Sûreté Nucléaire (IRSN) et ALCYONE développé par le Commissariat à l'Energie Atomique (CEA), en France (Sercombe et al. 2010). Pour plus d'informations concernant ces différents codes de calcul, on peut se référer à l'Appendice B Section B-4 du rapport (NEA 2010).

	FALCON MOD-01	FRAPTRAN Version 1.3	SCANAIR Version 3.2	TRANSURANUS V1M1Y96	RANNS Version 1
Maintaining organisation	EPRI, USA	PNNL, USA	IRSN, France	ITU, Germany	JAEA, Japan
Range of application	Transients, steady-state	Transients only	Transients only	Transients, steady-state	Transients only
Geometrical representation	2D	1D	1½D	1½D	1½D (2D)*
Clad tube representation	Thick wall	Thin shell	Thick wall	Thick wall	Thick wall
Pellet-clad contact modelling	Frictional sliding	Axial sticking	Axial sticking	Frictional sliding	Frictional sliding
Fission gas release model	NRO-MT	None	RIA	NRO-MT	NRO-MT and RIA
Fuel gaseous swelling model	Steady-state only	No	Transient only	Steady-state only	Steady-state only
Cladding failure criterion for RIA	Strain energy density	Hoop strain	Nonlinear fracture mechanics	No	Linear fracture mechanics

NRO-MT: Model for normal reactor operation and mild transients.
RIA: Specific model for reactivity-initiated accidents.

Tableau 6 : Caractéristiques de codes de calculs de transitoires RIA (NEA 2010)

Le code ALCYONE, non présenté dans le Tableau 6, est un code de calcul sur crayon développé dans la plateforme PLEIADES par le CEA, EDF et AREVA (Sercombe et al. 2010). Il permet de décrire le comportement thermomécanique d'un crayon entier en 1D, d'une coupe radiale-circonférentielle d'une pastille et du gainage en 2D-déformations planes, ou d'une tranche de pastille/gaine en 3D (Sercombe 2013). Le contact pastille-gaine prend en compte un frottement de type Coulomb.

Si l'on veut simuler l'influence d'une fissure ou d'un défaut d'hydruration dans un crayon sur le comportement du gainage soumis à un RIA, il est nécessaire d'effectuer un calcul 2D dans le plan radial-circonférentiel, ou bien un calcul sur géométrie 3D. Ces codes de calcul permettent d'obtenir les niveaux de contrainte/déformation et de température de la gaine soumise à un RIA, il serait intéressant d'y implémenter un critère de rupture prenant en compte la présence d'un défaut d'hydruration.

1.4.3. Essais paramétriques

De nombreux types d'essais paramétriques sont disponibles afin d'évaluer le comportement et la rupture des gainages en alliages de zirconium, dans des conditions expérimentales représentatives des conditions RIA.

Deux essais sont régulièrement utilisés afin d'identifier le comportement mécanique du gainage. Il s'agit des essais de traction axiale (« AT » - Axial Tensile) sur éprouvette bi-jambes et des essais de traction circonférentielle (« HT » – Hoop Test) sur anneau usiné.

On distingue également les essais de pression interne avec ou sans traction axiale, les essais de compression de média avec ou sans bridage axial de la gaine (« EDC » - Expansion Due à la Compression et « HB-EDC » - Haute biaxialité - Expansion Due à la Compression), les essais de traction circonférentielle en déformation plane (« PST » - Plane Strain Test), les essais de compression d'anneau (« RCT » - Ring Compression Test), et les essais de magnétoformage (Leroy et al. 2007) développés par EDF (Figure 17).

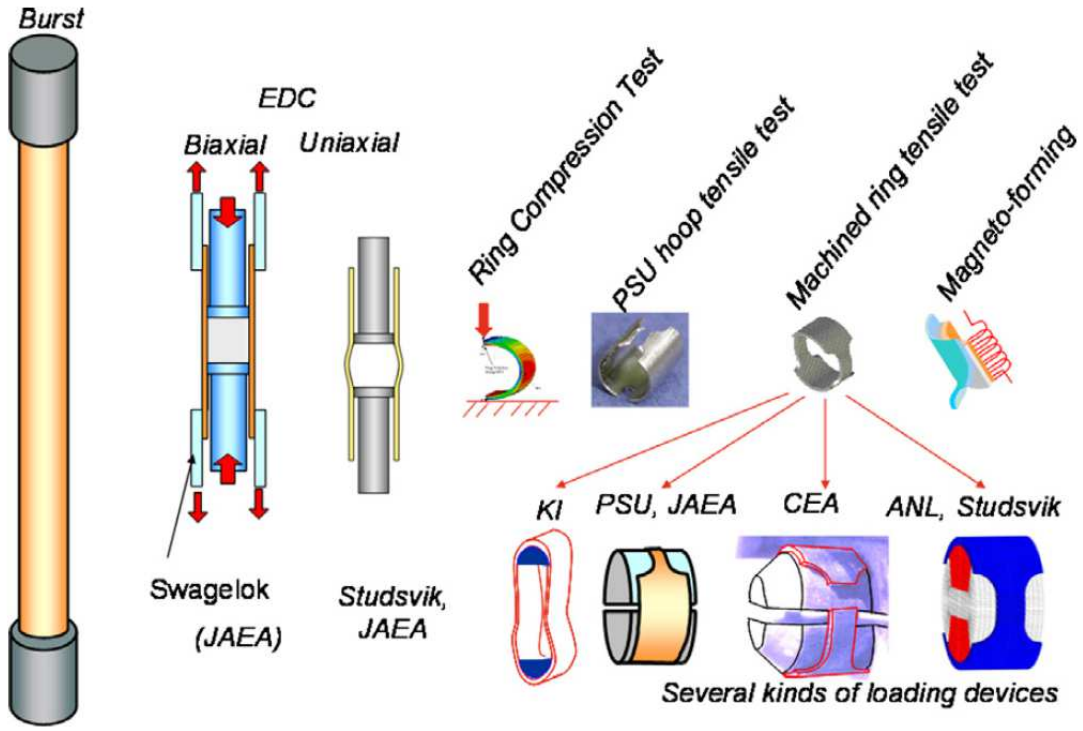


Figure 17 : Essais mécaniques pour évaluer la réponse mécanique du gainage (Desquines et al. 2011) (PSU : Penn State University, ANL : Argonne National Laboratory, JAEA : Japan Atomic Energy Agency)

L'essai de magnétoformage (Leroy et al. 2007) consiste à décharger un condensateur dans un solénoïde, et le champ magnétique créé par le solénoïde va alors générer une force radiale uniforme sur le pousseur en cuivre, qui va donc forcer la gaine à se déformer sur la zone où se trouve un évidemment elliptique (Figure 18). La biaxialité des déformations obtenue dans un essai de magnétoformage peut être modulée en fonction des dimensions de l'évidemment elliptique. Cet essai permet d'atteindre une déformation équibiaxée grâce à la matrice de déformation elliptique et une vitesse de déformation de l'ordre de 5 s^{-1}. Il est alors possible de déterminer des déformations locales à rupture en fonction de la biaxialité des déformations.

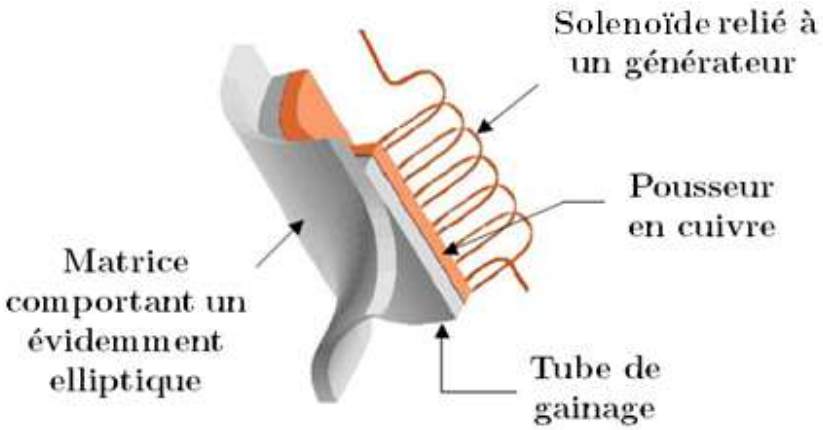


Figure 18 : Montage expérimental de l'essai de magnétoformage (Leroy et al. 2007)

Ces essais diffèrent par le mode de chargement, le mode de rupture, et donc leur représentativité vis-à-vis de la rupture en RIA. Ils permettent cependant de découpler, de façon plus contrôlée et moins coûteuse par rapport à un essai intégral puisque la quantité de matière est réduite, l'influence de certains paramètres entrant en jeu dans le comportement mécanique et la rupture du gainage, comme la température, la vitesse de sollicitation, le mode de chargement, la biaxialité des déformations et la biaxialité des contraintes. Ces essais fournissent des données permettant d'identifier des coefficients ou des paramètres matériaux pouvant alimenter les codes de calculs ou identifier des critères de rupture.

La Figure 19 montre que la plupart de ces essais mécaniques correspondent à des niveaux de biaxialité inférieurs ou égaux à ceux estimés lors des essais intégraux. Ces essais présentent chacun des avantages et des inconvénients qui sont largement discutés dans la synthèse de (Desquines et al. 2011), ainsi que dans les thèses de (Le Saux 2008) (Annexe D – Analyse des essais de caractérisation mécanique) et d'(Hellouin de Menibus 2012) (Section 4.1 Présentation des essais mécaniques existants).

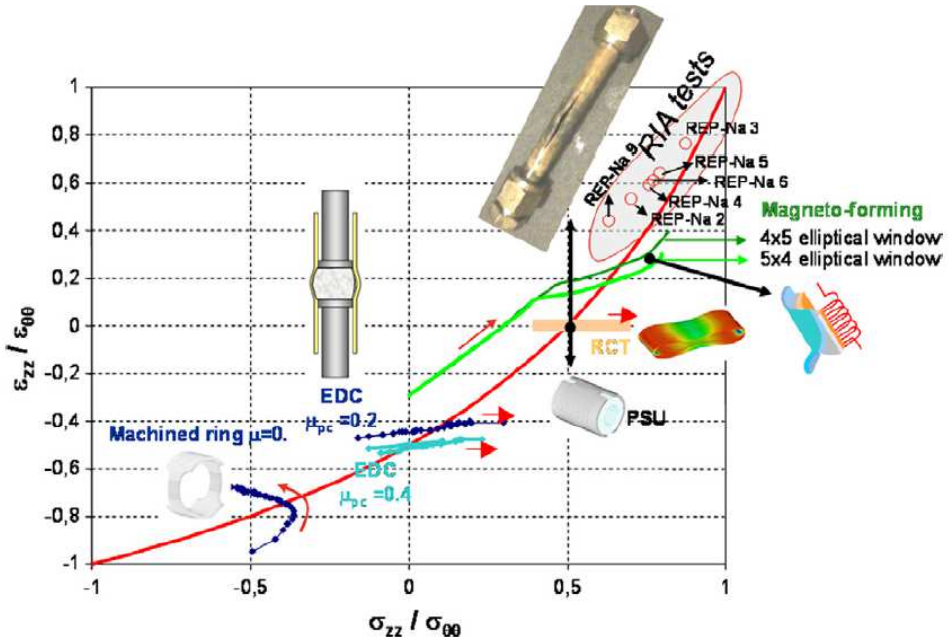


Figure 19 : Biaxialités de contrainte et de déformation obtenues lors d'essais paramétriques et d'essais intégraux (Desquines et al. 2011)

Les essais AT et HT sont faciles de mise en œuvre, peu consommateurs de matière, et permettent de déterminer des lois de comportement élastoviscoplastique. Cependant, les modes de rupture et les types de chargement ne sont pas représentatifs de ceux observés en RIA.

Les essais HT et PST sont difficiles à interpréter en raison de la complexité du chargement et du frottement entre gaine et mandrin, de la présence de congés, et de la flexion des zones utiles vers l'intérieur de la gaine en début d'essai lors de la mise en traction (Figure 20).

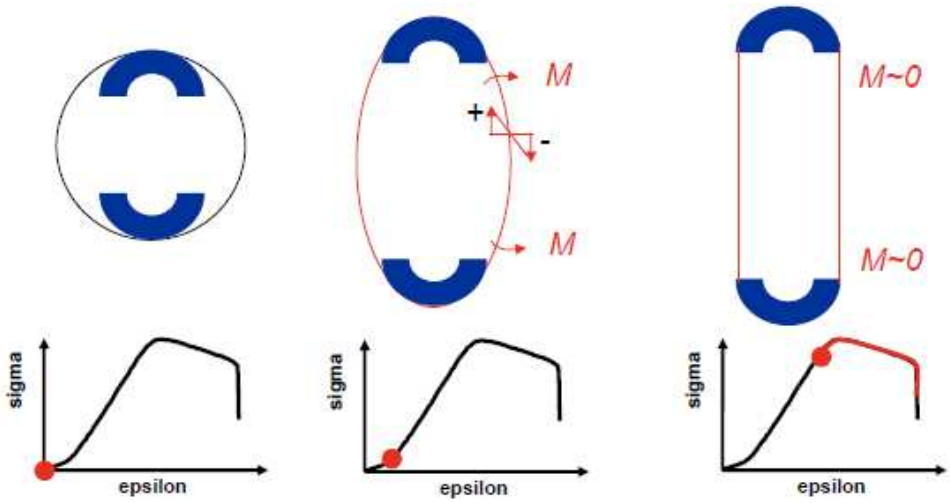


Figure 20 : Description schématique du chargement de la gaine pendant un essai de traction circonférentielle (Desquines 2015)

Les essais d'éclatement consomment un peu plus de matière mais permettent d'observer un mode de rupture plus représentatif de celui observé en RIA, bien que le chargement soit en force imposée et non en déplacement imposé comme lors de la phase PCMI. Les essais de pression interne avec traction axiale permettent de maîtriser la biaxialité des contraintes au cours de l'essai, mais une localisation de la déformation plastique apparait au bout d'un certain temps à partir duquel le chargement n'est plus axisymétrique, ce qui complique la détermination d'un critère de rupture en déformation diamétrale. Ces essais permettent toutefois d'identifier des lois de comportement élastoviscoplastique et d'identifier des coefficients d'anisotropie en faisant varier la biaxialité des contraintes.

Les essais de type compression de média (Figure 21) permettent d'appliquer un chargement en déplacement imposé axisymétrique en paroi interne de gaine et d'obtenir le mode de rupture observé lors de la phase PCMI, mais des phénomènes de frottement entre gaine et média compliquent l'interprétation des résultats, et la biaxialité des contraintes n'est pas constante au cours de l'essai.

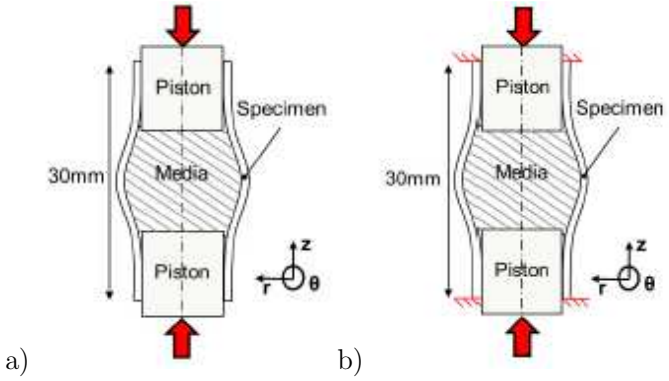


Figure 21 : Schéma de principe des essais de compression de média de type a) EDC et b) HB-EDC (Hellouin de Menibus 2014b)

Une réduction de la longueur utile du tronçon EDC à 3 mm au lieu de 20-30 mm a été proposée par (Abe et al. 2015), afin d'éviter l'apparition des plis liés au frottement entre la gaine et le média, de faciliter l'interprétation expérimentale et les comparaisons avec les simulations numériques (Figure 22).

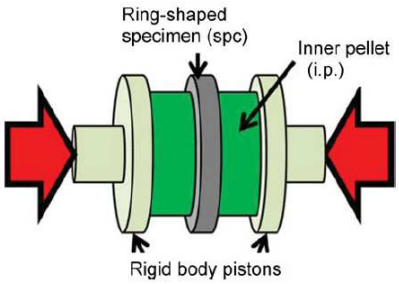


Figure 22 : Principe de l'essai « Advanced-EDC » (Abe et al. 2015)

Un programme expérimental français nommé PROMETRA, pour « Propriétés Mécaniques en Transitoire », est mené dans le cadre d'une collaboration CEA-EDF-IRSN, en parallèle des essais intégraux CABRI. Ces essais sont réalisés selon différentes géométries d'éprouvettes, pour plusieurs matériaux de gainage, issus de crayons irradiés à différents taux de combustion, sous une large gamme de vitesses de sollicitation et de températures, l'ensemble permettant ainsi de couvrir les conditions représentatives du domaine RIA (Figure 23).

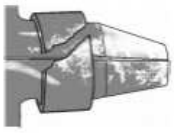
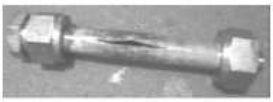
Type of Tests	Geometry	Material	Range	Objectives/Comments
CEA-Saclay axial tests		Standard Zry-4 Low-tin Zry-4	280 to 1100°C 0.01 to 5 s^{-1}	• Ductile behavior laws • Atypical failure mode • Joule or furnace heating
CEA-Saclay hoop tensile tests		Standard Zry-4 Low-tin Zry-4 M5 ZIRLO	280 to 800°C 0.01 to 5 s^{-1}	• Ductile behavior laws with finite elements modeling • Plane stress • Induction heating (200°C·s^{-1}) • Atypical failure mode
CEA-Grenoble hoop tensile tests		Standard Zry-4	20 to 600°C → 1 s^{-1}	• Ductile-brittle transition • Failure criterion
CEA-Saclay burst tests		Standard Zry-4 M5 ZIRLO	20 to 350°C 0.001 s^{-1}	• Failure criterion • Representative failure mode • High cost in material • Low temperature range
CEA-Saclay Penn State tests (in progress)		Standard Zry-4 M5 ZIRLO	20 to 800°C → 1 s^{-1}	• Failure criterion • Plane strain • Induction heating (200°C·s^{-1}) • Representative failure mode

Figure 23 : Base d'essais mécaniques PROMETRA (Cazalis et al. 2007)

Il a été observé lors d'essais intégraux le caractère fortement fragilisant des défauts d'hydruration sur la tenue mécanique du gainage. Ainsi, de nombreux essais mécaniques ont alors été réalisés sur des tronçons issus de ces crayons fortement desquamés, notamment les crayons REP-Na1 et REP-Na8. Les essais de traction circonférentielle du CEA Grenoble (Figure 24) ont été effectués sur des tronçons de gaine issus du crayon REP-Na1, les essais du CEA Saclay (Figure 25) sur des tronçons issus des crayons REP-Na1 (essais M05) et REP-Na8 (essais P07).

On remarque que de nombreuses éprouvettes ont rompu pour des déformations totales de moins de 2 %. Certains essais mécaniques présentaient des défauts d'hydruration d'une certaine profondeur, notamment les essais Q02-557 (160 µm), Q02-562 (210 µm), Q02-566 (140 µm), 2400 (150 µm), 2401 (150 µm), 2405 (105 µm), 2468 (500 µm), 2470 (200 µm), 2472 (90 µm), et ont rompus pour des niveaux de déformation très faibles.

Specimen[a]	Oxide Thickness (μm)	Hydrogen Content (ppm)	Strain Rate (s^{-1})	Testing Temperature (°C)	TE (%)	UTS (MPa)
Q02-555	74	603[b]	0.01	350	0	401
Q02-557	75	610[b]	5	350	2	469
Q02-558	76	618[b]	0.01	350	0	418
Q02-560	86	573	0.01	280	12	624
Q02-562	79	1882	5	280	0.05	450
Q02-563	85	1621	0.01	280	1.5	586
Q02-565	82	665[b]	0.01	350	8	554
Q02-566	80	645[b]	0.01	350	1.5	568

Figure 24 : Essais PROMETRA réalisés sur des gaines fortement irradiées (Cazalis et al. 2007) (Cadres rouges : Essais dont la gaine présentait un défaut d'hydruration)

Specimen	Parent Rod/Span	Oxide Thickness (μm)	Hydrogen Content (ppm)	Strain Rate (s^{-1})	Testing Temperature (°C)	TE (%)	UTS (MPa)
2400	M05/5	90	727[a]	0.01	280	2.3	650
2401	M05/5	90	727[a]	0.2	400	3.2	618
2402	M05/5	90	727[a]	0.2	400	15.0	578
2403	M05/5	90	727[a]	5	280	15.3	704
2404	M05/5	90	727[a]	5	400	18.2	600
2405	M05/5	90	727[a]	5	400	1.7	618
2468	P07/6	130	1038[a]	5	480	0.0	~145[b]
2470	P07/6	130	1038[a]	0.01	280	0.6	617
2472	P07/6	130	1038[a]	5	280	7.1	702

Figure 25 : Essais PROMETRA réalisés sur des gaines fortement irradiées (Cazalis et al. 2007) (Cadres rouges : Essais dont la gaine présentait un défaut d'hydruration)

L'essai 2468, présentant un blister occupant localement toute l'épaisseur du gainage hors de la zone utile de l'épaisseur, a rompu de façon fragile au niveau du blister pour un niveau de déformation quasi nul. Si on compare les courbes de traction de trois essais de traction circonférentielle sur anneau effectués à une température de 400°C et à une vitesse de déformation de 0,01 s^{-1}, on constate une fragilisation macroscopique des deux tronçons où l'oxyde s'est desquamé par rapport à l'anneau où l'oxyde ne l'est pas (Figure 26).

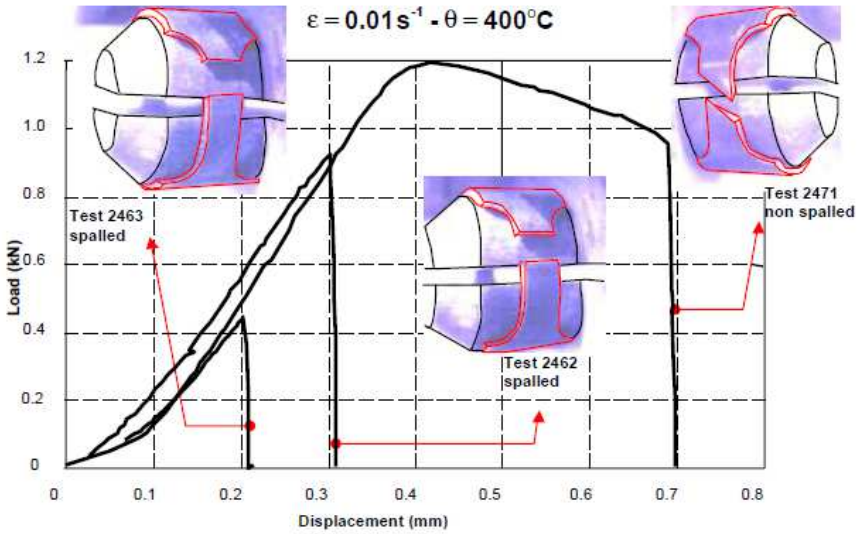


Figure 26 : Fragilisation du gainage observée à 400°C à 0,01/s (Desquines et al. 2005a)

1.4.4. Rupture de gaines en présence de défauts d'hydruration

1.4.4.1. Rupture du gainage lors d'essais intégraux

Il a été observé dans les essais CABRI que les défauts d'hydruration pouvaient causer la fragilisation du gainage, notamment lors des essais REP-Na1 et REP-Na8 (Figure 27) qui ont rompu pour des niveaux de déformation circonférentielle de l'ordre de 1%. Les phases externes fragiles comme la couche de zircone ou les zones denses en hydrures représentent en effet des sites préférentiels pour l'amorçage de fissures qui peuvent se propager dans l'épaisseur et mener à la rupture du gainage. Ces mêmes constatations ont été effectuées lors des essais intégraux japonais NSRR en présence de blisters ou de rims d'hydrures (Figure 28 à Figure 33). Pour chaque essai, sont indiqués en légende : l'alliage du matériau de gainage, le taux de combustion du crayon, l'enthalpie et la durée du pulse RIA, la température initiale du gainage, l'épaisseur de la couche d'oxyde, l'épaisseur du rim d'hydrures et la teneur en hydrogène du gainage.

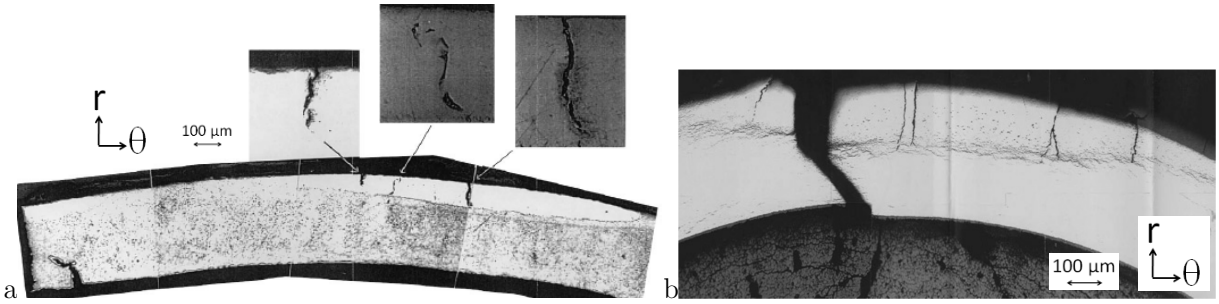


Figure 27 : a) REP-Na 1 (Schmitz and Papin 1999)
(Zy-4 - 64 GWj/tU - ΔH = 481 J/g - Δt = 9,5 ms - T_i = 280°C – e_{ox} = 100 µm)
b) REP-Na8 (IRSN 2003) (Zy-4 - 60 GWj/tU - ΔH = 410 J/g - Δt = 75 ms - T_i = 280°C – e_{ox} = 126 µm)

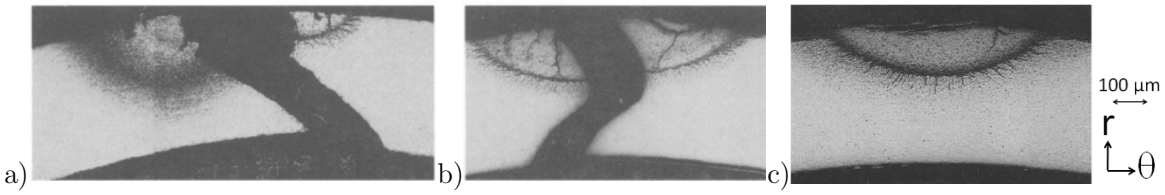


Figure 28 : a) JM-4 (Zy-4 - 21 GWj/tU - ΔH = 743 J/g - Δt = 5,5 ms - T_i = 20°C)
b) JM-14 (Zy-4 - 38 GWj/tU - ΔH = 670 J/g - Δt = 6 ms - T_i = 20°C)
c) Blister dans les gaines JM (Fuketa et al. 1997)

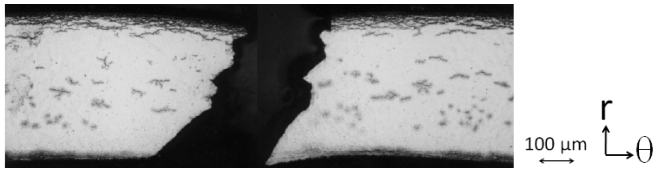


Figure 29 : TK-7 (Fuketa et al. 2000)
(Zy-4 - 50 GWj/tU - ΔH = 398 J/g - Δt = 4,3 ms - T_i = 20°C - e_{ox} = 30 µm)

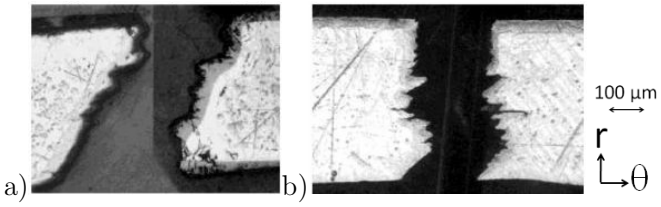


Figure 30 : (Udagawa 2014)
a) L6 (Zy-4 1,3 % Sn - 0 GWj/tU - ΔH = 970 J/g - T_i = 20°C - rim = 50 µm – [H] = 430 wppm)
b) H6 (Zy-4 1,3 % Sn - 0 GWj/tU - ΔH = 660 J/g - T_i = 20°C - rim = 120 µm – [H] = 880 wppm)

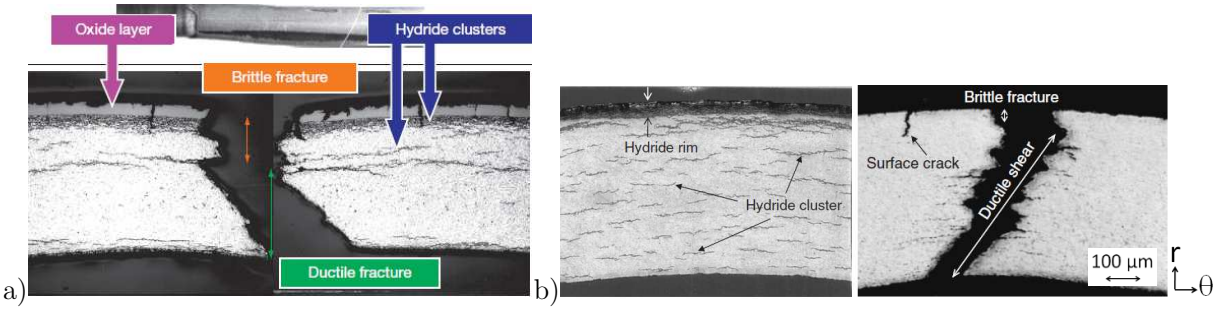


Figure 31 :
a) HBO-1 (Fuketa 2012) (Zy-4 - 50 GWj/tU - ΔH = 306 J/g - Δt = 4,4 ms - T_i = 20°C - e_{ox} = 43 µm)
b) L5 (Tomiyasu et al. 2007) (Zy-4 1,3 % Sn - 0 GWj/tU - ΔH = 630 J/g - T_i = 20°C - [H] = 420 wppm)

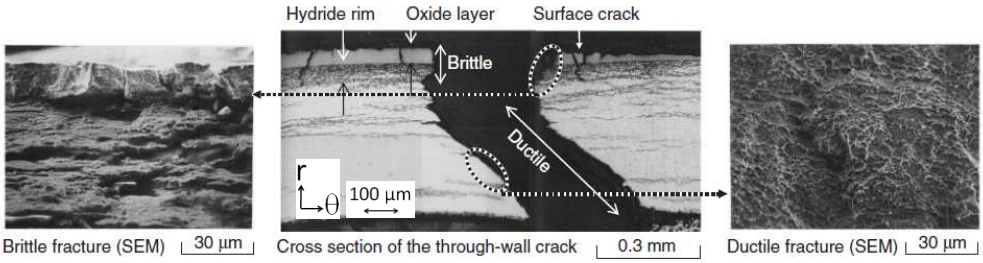


Figure 32 : HBO-5 (Tomiyasu et al. 2007)
(Zy-4 - 44 GWj/tU - ΔH = 335 J/g - Δt = 4,4 ms - T_i = 20°C - e_{ox} = 60 µm)

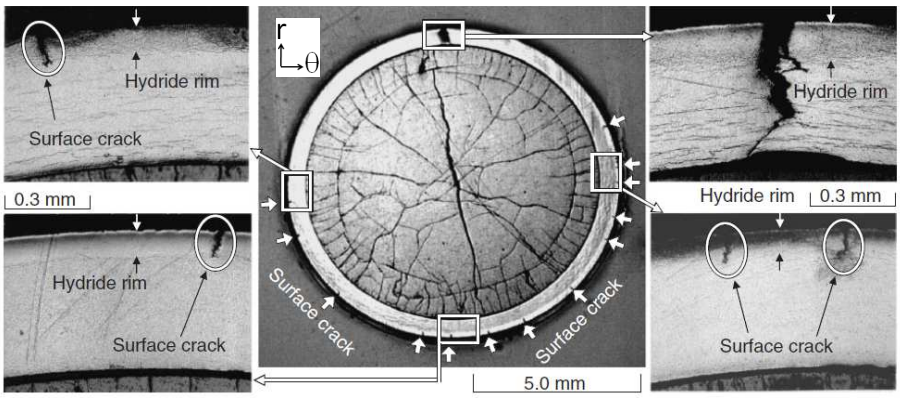


Figure 33 : H4 (Tomiyasu et al. 2007)
(Zy-4 1,3 % Sn - 0 GWj/tU - ΔH = 380 J/g - T_i = 20°C - [H] = 790 wppm)

Le mécanisme de rupture d'une gaine à fort taux de combustion lors de la phase PCMI d'un RIA peut se décomposer en deux étapes principales :

- L'amorçage de fissures dans les couches externes fragiles de la gaine (zircone et/ou rim ou blister d'hydrures) et la propagation de celles-ci dans l'épaisseur de la gaine,
- La propagation axiale de ces fissures traversantes le long du crayon.

D'après (Fuketa 2012), des fissures amorcées dans la couche d'oxyde peuvent se propager dans la région située en périphérie externe du gainage, dense en hydrures, qui va alors rompre de façon fragile, puis ces fissures se propagent vers l'intérieur de la gaine dans l'épaisseur de substrat restant, de façon généralement ductile. Il a été montré l'existence d'une transition de rupture fragile/ductile dans l'épaisseur du gainage.

Les fissures amorcées en périphérie externe de gaine se propagent de façon fragile dans les zones où la température est la plus basse et où la teneur en hydrogène est la plus élevée. A température initiale ambiante, on constate d'après la Figure 30 que le mode de propagation de la fissure dans l'épaisseur de la gaine dépend de la teneur en hydrogène et de l'épaisseur du rim.

En effet, la ductilité du substrat sous-jacent dépend de la température et des niveaux d'hydruration et d'irradiation du gainage. Pour le substrat ductile, il a plusieurs fois été observé une rupture orientée à 45° dans l'épaisseur (Figure 30 a), traduisant une localisation de la déformation plastique qui peut être favorisée par une température élevée, une faible teneur en hydrogène, l'état irradié du matériau, ainsi qu'un état de déformations planes dans la direction circonférentielle de la gaine (d'après la section 1.2.2.b de (Le Saux 2008)). En revanche, une température initiale ambiante ainsi qu'une teneur en hydrogène élevée favorise la propagation de la fissure parallèlement à son plan initial (Figure 30 b).

Le scénario de fissuration radiale est illustré sur la Figure 34 :

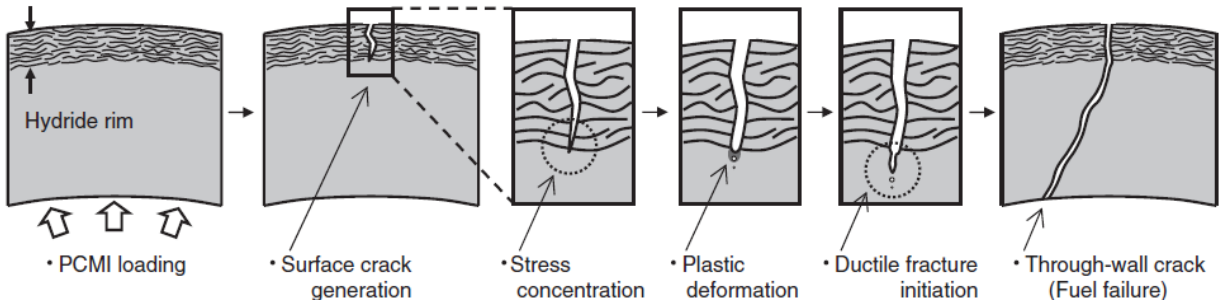


Figure 34 : Scénario de rupture en phase de PCMI (Tomiyasu et al. 2007)

Enfin, la fissure peut se propager de façon axiale le long du crayon (Figure 35). D'après (Chung and Kassner 1998), cette propagation axiale interviendrait dans un second temps à partir de fissures traversant entièrement l'épaisseur de la gaine et serait pilotée par la ténacité du matériau.

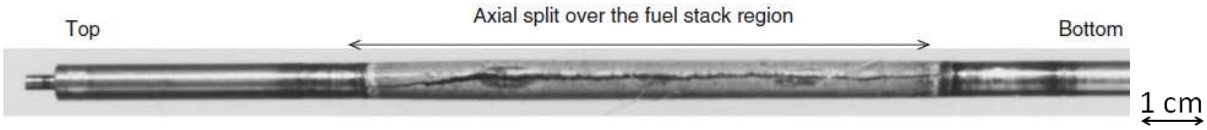


Figure 35 : Fissure axiale sur crayon lors de l'essai intégral HBO-5 (Tomiyasu et al. 2007)

L'influence de la température initiale sur la rupture a été étudiée par (Sugiyama et al. 2009b) et (Sugiyama et al. 2011) au travers de deux essais intégraux NSRR VA-1 et VA-3, réalisés respectivement à 18°C et 285°C avec le même pulse d'énergie sur des gaines en alliage ZIRLO. Les profils de rupture des essais VA-1 et VA-3 sont présentés sur la Figure 36.

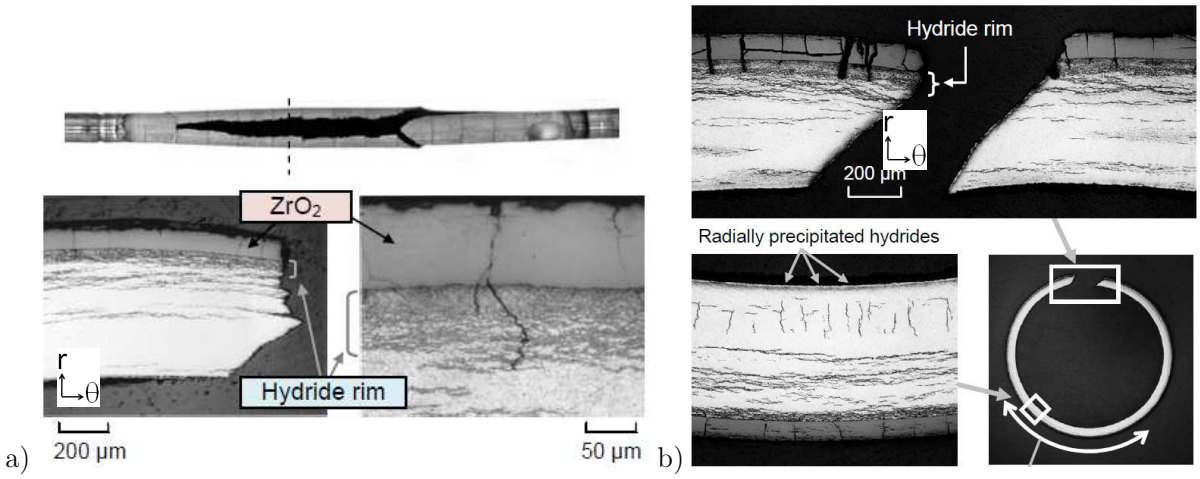


Figure 36 :
a) VA-1 (Sugiyama et al. 2011)
(ZIRLO - 71 GWj/tU - ΔH = 556 J/g - Δt = 4,4 ms - T_i = 20°C - e_{ox} = 73 µm)
b) VA-3 (Sugiyama et al. 2009b)
(ZIRLO - 71 GWj/tU - ΔH = 454 J/g - Δt = 4,4 ms - T_i = 285°C - e_{ox} = 82 µm)

Un mécanisme de rupture est proposé sur la Figure 37 à partir des profils de rupture et des températures locales estimées dans l'épaisseur de la gaine par des simulations thermomécaniques RANNS. La température dans l'épaisseur varie de 18°C à 290°C pour l'essai VA-1, contre 300°C à 600°C pour l'essai VA-3. L'auteur indique que l'épaisseur de la zone fragile est plus importante à 18°C qu'à 285°C, puisqu'il faut prendre en compte les hydrures sous le rim à 18°C, alors qu'ils seraient en partie dissous et moins nocifs à 285°C. La température plus importante dans la gaine de l'essai VA-3 permet la localisation de la déformation plastique en pointe de fissure, mais le mode de rupture reste similaire entre VA-1 et VA-3.

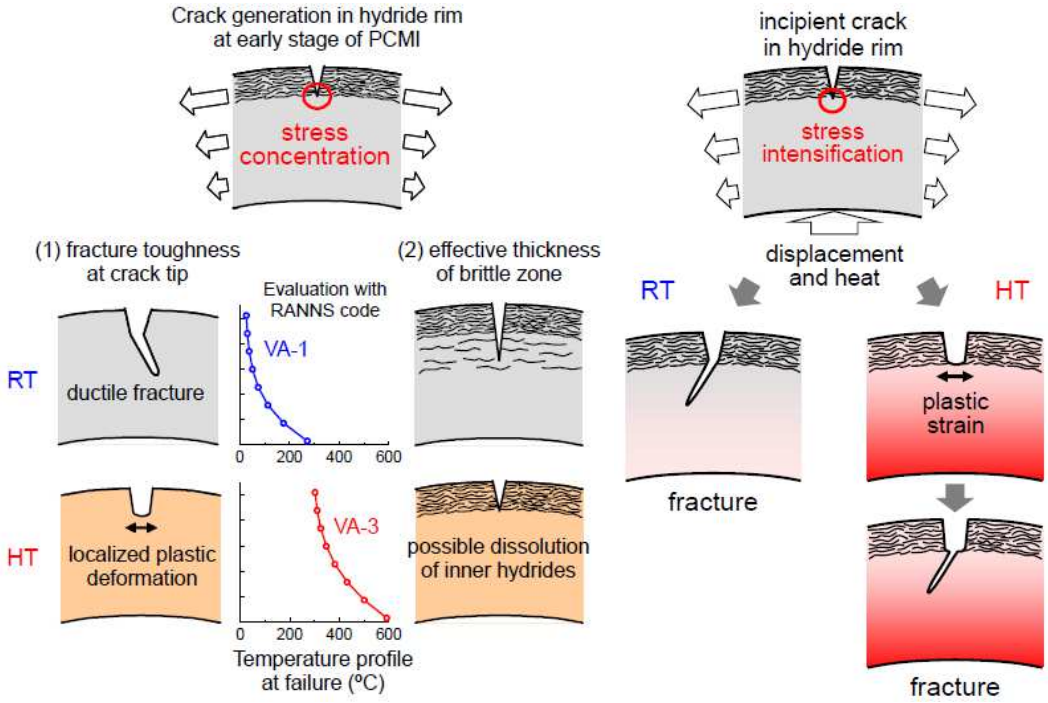


Figure 37 : Effet de la température initiale sur la rupture (Sugiyama et al. 2009b) (Sugiyama et al. 2011) (RT : Room Temperature = 18°C, HT : High Temperature = 285°C)

1.4.4.2. Rupture du gainage lors d'essais paramétriques réalisés sur matériau irradié

Quelques essais mécaniques de la base expérimentale PROMETRA, effectués sur des tronçons de tube de Zircaloy-4 irradié issus des essais intégraux CABRI, présentent des défauts d'hydruration de 90 à 500 µm de profondeur. Les profils de rupture observés sur les Figure 38 à Figure 41 confirment un mode de rupture mixte I/II, c'est-à-dire une rupture fragile du défaut suivie d'une rupture ductile de la matrice de Zircaloy-4 sous-jacente.

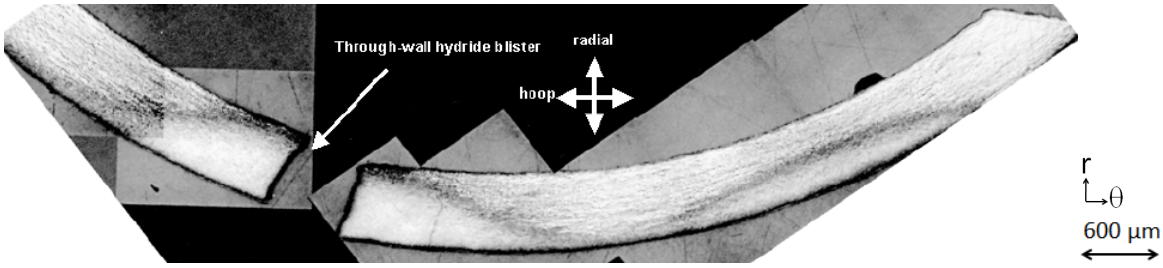


Figure 38 : Métallographie de l'essai PROMETRA n° 2468 (Desquines et al. 2005a) (Zy-4 – Traction circonférentielle - 5 s^{-1} - T = 480°C - 54,7 GWj/tU - [H] = 1038 wppm – e_{ox} = 130 µm)

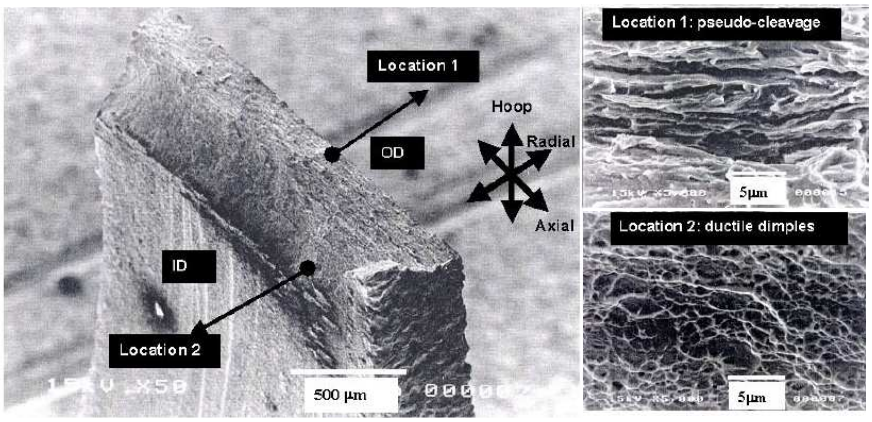


Figure 39 : Faciès de rupture fragile/ductile initiée au niveau d'un rim d'hydrures sur un essai PROMETRA n°2400 (Desquines et al. 2005a)
(Zy-4 – Traction circonférentielle - 0,01 s^{-1} - T = 280°C - 60 GWj/tU - [H] = 727 wppm – e_{ox} = 90 µm)

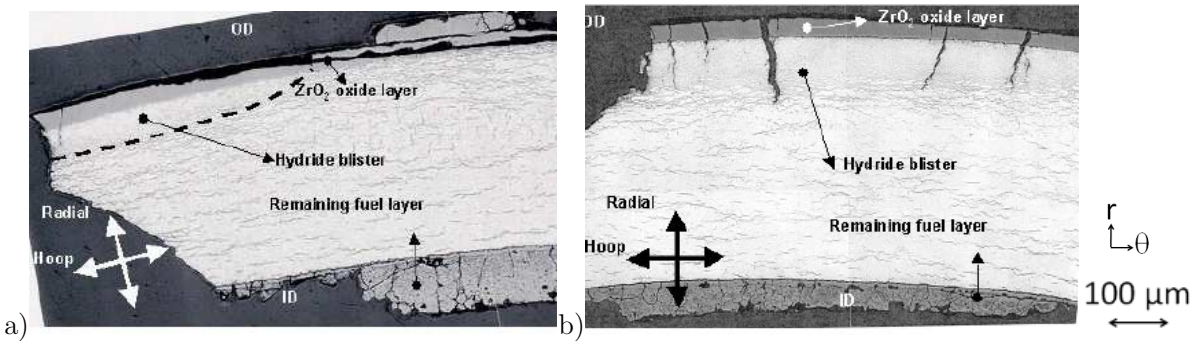


Figure 40 : Métallographies post-mortem de blisters et de rim d'hydrures observés après essais de traction circonférentielle (Desquines et al. 2005a)
a) Q02-557 (Zy-4 - Traction circonf. - 5 s^{-1} - T = 350°C - 63 GWj/tU - [H] = 610 wppm - e_{ox} = 75 µm)
b) Q02-566 (Zy-4 -Traction circonf. - 0,01 s^{-1} - T = 350°C - 63 GWj/tU - [H] = 645 wppm - e_{ox} = 80 µm)

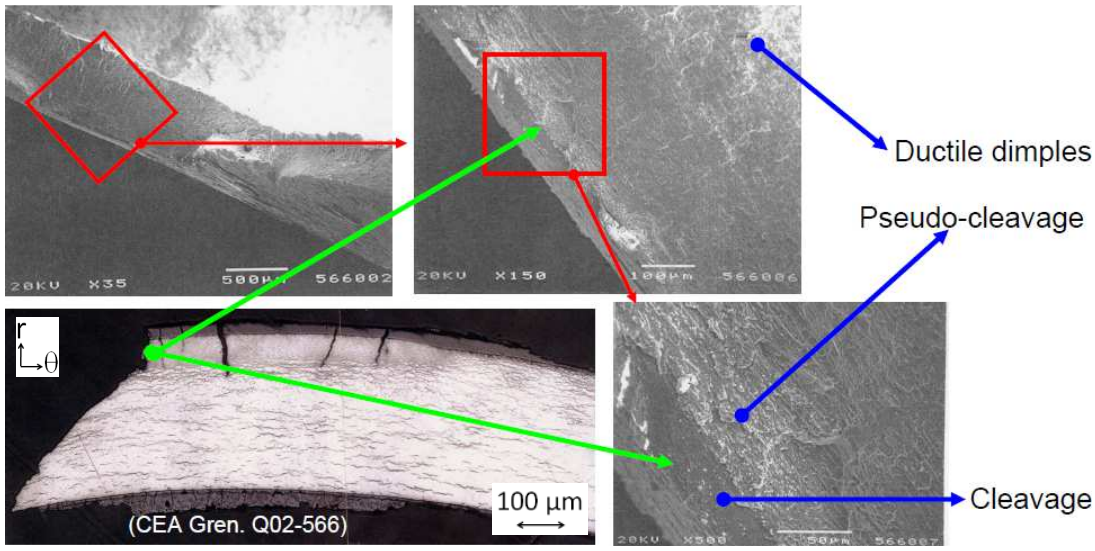


Figure 41 : Faciès de rupture d'une gaine avec blister (essai n°Q02-566) (Desquines et al. 2009)

1.4.4.3. Rupture du gainage lors d'essais paramétriques réalisés sur matériau non-irradié

De nombreuses études paramétriques visant à étudier l'effet de ces défauts d'hydruration type blisters et rims d'hydrures sur la rupture de tôles ou de tronçons de gaine de Zircaloy-4 non irradié ont été menées, notamment par (Daum et al. 2002), (Pierron et al. 2003), (Nagase and Fuketa 2005), (Glendening et al. 2005), (Daum 2007), (Raynaud et al. 2012), (Hellouin de Menibus 2013).

La Figure 42 présente les faciès de rupture de tronçons de gaines de Zircaloy-4 testés en traction plane circonférentielle (Plane Strain Tensile ou PST) contenant des rims d'hydrures d'une centaine de microns d'épaisseur. A 25°C, le plan de rupture est orienté à 90° par rapport à la direction principale de traction, tandis qu'à 300°C on observe un profil de rupture orienté à 90° uniquement dans le rim puis une bifurcation à 45° dans l'épaisseur de gaine restante. Le processus de rupture identifié par l'auteur est l'amorçage de microfissures de profondeur égale à l'épaisseur du rim, la croissance et l'interconnexion de plusieurs microfissures en une macrofissure, puis la rupture du ligament de matrice sous-jacente par propagation de fissures due à une accumulation d'endommagement ductile à 25°C ou par instabilité plastique après émoussement de la fissure à 300°C.

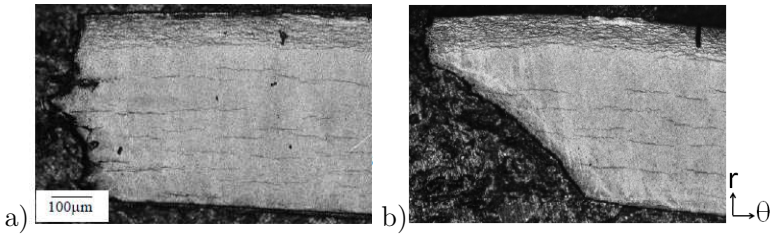


Figure 42 : Faciès de rupture d'une gaine de Zy-4 détendu avec un rim d'hydrures testée lors d'un essai PST (10^{-3} s^{-1}) à a) 25°C et b) 300°C (Daum et al. 2002)

Des essais de traction ont été effectués par (Pierron et al. 2003) sur des plaques entaillées de Zircaloy-4 contenant des rims ou des blisters d'hydrures de 10 à 225 µm de profondeur. D'après les faciès de rupture observés sur la Figure 43, la rupture de la plaque est également liée à la propagation d'une fissure dans son plan à 25°C, et à une instabilité plastique à 300°C.

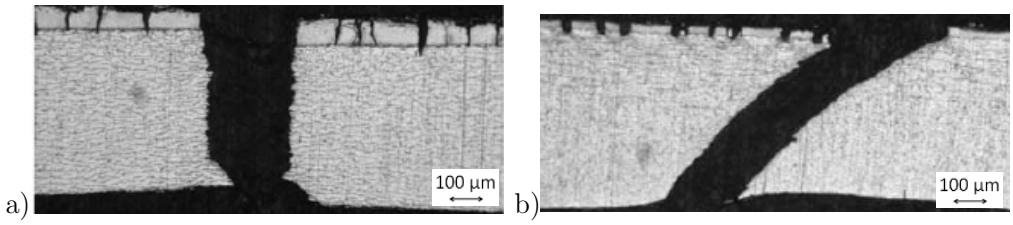


Figure 43 : Profils de rupture de plaques de Zy-4 détendu hydruré ([H] ≈ 300-400 wppm) testées lors de tractions axiales (10^{-3} s^{-1}) avec a) blister de 100 µm à 25°C c) blister de 35 µm à 300°C (Pierron et al. 2003)

Une étude similaire a été menée par (Glendening et al. 2005) qui a réalisé des essais de traction équibiaxée sur des plaques de Zircaloy-4 contenant des blisters d'hydrures. D'après (Glendening et al. 2005), pour les blisters de plus de 30-40 µm d'épaisseur, la déformation plastique permet d'amorcer des microfissures sous le blister, à la base de la macrofissure émoussée, la rupture est donc contrôlée par la propagation de fissures dans le ligament sous le blister. Des clichés de fissures arrêtées issues du blister sont présentés sur la Figure 46. La nature de cette propagation de fissure dépend de la température et de la profondeur du défaut. On remarque sur le profil de rupture a) de la Figure 44 d'une éprouvette testée à 25°C avec un blister de 40 µm, que la rupture a eu lieu en mode mixte I/II. Pour les blisters de profondeur supérieure à 30-40 µm, les fissures amorcées se propagent à température ambiante en mode I de façon normale à la contrainte principale maximale, tandis qu'à plus hautes températures le substrat rompt après émoussement et propagation en mode mixte I/II à 45° dans l'épaisseur (Figure 45).

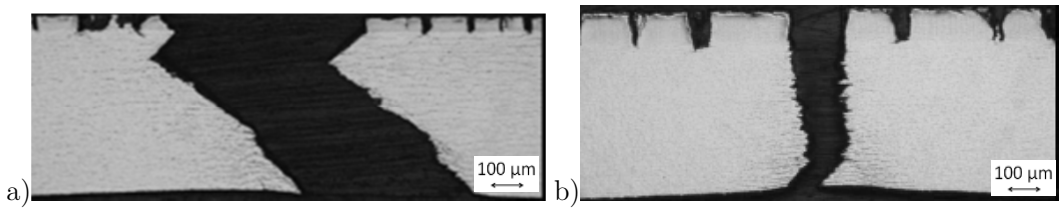


Figure 44 : Faciès de rupture de plaques de Zy-4 détendu hydruré ([H] ≈ 300-400 wppm) testées en déformation équibiaxée (10^{-3} s^{-1}) à 25°C avec
a) blister de 40 µm b) blister de 93 µm (Glendening et al. 2005)

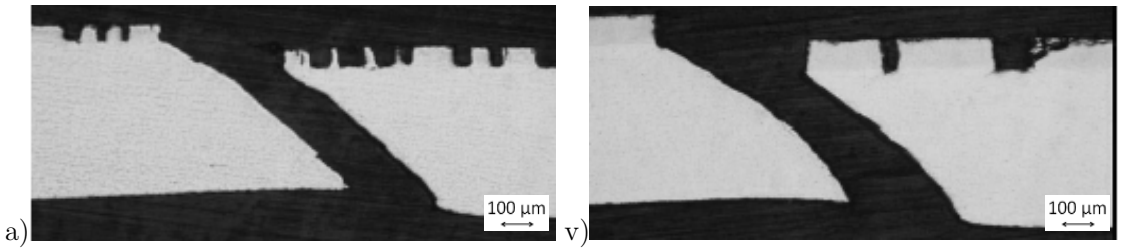


Figure 45 : Faciès de rupture de plaques de Zy-4 détendu hydruré ([H] ≈ 300-400 wppm) testées en déformation équibiaxée (10^{-3} s^{-1}) à 300°C avec
a) blister de 53 µm b) blister de 83 µm (Glendening et al. 2005)

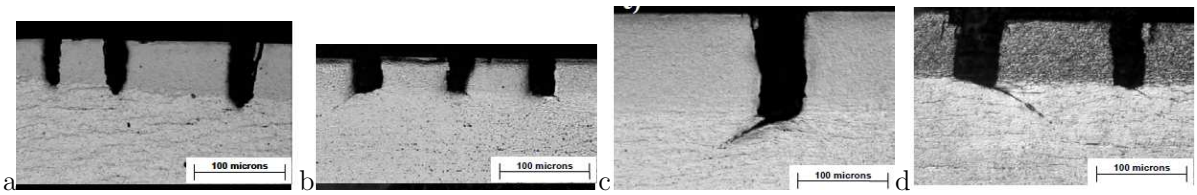


Figure 46 : Fissures arrêtées après le blister sur des plaques de Zy-4 détendu hydruré ([H] ≈ 300-400 wppm) testées en déformation équibiaxée (10^{-3} s^{-1}) avec
a) blister de 75 µm à 25°C b) blister de 53 µm à 300°C
c) blister de 83 µm à 300°C d) blister de 84 µm à 375°C (Glendening et al. 2005)

Des essais d'éclatement sur tubes de Zircaloy-4 contenant des rims d'hydrures ont été effectués par (Nagase and Fuketa 2005) à 25°C et 350°C. D'après la Figure 47, le tube contenant un rim d'une centaine de microns d'épaisseur semble avoir rompu à 25°C selon un mode mixte. L'auteur évalue une teneur en hydrogène sous le rim de 120 à 210 ppm massique.

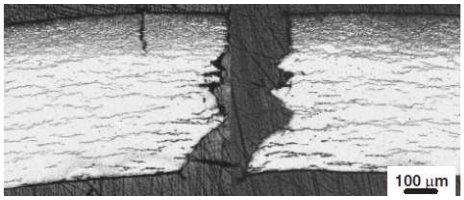


Figure 47 : Rupture de gaines de Zy-4 détendu par pression interne (1,9 GPa/s) à 25°C, avec un rim d'environ 100 µm de profondeur (Nagase and Fuketa 2005)

Si on compare les profils de rupture à 350°C pour des rims de 50 µm et 140 µm (Figure 48), on constate que l'éprouvette a) a beaucoup strictionné par rapport à l'éprouvette b), et s'est beaucoup plus déformée de façon circonférentielle (11,3% contre 0,8%). On remarque de nouveau un mode de rupture mixte I/II pour l'éprouvette b).

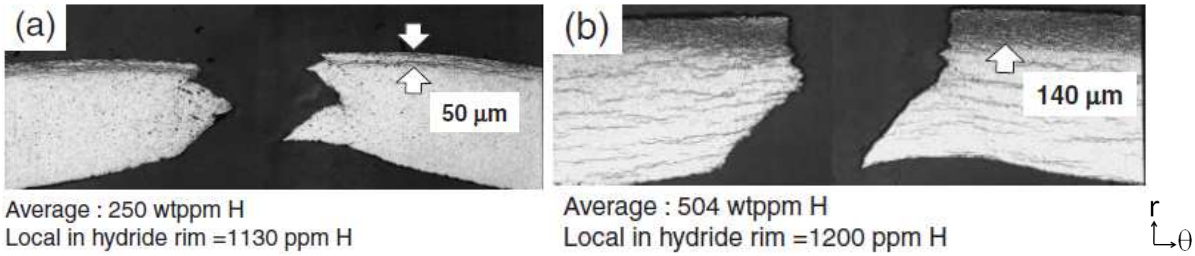


Figure 48 : Ruptures de gaines de Zy-4 détendu par pression interne à 350°C (2.10^{-3} GPa/s) a) rim de 50 µm b) rim de 140 µm (Nagase and Fuketa 2005)

Des essais de flexion 4 points sur des plaques de Zircaloy-4 détendu contenant des blisters linéaires ont été effectués par (Raynaud 2012) à 25°C et 300°C. Les profils de rupture ainsi qu'un cliché de fissures arrêtées sont présentés sur la Figure 49. Nous constatons les mêmes modes de rupture que ceux précédemment observés, dépendant de la profondeur de défaut et de la température.

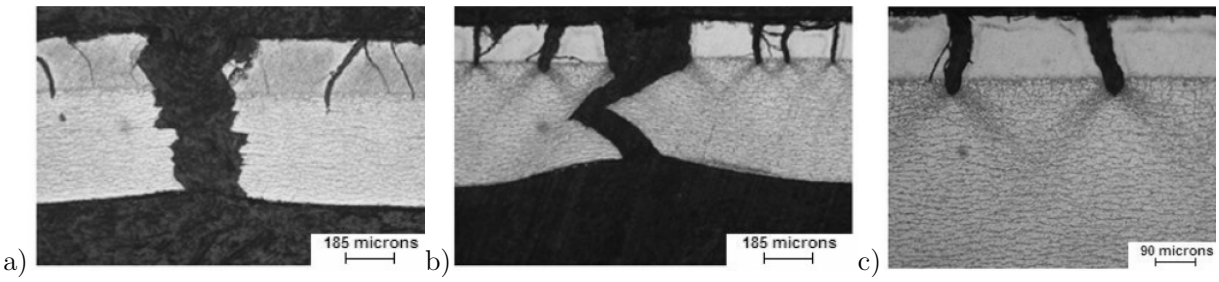


Figure 49 : Profils de rupture de plaques de Zy-4 détendu hydruré par flexion 4 points avec a) blister de 185 µm à 25°C b) blister de 185 µm à 300°C c) blister de 90 µm à 300°C (Raynaud 2012)

1.4.4.4. Bilan sur la rupture du gainage en présence d'un défaut d'hydruration

A travers cette revue bibliographique sur la rupture du gainage contenant un défaut d'hydruration lors d'essais intégraux ou d'essais paramétriques réalisés en conditions représentatives du RIA, il apparait deux modes de rupture principaux, schématisés sur les Figure 50 et Figure 51.

A température ambiante, en présence d'un défaut d'hydruration de type blister ou rim de profondeur supérieure à 100 µm, et si la teneur en hydrogène sous le défaut est suffisante, la gaine va rompre de façon fragile par propagation de fissure, selon un chemin orienté à 90° par rapport à la direction circonférentielle (Figure 50). On observe parfois une bifurcation du profil de rupture à 45° dans les 50-100 derniers microns de l'épaisseur de la gaine, témoin d'une rupture ductile par cisaillement.

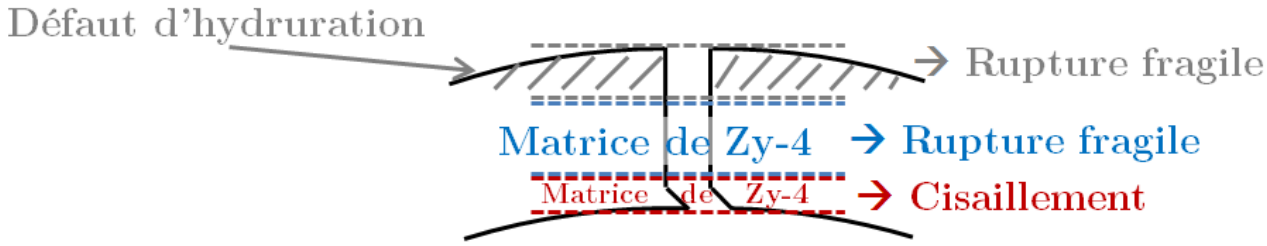


Figure 50 : Profil de rupture à 25°C d'une gaine de Zy-4 hydruré contenant un défaut d'hydruration de profondeur supérieur à 100 µm

A plus haute température, une rupture fragile apparait en périphérie externe de la gaine au niveau de la couche d'oxyde et du défaut d'hydruration, puis une rupture ductile caractérisée par un chemin orienté à 45° dans l'épaisseur apparait dans le ligament de matrice de Zircaloy-4 sous-jacente (Figure 51).

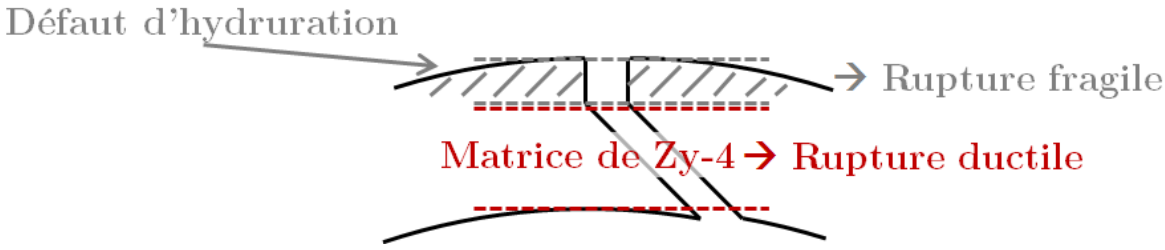


Figure 51 : Profil de rupture à 350°C d'une gaine de Zy-4 hydruré contenant un défaut d'hydruration

Si le défaut d'hydruration est de faible profondeur et si la teneur en hydrogène sous le défaut est faible, on peut parfois observer à température ambiante le profil de rupture présenté sur la Figure 51, d'où l'existence d'une transition fragile/ductile dépendant de la température, de la profondeur de défaut, et de la teneur en hydrogène.

1.5. Critères de rupture applicables au RIA

1.5.1. Critères en déformation

Les critères en déformation consistent à évaluer des niveaux de déformation globale ou locale à rupture lors d'essais paramétriques. La rupture du gainage est censée se produire dès lors que ce critère est atteint. La pertinence du critère dépend donc de la représentativité des conditions dans lesquelles les essais servant à son identification ont été réalisés vis-à-vis des conditions RIA en termes de température, de biaxialité des contraintes ou des déformations, de vitesse de déformation, de mode de rupture et de la façon dont a été évaluée cette déformation à rupture.

1.5.1.1. Critères en déformations globales

Le critère de rupture proposé par (Jernkvist 2003) s'applique aux gaines contenant un défaut de surface, soit un amincissement de l'épaisseur en paroi externe, représentant une longue rainure axiale (Figure 52). Ce critère se présente sous la forme d'une déformation diamétrale uniforme critique pour laquelle une striction apparait dans la gaine, en fonction de la fluence, de la température, du taux de biaxialité des contraintes et de la profondeur du défaut de surface (Figure 53).

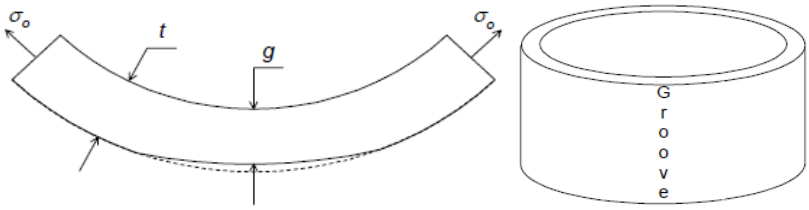


Figure 52 : Défaut de surface ou amincissement en paroi externe de gaine (Jernkvist 2003)

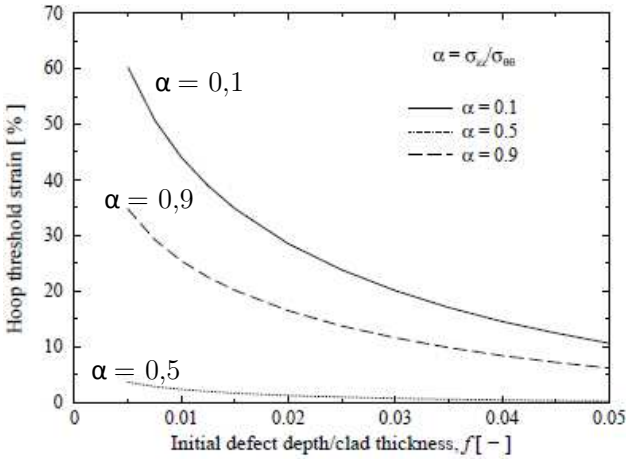


Figure 53 : Déformation circonférentielle limite en fonction de l'épaisseur de défaut et du taux de biaxialité des contraintes (Jernkvist 2003)

Pour établir ce critère, l'auteur utilise un modèle isotrope de localisation de la déformation plastique et de rupture par striction. Ce critère théorique permet d'étudier l'influence de la profondeur de défaut et de la biaxialité des contraintes sur la déformation limite à partir de laquelle apparait une striction. On constate sur la Figure 53 que la déformation limite diminue avec la profondeur de défaut, et que le modèle prévoit une déformation limite minimale pour une biaxialité des contraintes de 0,5, le graphique se limitant à un rapport « épaisseur de défaut / épaisseur de gaine » inférieur à 0,05, ce qui correspond à un défaut de 30 microns dans une gaine de 600 µm d'épaisseur.

(Jernkvist 2006) a par la suite établi un critère en déformation circonférentielle à rupture à partir de 200 essais paramétriques de type traction axiale et pression interne avec ou sans reprise de l'effet de fond, réalisés sur des tubes de Zircaloy-2 recristallisé et de Zircaloy-4 détendu irradié. Ce critère est défini à partir de corrélations entre déformation plastique circonférentielle et température, fluence, vitesse de déformation et teneur en hydrogène. Les déformations globales à rupture sont déterminées à partir de mesures d'allongement converties en déformations plastiques circonférentielles, en appliquant un facteur de correction dépendant du type d'essai, afin de tenir compte de la différence de taux de biaxialité des contraintes entre l'essai et les conditions RIA. Ce critère n'est, en l'état, pas capable de prendre en compte l'effet d'un défaut de surface tel un rim d'hydrures. Ainsi, les modifications proposées sont l'introduction d'un facteur de réduction dépendant de l'épaisseur d'oxyde moyenne et de la température permettant de corriger la déformation à rupture. L'auteur fait l'hypothèse que la ductilité du gainage est réduite dans l'intervalle de 60 à 100 µm d'épaisseur d'oxyde où il peut y avoir desquamation, d'après (Garzarolli and Holzer 1992).

(Hellouin de Menibus 2014b) a étudié l'impact de blisters d'hydrures sur la rupture de tronçons de gaines de Zircaloy-4 détendu au travers d'essais de type « Expansion Due à la Compression » (EDC) et EDC bridé axialement à 25°C, 350°C, et 480°C. Les pertes de ductilité sont évaluées par mesure de la déformation diamétrale uniforme à rupture en fonction de la profondeur de blister (Figure 54). A 25°C, la rupture du gainage a lieu pour des niveaux de déformation diamétrale très faibles, tandis qu'à 350°C et 480°C la gaine peut se déformer de façon considérable. Pour des blisters de faible profondeur, on constate un effet de la biaxialité des contraintes puisque certains essais EDC contenant des blisters d'une cinquantaine de micromètres de profondeur n'ont pas rompu. Il doit donc exister une profondeur de transition, inférieure à 150 µm, au-delà de laquelle le taux de biaxialité des contraintes n'a plus d'effet sur la déformation diamétrale à rupture.

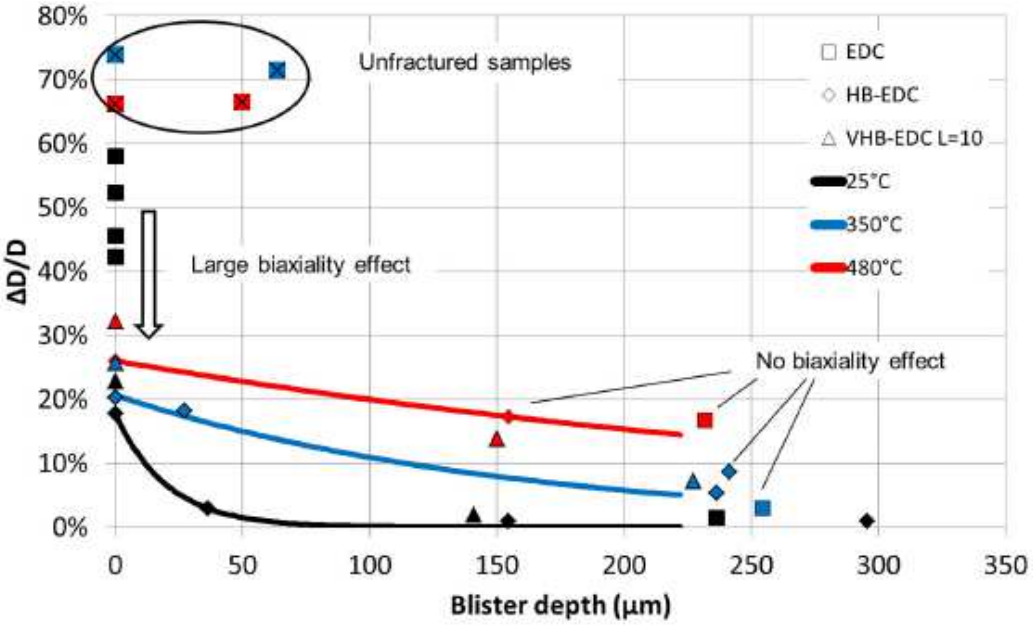


Figure 54 : Déformation diamétrale à rupture en fonction de la profondeur de blister pour des essais EDC et HB-EDC sur tronçons de Zy-4 détendu hydruré à 300 wppm (Hellouin de Menibus 2014b)

Des scientifiques japonais ont récemment publié des études portant respectivement sur des essais de type EDC (Mihara 2014) et EDC biaxé (Shinozaki 2014), sur des tubes de Zircaloy-4 détendu hydruré ou non, pré-entaillés en surface externe par la méthode du « Rolling After Grooving » (RAG). Cette technique consiste à pré-entailler la gaine par électro-érosion avant le passage dans le dernier laminoir du processus de fabrication des gaines.

L'étude de (Mihara 2014) concerne l'influence de la teneur en hydrogène sur la déformation diamétrale à rupture à 25°C, à profondeur de pré-entaille constante de 110 µm (Figure 55), et conclut que la déformation circonférentielle à rupture diminue lorsque la teneur en hydrogène augmente (Figure 56).

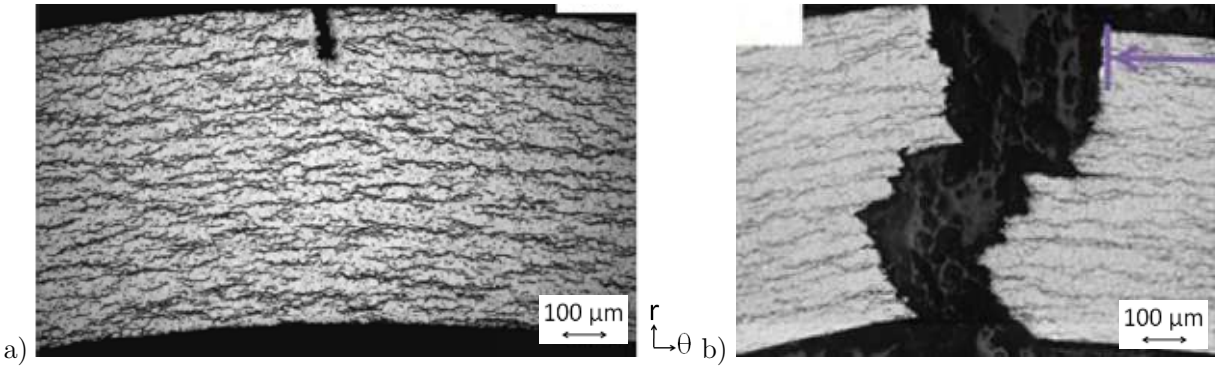


Figure 55 : a) Pré-fissure et b) faciès de rupture à 25°C d'un tronçon de Zy-4 détendu lors d'un essai EDC (Mihara 2014)

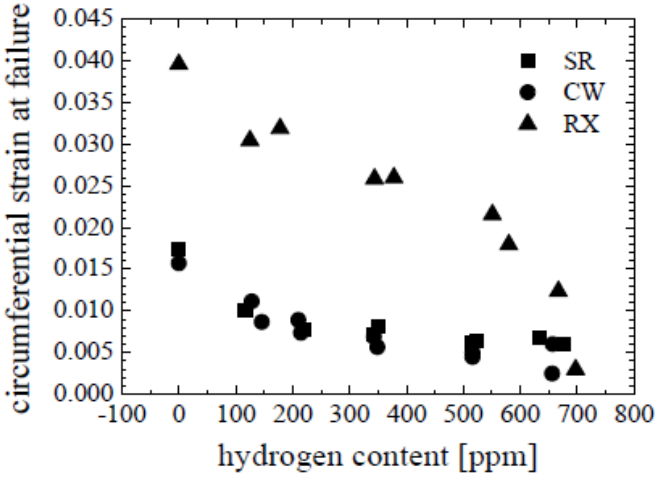


Figure 56 : b) Déformation circonférentielle à rupture en fonction de la teneur en hydrogène (Mihara 2014)
(SR : Stress Relieved = détendu ; CW : Cold Worked = écroui ; RX : Recrystalllized = recristallisé)

L'étude de (Shinozaki 2014) porte sur l'effet de la profondeur de pré-entaille et de la biaxialité des contraintes sur la déformation diamétrale à rupture à 25°C de gaines de Zircaloy-4 détendu non hydruré. La compression du média s'effectue par déplacement imposé du piston supérieure, tandis qu'un effort de traction constant égal à 0 kN, 5 kN ou 10 kN est appliqué sur l'éprouvette au moyen de raccords de type « Swageloks » (Figure 57 a). Les résultats de déformation circonférentielle à rupture en fonction du taux de biaxialité des contraintes et de la taille de défaut sont présentés sur la Figure 57 b). On constate une nouvelle fois la dépendance de la déformation circonférentielle à rupture à la profondeur de défaut, mais également un effet de la biaxialité des contraintes qui doit être pris en compte lors de la détermination d'un critère de rupture. En effet, un tronçon contenant une préfissure de 115 µm a rompu pour une valeur de déformation circonférentielle de 1,7 % lors d'un essai uniaxé, tandis qu'un tronçon contenant une pré-fissure de 116 µm a rompu pour une valeur de déformation circonférentielle de 0,95 % lors d'un essai biaxé.

Les profils de rupture obtenus sur Zircaloy-4 non hydruré (Figure 58) sont similaires à ceux obtenus sur Zircaloy-4 hydruré (Figure 55), puisqu'on constate dans les deux cas une propagation de la fissure selon un mode I ainsi qu'une bifurcation à 45° dans l'épaisseur de la gaine. En revanche, le profil de rupture du tronçon de Zircaloy-4 hydruré illustre bien le chemin de rupture selon les hydrures radiaux et circonférentiels, ce qui est cohérent avec la baisse de ductilité à température ambiante observée lorsque la teneur en hydrogène augmente.

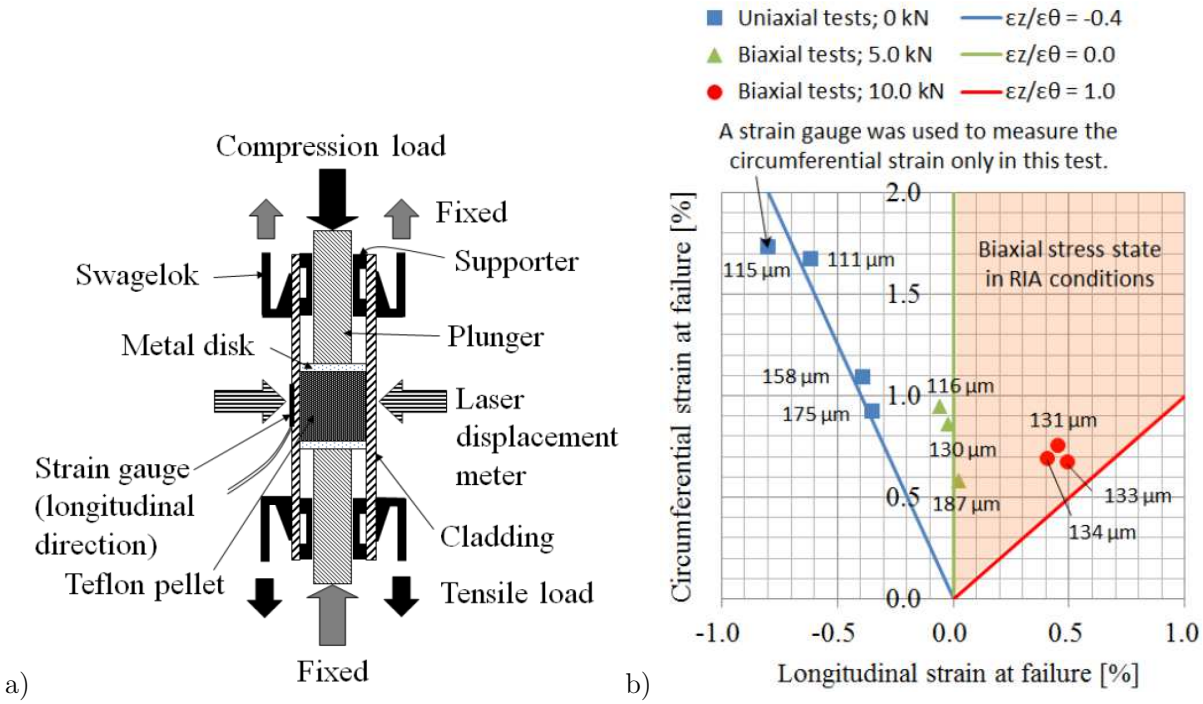


Figure 57 : a) Dispositif EDC biaxé b) Déformation circonférentielle à rupture en fonction de la taille de pré-fissure (Shinozaki 2014)

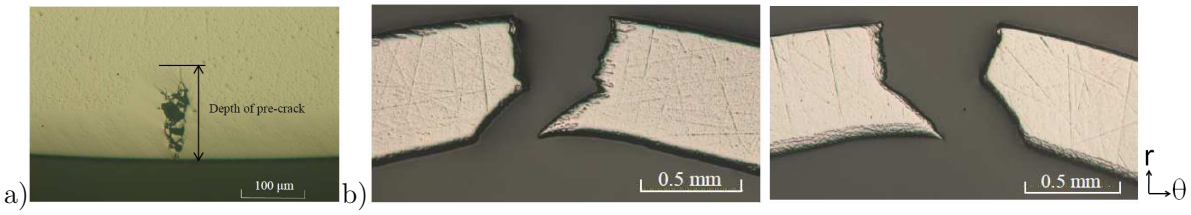


Figure 58 : a) Pré-fissure et b) Faciès de rupture à 25°C d'éprouvettes de Zy-4 détendu pré-fissurées non hydrurées soumises à un essai EDC biaxé (Shinozaki 2014)

Les déformations à rupture des essais EDC standard, EDC bridé et EDC biaxé à 25°C, pour le Zircaloy-4 détendu hydruré ou non, sont rassemblées sur la Figure 59, en fonction de la profondeur de blister ou de la préfissure. Les valeurs de déformation diamétrale à rupture à 25°C sont assez dispersées en raison des différences de teneur en hydrogène sous le blister ou sous la pré-fissure, de la biaxialité des contraintes, mais elles sont toutes comprises entre 0,5 et 1,7 % pour des défauts de profondeur supérieure à 100 µm.

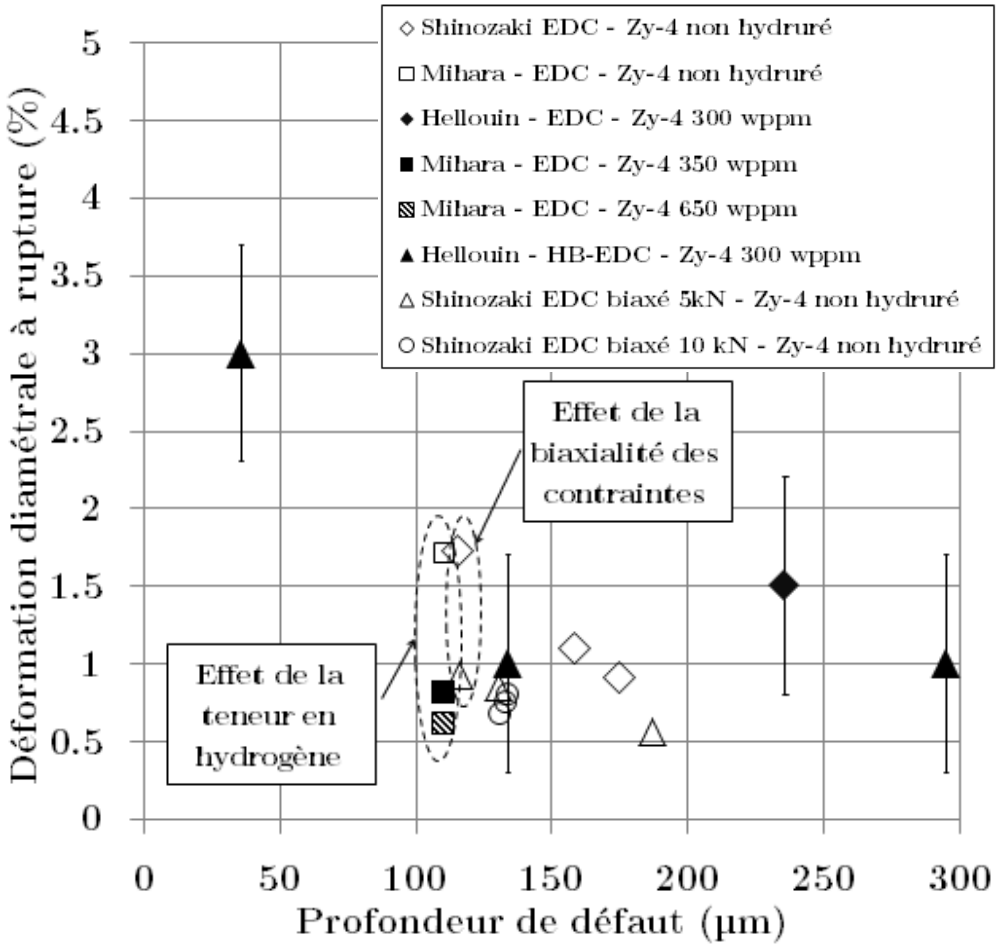


Figure 59 : Déformation diamétrale à rupture d'éprouvettes de Zy-4 détendu hydruré ou non, soumises à un essai EDC, EDC bridé (HB-EDC) ou EDC biaxé en fonction de la profondeur de défaut à 25°C

Si l'on considère uniquement les points issus de l'étude de (Shinozaki 2014), on constate un effet du taux de biaxialité des contraintes qui, à profondeur égale de défaut (préfissure de 115 µm), tend à diminuer la déformation diamétrale à rupture, pour un matériau non hydruré. En revanche, il semble que cet effet de biaxialité diminue lorsque la profondeur de préfissure augmente, ce qui est en accord avec les résultats d'Hellouin de Menibus (Figure 54).

L'étude de Mihara insiste sur l'effet de la teneur en hydrogène à température ambiante, puisque la déformation circonférentielle à rupture diminue lorsque la teneur en hydrogène augmente, jusqu'à atteindre des valeurs plus faibles que celles obtenues lors des essais EDC biaxés réalisés par (Shinozaki 2014) sur des tronçons de Zircaloy-4 non hydruré.

Finalement, à teneur en hydrogène équivalente, les résultats sur gaines avec blister et avec préfissure sont assez comparables, dans la mesure où on observe des similarités dans certains profils de rupture, où les valeurs de déformations diamétrales à rupture sont équivalentes, et où on

remarque dans les deux cas que l'effet du taux de biaxialité des contraintes diminue lorsque la profondeur de défaut augmente.

Des essais d'éclatement de gaines de Zircaloy-4 hydruré contenant des rims ont été réalisés par (Nagase and Fuketa 2005) à 25°C et 350°C. Les essais ont été effectués en vitesse de pressurisation dans le but d'obtenir un chargement mécanique à une vitesse de sollicitation proche de celle de la phase PCMI. Des mesures de diamètre intérieur et extérieur ont été effectuées à la position axiale où l'expansion radiale la plus importante est apparue, afin de déterminer une déformation circonférentielle résiduelle. Les résultats de déformation résiduelle circonférentielle en fonction de la teneur en hydrogène et de la profondeur de rim sont présentés sur la Figure 60.

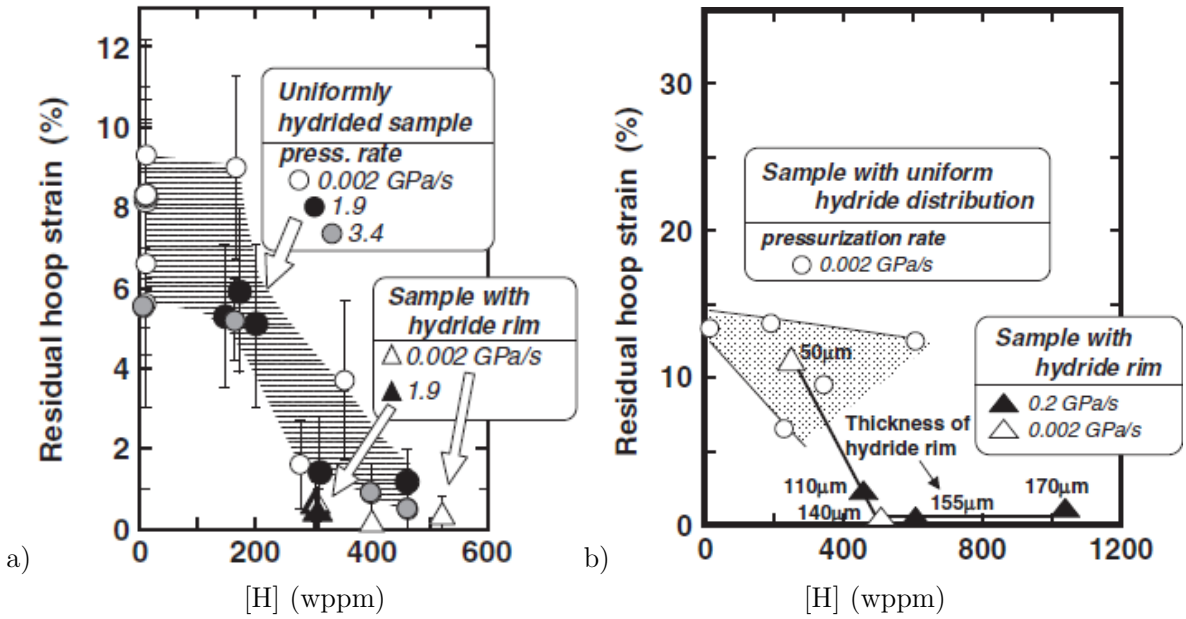


Figure 60 : Déformation diamétrale résiduelle de gaines de Zy-4 hydruré en fonction de la teneur en hydrogène ou de l'épaisseur du rim, lors d'essais de pression interne à a) 25°C et b) 350°C (Nagase and Fuketa 2005)

Les données obtenues à 25°C mettent en évidence l'importance de la fragilisation du gainage par les rims, par rapport à la fragilisation induite par les hydrures uniformément répartis. A 350°C, les auteurs observent une forte baisse de la déformation résiduelle lorsque l'épaisseur de rim augmente de 50 à 100 µm, ce qui est également cohérent avec les résultats de la thèse d'Hellouin de Menibus (Figure 54). L'effet de la vitesse de déformation semble faible en comparaison des effets de la teneur en hydrogène et de l'épaisseur du rim.

1.5.1.2. Critères en déformations locales

Des critères en déformation locale à rupture sont couramment utilisés dans la littérature. Ces déformations locales à rupture sont mesurées dans les zones d'intérêt, en paroi externe de gaine, à partir de micro-indentations.

Ainsi, (Link et al. 1998) a mené des essais de type HT et PST sur des anneaux de Zircaloy-4 détendu à 25°C et 300°C, à des vitesses de déformation de 10^{-3} à 10^{2} s^{-1}. Un rapport de réduction d'épaisseur « f » est défini par (Link et al. 1998) comme étant le rapport de la profondeur d'un défaut de surface sur l'épaisseur du gainage. L'influence de défauts de surface sous la forme de rainures sur la déformation limite a été étudiée.

D'après l'auteur, les résultats expérimentaux de la Figure 61 indiquent que la « limit strain », ou « déformation limite » correspondant à l'apparition de la localisation de la déformation, dépend de la profondeur de défaut. Il conclut également que la « fracture strain », ou « déformation locale à rupture », augmente avec la température entre 25°C et 300°C, et semble être insensible à la vitesse de déformation, à une température donnée.

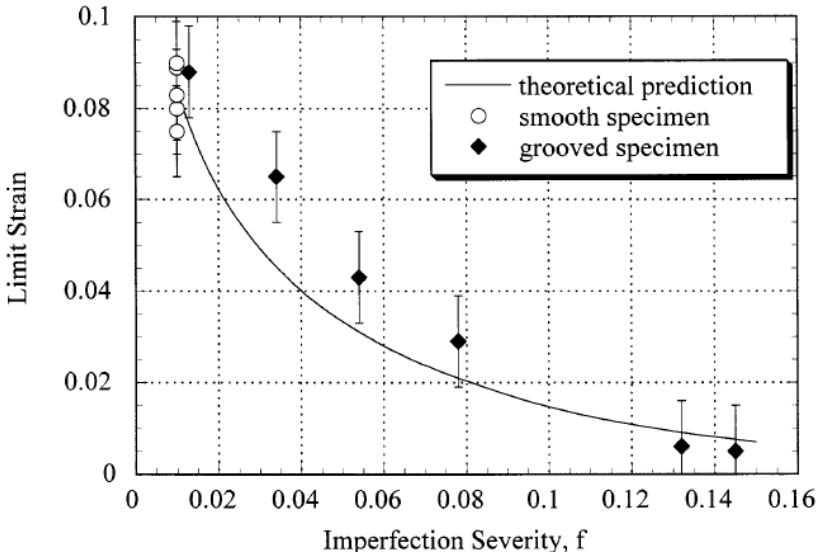


Figure 61 : « Limit strain » en fonction de la profondeur de défaut déterminée à partir d'essais PST réalisés à 25°C sur des tronçons de Zy-4 détendu non hydruré (Link et al. 1998)

L'étude de (Daum et al. 2002) porte sur l'effet des rims d'hydrures sur la rupture de gaines de Zircaloy-4 à 25°C et 300°C, au travers d'essais PST sur des éprouvettes contenant des rims de 20 à 250 µm d'épaisseur. De la même manière que (Link et al. 1998), l'auteur évalue la « limit strain » et la « fracture strain » sur la zone utile à partir de micro-indentations (Figure 62).

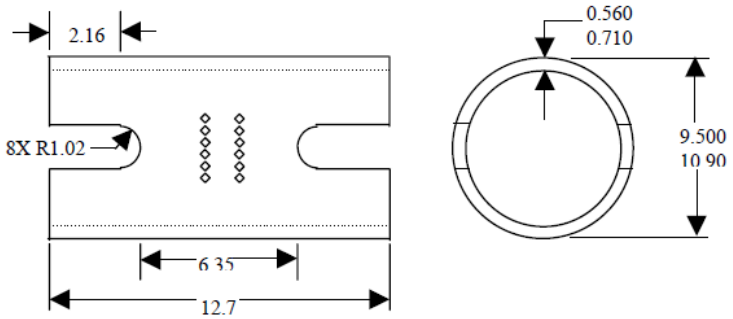


Figure 62 : Eprouvette pour essais mécaniques de type PST avec indentations de microdureté (Daum et al. 2001)

Les résultats de « limit strain » et de « fracture strain » en fonction de l'épaisseur du rim issus de l'étude de (Daum et al. 2002) sont donnés en Figure 63. La ductilité du gainage dépend donc de l'épaisseur du rim à 25°C et à 300°C. L'auteur identifie une transition ductile/fragile aux deux températures pour la limit strain, pour une épaisseur de rim comprise entre 90 et 140 µm.

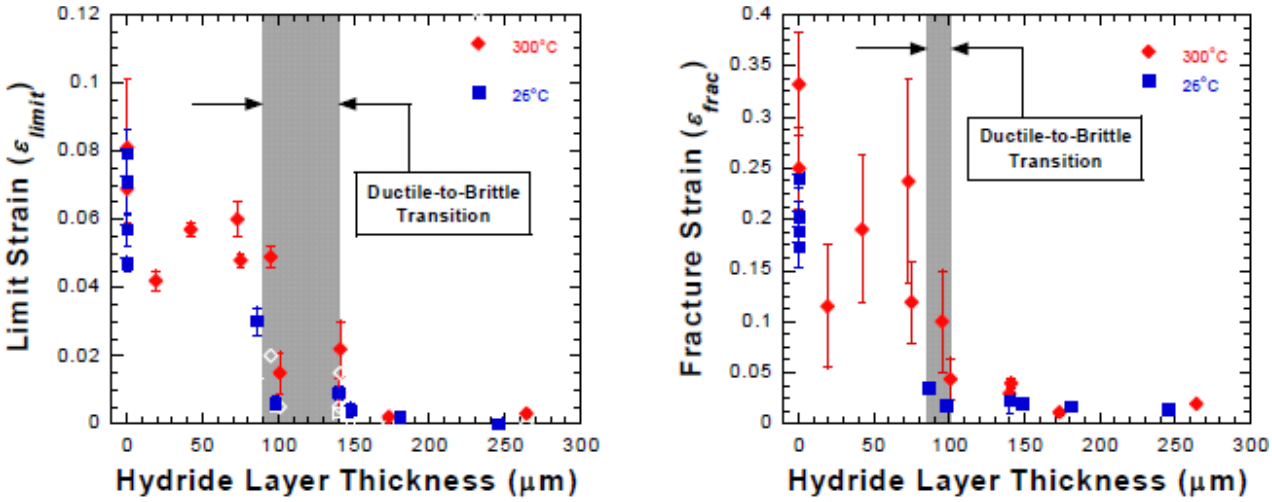


Figure 63 : "Limit strain" et "fracture strain" en fonction de l'épaisseur de rim à 25°C et 300°C sur des tronçons de Zy-4 détendu hydruré (Daum et al. 2002)

Pour confirmer que la perte de ductilité est liée au rim, le rim de plusieurs tronçons a été retiré mécaniquement, et des essais mécaniques ont été réalisés sur ces tronçons. Les résultats sont comparés à ceux issus de tronçons dont le rim est intact sur la Figure 64. Le fait de retirer le rim restaure la ductilité du matériau à des valeurs de déformation proches de celle d'un matériau non hydruré. En présence de rim, l'épaisseur du rim apparait donc comme un paramètre plus critique que la seule teneur en hydrogène pour définir une transition ductile-fragile.

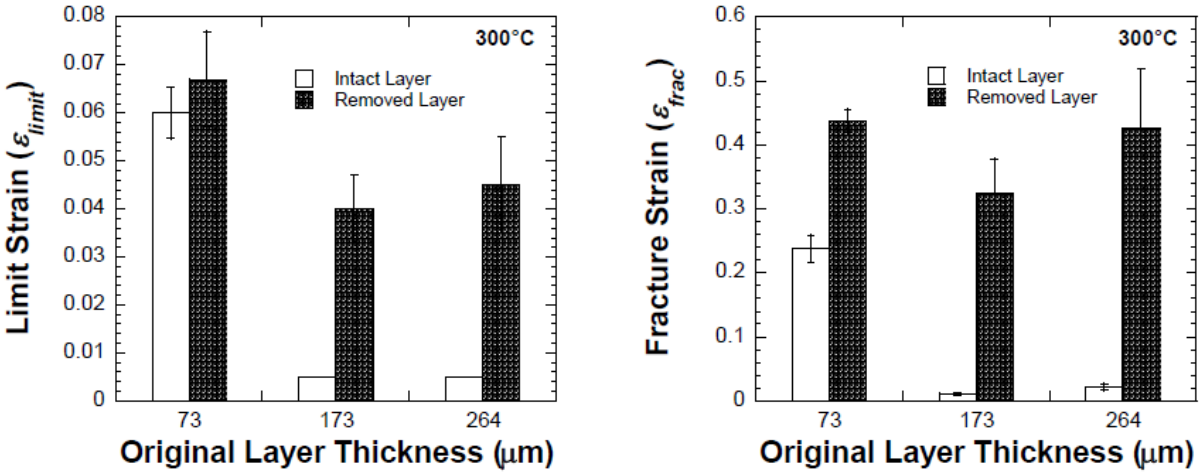
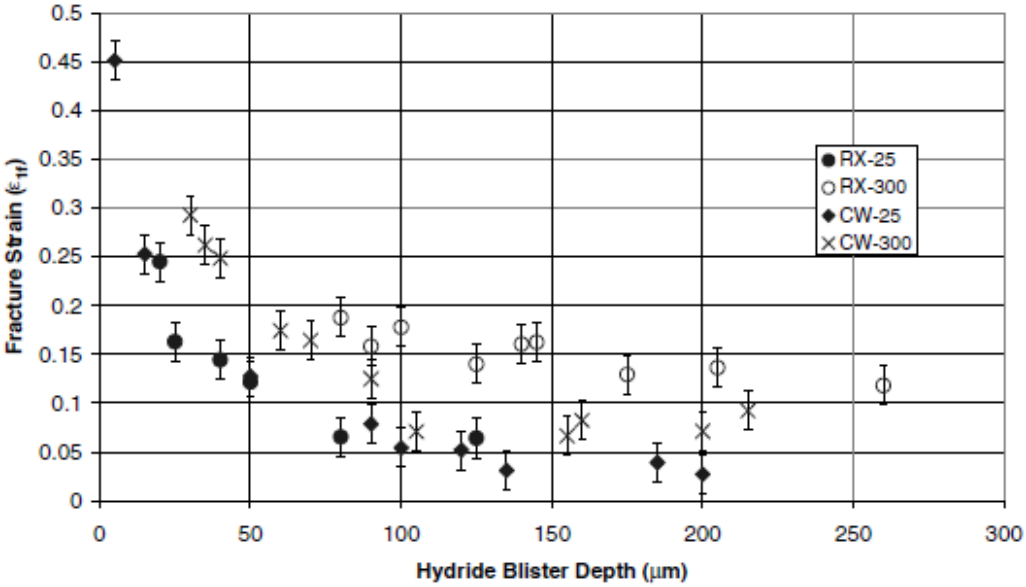


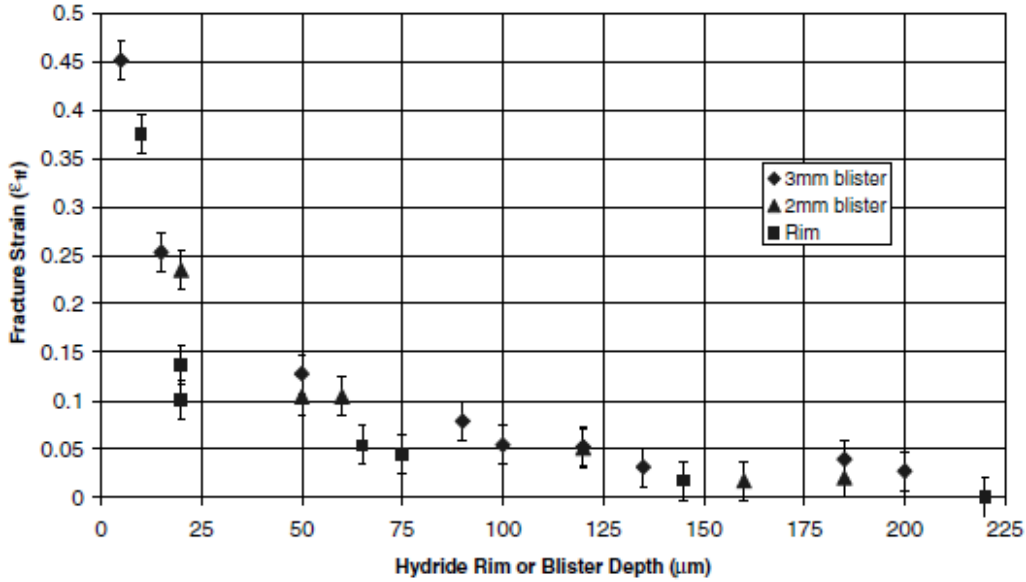
Figure 64 : "Limit strain" et "Fracture strain" à 300°C pour des tronçons avec rim ou dont le rim a été retiré (Daum et al. 2002)

L'effet des blisters et des rims d'hydrures sur la rupture de tôles de Zircaloy-4 détendu et recristallisé à 25°C et 300°C a été traité par (Pierron et al. 2003), au moyen d'essais de déformation plane sur des plaques entaillées contenant des blisters et des rims de profondeurs comprises entre 5 et 250 µm, les blisters étant obtenus par chargement gazeux et ayant un diamètre de 2 ou 3 mm.

L'auteur définit une « local fracture strain » à partir des mesures de déformations locales dans la zone utile. D'après la Figure 65, la « local fracture strain » diminue rapidement à mesure que la profondeur de défaut augmente jusqu'à 100 µm, puis diminue plus légèrement. Pour une profondeur de défaut donnée, le matériau est plus ductile à 300°C qu'à température ambiante, et plus ductile avec un blister qu'avec un rim, étant donné les dimensions géométriques du rim. D'après l'auteur, les blisters et rims sont des phases fragiles à n'importe quelle température et fissurent assez rapidement.



a)



b)

Figure 65 : "Local fracture strain" en fonction de l'épaisseur de rim/blister pour des tôles de Zircaloy-4 détendu et recristallisé à
a) 25°C et 300°C b) 25°C (Pierron et al. 2003)

Des essais de déformation plane et de déformation équi-biaxée sur des plaques de Zircaloy-4 contenant des rims et des blisters d'hydrures ont été réalisés par (Glendening et al. 2005) à 25°C, 300°C et 375°C, à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1}. (Glendening et al. 2005) définit une "local failure strain" en mesurant les épaisseurs initiales et finales pour calculer une « local thickness strain ». Un deuxième type de déformation, nommée « far-field failure strain », a été mesurée par suivi de micro-identations réparties autour du blister. La Figure 66 indique une perte de ductilité importante en fonction de la profondeur de défaut et ce jusqu'à 100 µm, et souligne également un effet de la température sur la ductilité. En comparant les déformations à rupture des essais en déformation plane à celles des essais équi-biaxés, on constate qu'il n'y a pas d'effet apparent de la triaxialité des contraintes à 25°C et à 350°C.

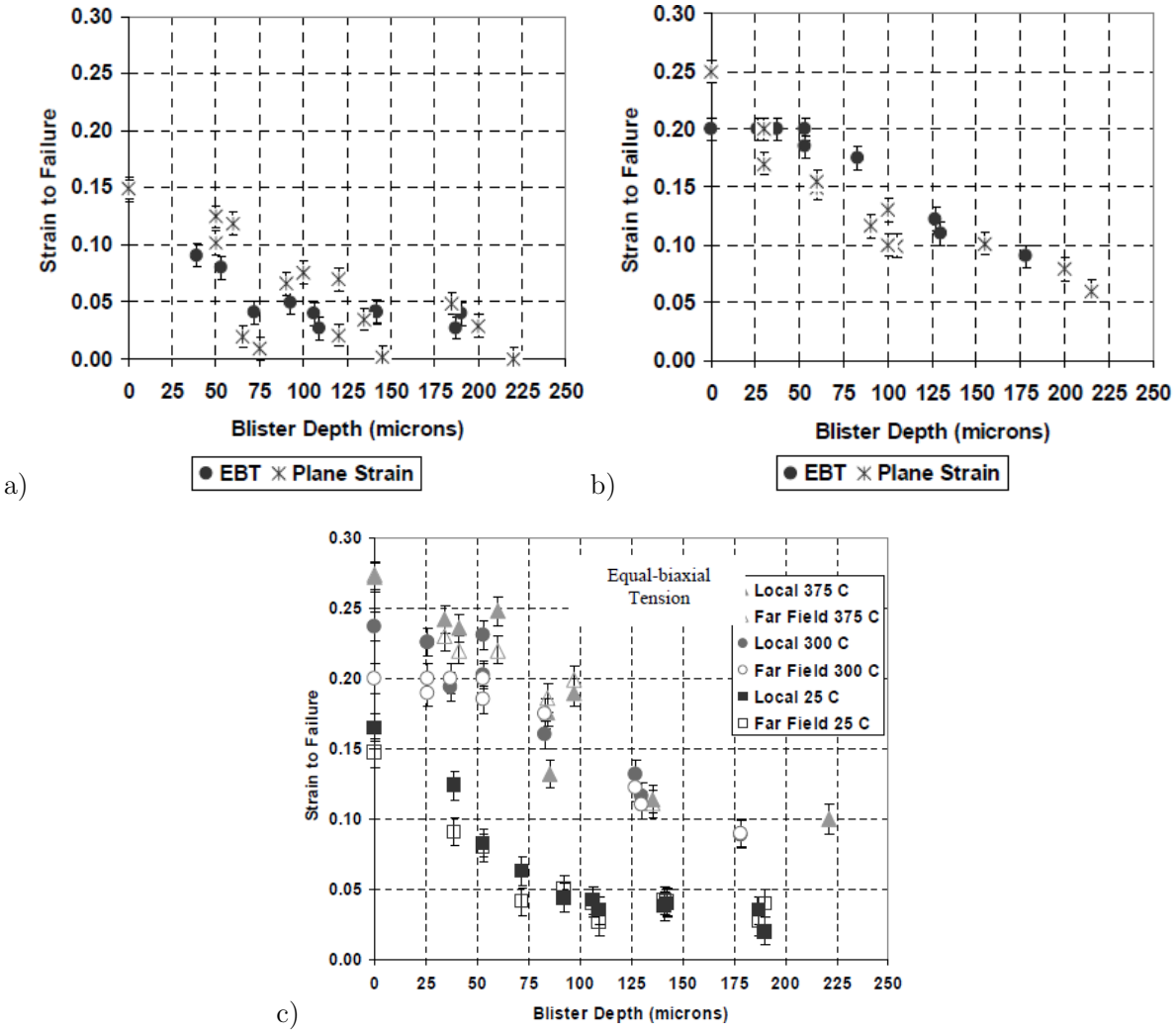


Figure 66 : Déformation à rupture en fonction de la profondeur du blister (diamètre 3mm) à a) 25°C b) 300°C et c) 25, 300 et 375°C en conditions de déformation plane et déformation équibiaxée sur des plaques de Zy-4 (Glendening et al. 2005)

1.5.1.3. Discussions sur les critères en déformation

La valeur de déformation à rupture dépend d'une part de la manière dont elle est définie, et d'autre part des conditions dans lesquelles l'essai a été réalisé. Il a été observé au travers de ces études qu'il existe plusieurs façons de définir une déformation à rupture. Elle peut être locale ou globale, basée sur des déplacements d'indentations de microdureté, une variation d'épaisseur, une variation de diamètre, ou autre.

Afin de déterminer un critère de rupture applicable au RIA, il est donc nécessaire de choisir un essai représentatif en termes de géométrie, de biaxialité des contraintes, de température, de vitesse de déformation, de mode de rupture, de défauts d'hydruration. Une estimation des déformations à rupture en fonction de la profondeur de défaut est certes pertinente, à condition de bien définir ce que représente la déformation à rupture, puisqu'elle permet d'obtenir facilement des tendances globales pour caractériser la fragilisation du gainage par un défaut d'hydruration.

Dans l'objectif de déterminer un critère de rupture applicable à la gaine soumise à un essai intégral de type RIA, il est préférable de choisir un critère en déformation globale plutôt qu'un critère en déformation locale. En effet, il est beaucoup plus facile de mesurer des déformations diamétrales que des déformations locales après un essai intégral. De plus, mesurer des déformations locales en paroi externe de gaine nécessite la mise en place préalable de marqueurs de déformation, tels des micro-indentations ou des micro-grilles, ce qui nécessite également d'être capable de prédire le lieu de la rupture.

D'après les études présentées dans les sections 1.5.1.1 et 1.5.1.2, il apparait que les déformations diamétrales à rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu varient selon plusieurs paramètres en fonction de la température et de la profondeur de défaut. Les ordres de grandeur ainsi que les paramètres influant sur ces valeurs de déformation sont présentées, de façon non exhaustive, dans le Tableau 7.

	Sans défaut	Défaut < 100 µm	Défaut > 100 µm
25°C	$\alpha = 0$: $\Delta D/D_0 = 40$ - 60 % $\alpha > 0{,}5$: $\Delta D/D_0 = 5 - 30$ % (Biaxialité des contraintes, Mode de chargement, Teneur en Hydrogène)	$\Delta D/D_0 = 2 - 18$ % (Biaxialité des contraintes, Profondeur de défaut, Teneur en Hydrogène)	$\Delta D/D_0 < 2$ % (Profondeur de défaut)
350°C	$\alpha = 0$: $\Delta D/D_0 > 65$ % $\alpha > 0{,}5$: $\Delta D/D_0 = 10 - 30$ % (Biaxialité des contraintes, Mode de chargement)	$\Delta D/D_0 = 18 - 70$ % (Biaxialité des contraintes, Profondeur de défaut,)	$\Delta D/D_0 < 10$ % (Profondeur de défaut, Type de défaut)

Tableau 7 : Ordres de grandeur des déformations diamétrales à rupture des gaines de Zy-4 détendu en fonction de la température et de la profondeur de défaut, et paramètres influant sur ces valeurs

1.5.2. Critères en densité d'énergie de déformation

1.5.2.1. Densité d'énergie de déformation

La « strain energy density » (SED) ou « densité d'énergie de déformation » (DED), basée sur les travaux de (Rashid et al. 2000), est définie à partir de la réponse macroscopique d'un essai mécanique par l'aire sous la courbe contrainte-déformation, comme illustré sur la Figure 67. Elle représente l'énergie que peut emmagasiner le matériau avant de rompre, et est valable uniquement pour un matériau soumis à un chargement monotone.

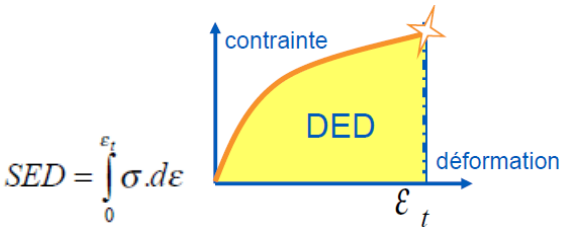


Figure 67 : SED ou DED (Parrot 2012)

Pour développer un critère en DED, il est nécessaire de choisir une base expérimentale d'essais mécaniques pertinente, et de calculer pour chaque essai une valeur de « critical strain energy density » (CSED), afin de déterminer un domaine de non-rupture. Les essais mécaniques sélectionnés pour définir un critère en CSED doivent avoir été réalisés en conditions représentatives d'un accident de type RIA, en termes d'hydruration, d'irradiation, de température, de biaxialité des contraintes, de vitesse de déformation, de mode de rupture. Ainsi, les essais de traction axiale ne sont pas pris en compte dans la définition d'un critère en CSED pour le RIA puisque le mode de rupture n'est pas celui observé en RIA. Les essais ayant été réalisés à une température inférieure à 280°C et les essais dont la couche d'oxyde s'est desquamée n'ont pas été retenus non plus.

Lorsque la courbe contrainte-déformation n'est pas disponible, il est possible de calculer la DED à partir de la loi de comportement et de la déformation à rupture, en la décomposant en une partie élastique et une partie plastique.

1.5.2.2. Facteurs de correction

Afin de transposer les valeurs de déformation à rupture des essais de pression interne et des essais de traction circonférentielle aux essais présentant un taux de biaxialité des contraintes plus représentatif du chargement RIA (Figure 68), des facteurs de correction sont appliqués aux valeurs de déformation à rupture.

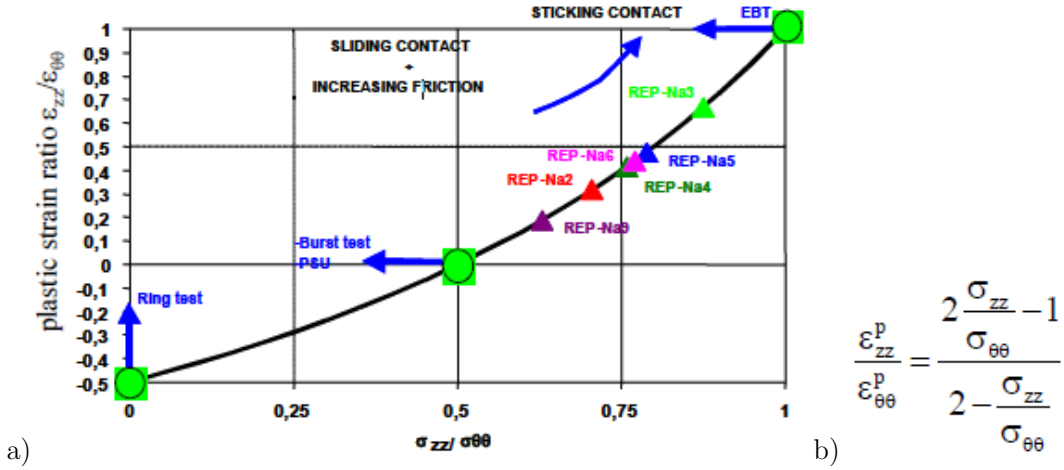


Figure 68 : a) Rapports de biaxialité des contraintes des essais paramétriques (traction sur anneau, essai d'éclatement, traction sur anneau en déformation plane, traction équibiaxée) et des essais intégraux CABRI REP-Na calculés avec le code SCANAIR, b) Relation entre rapport de biaxialité des déformations et rapport de biaxialité des contraintes (Cazalis et al. 2005)

Ces facteurs de correction ont été identifiés sur la base des travaux de (Yunchang and Koss 1985) qui ont réalisé des essais de traction uniaxiale, de déformation plane et équibiaxée sur des plaques de Zircaloy-2 hydruré de 21 à 615 wppm (Figure 69).

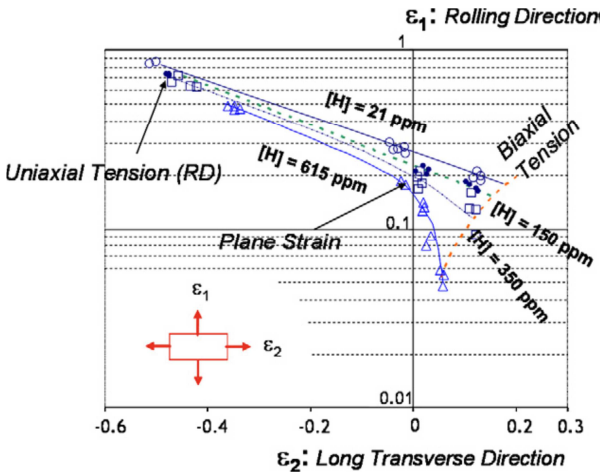


Figure 69 : Diagramme de rupture de feuillards de Zircaloy-2 hydruré en fonction de l'état de contraintes du matériau à 25°C (Yunchang and Koss 1985)

Ainsi pour un essai mécanique effectué pour une certaine biaxialité des contraintes, on multiplie la valeur de la déformation à rupture par le facteur de correction correspondant à ce type d'essai, en fonction de la teneur en hydrogène, ceci afin d'extrapoler la valeur de déformation à rupture correspondant à une situation équibiaxée (Équation 2) :

Hoop tensile → equibiaxial :

$$f_H = 0.568*exp(-0.0011*[H]) \quad (1)$$

Pressure burst → equibiaxial :

$$f_H = 0.889*exp(-0.001*[H]) \quad (2)$$

where [H] is the mean hydrogen content, in ppm.

uniaxial tension⇒equibiaxial tension:

$$f_{\text{loading}} = \frac{\bar{\varepsilon}_f|_{\text{eqb}}}{\bar{\varepsilon}_f|_{\text{ut}}} = 0.602\exp(-0.0007H)$$

plane strain⇒equibiaxial tension:

$$f_{\text{loading}} = \frac{\bar{\varepsilon}_f|_{\text{eqb}}}{\bar{\varepsilon}_f|_{\text{ps}}} = 1.03\exp(-0.0006H)$$

Équation 2 : Facteurs de correction de déformation à rupture pour prendre en compte le niveau de biaxialité des contraintes et la teneur en hydrogène (Bernaudat and Pupier 2005) et (Leclercq et al. 2008)

La SED est ensuite calculée pour chaque essai de la base identifiée, et on peut séparer la SED en une composante élastique et en une composante plastique (Équation 3) :

$$SED = SED_e + SED_p = \int_0^{\varepsilon_e} E\varepsilon d\varepsilon + \int_{\varepsilon_e}^{\varepsilon_t} K.\varepsilon^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0}\right)^m d\varepsilon$$

Équation 3: Définition de la SED (Bernaudat et al. 2009)

D'autres facteurs de correction sont appliqués à la composante plastique de la SED calculée afin de transposer la vitesse de déformation à une vitesse représentative du RIA (Équation 4).

$$SED_p^{RIA} = V^m.SED_p$$

$$\text{where } V = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}^{RIA}} \text{ and } \dot{\varepsilon}^{RIA} = 5s^{-1}.$$

(m : paramètre de la loi de comportement utilisée, valeur non communiquée)

Équation 4 : Facteur de correction pour prendre en compte la vitesse de déformation RIA (Bernaudat et al. 2009)

1.5.2.3. Valeurs de CSED

Les résultats de CSED calculés sur des essais analytiques sont donnés en fonction de l'épaisseur de la couche d'oxyde de l'échantillon (Figure 70). Une corrélation entre épaisseur d'oxyde et taux de combustion moyen (Figure 71) permet de comparer le critère en CSED aux essais intégraux de la base CABRI REP-Na (Figure 72).

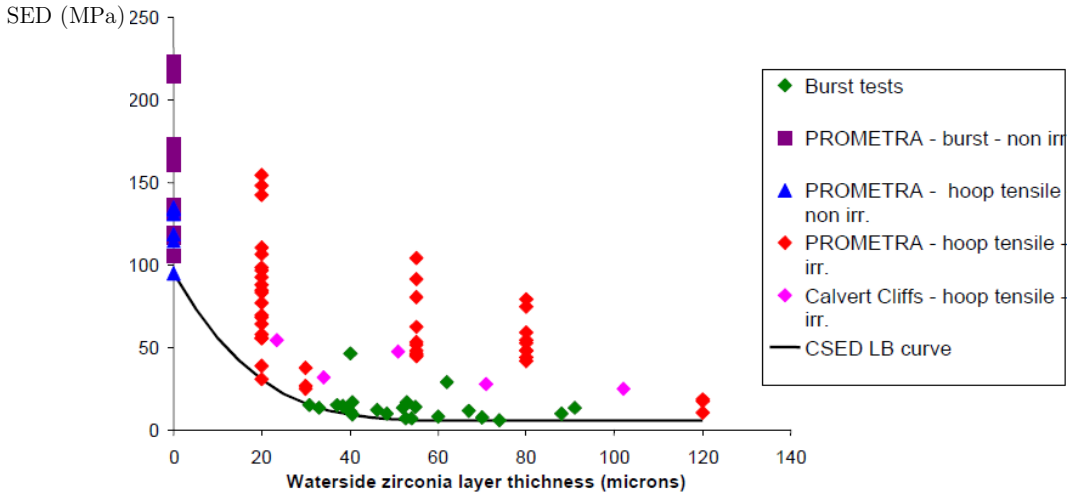


Figure 70 : CSED en fonction de l'épaisseur de zircone pour des essais sur Zy-4 détendu (Leclercq et al. 2008)

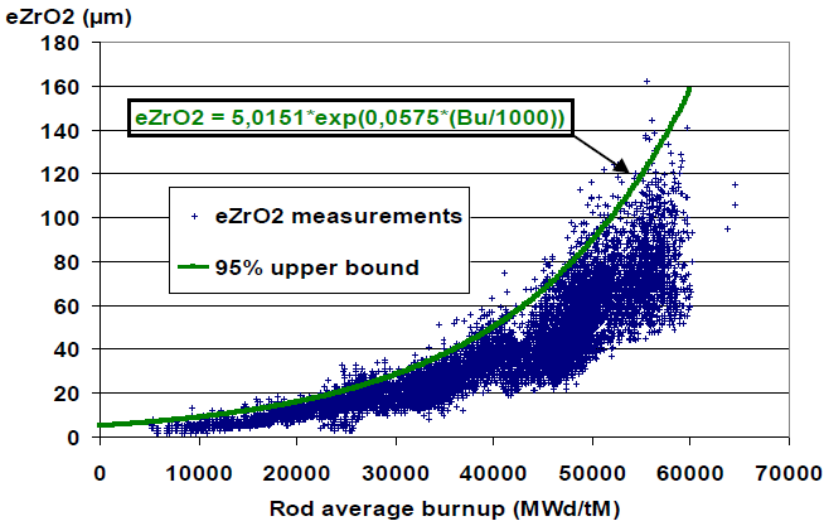
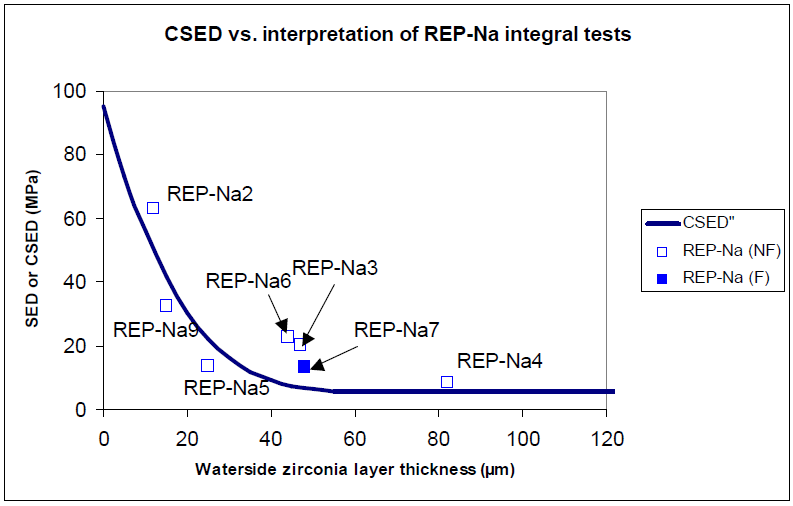
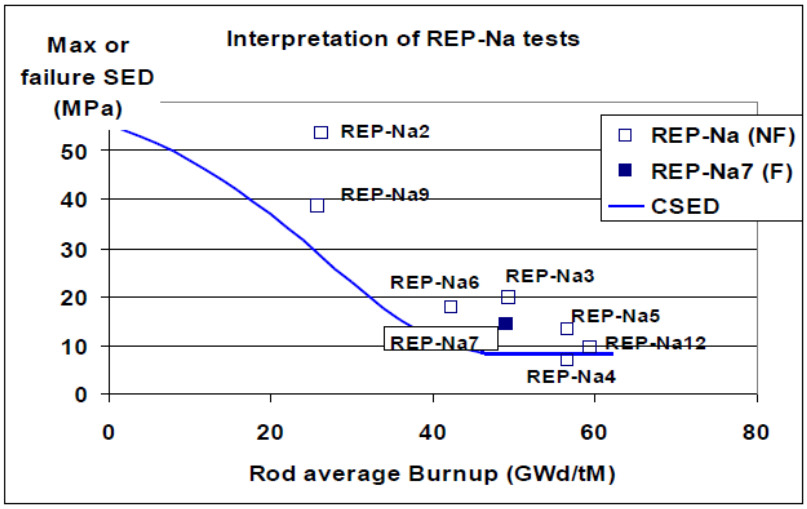


Figure 71 : Corrélation entre épaisseur de zircone et taux de combustion moyen (Bernaudat et al. 2009)



a)



b)

Figure 72 : SED ou CSED en fonction
a) de l'épaisseur de la couche de zircone
b) du taux de combustion moyen du crayon pour les essais CABRI avec gaines en Zy-4
(F : Failed - rompu ; NF : Non Failed - non rompu)
(Bernaudat and Pupier 2005) (Bernaudat et al. 2009)

Grâce au code de calculs d'irradiation CYRANO3 et au code de calcul de transitoire SCANAIR, la courbe de CSED peut finalement être transposée en termes de « critical energy deposition » (ΔHc) ou énergie/enthalpie critique déposée dans la pastille en fonction du taux de combustion moyen, pour plusieurs puissances de cœur initiales (Figure 73). Puisque les crayons dont le taux de combustion est inférieur à 30 GWj/tU correspondent à de hautes valeurs de CSED, les ΔHc ont été calculés pour les taux de combustion de 30 à 69 GWj/tU uniquement. L'évolution de ΔHc entre 0 et 30 GWj/tU correspond simplement à la valeur de ΔHc à 30 GWj/tU.

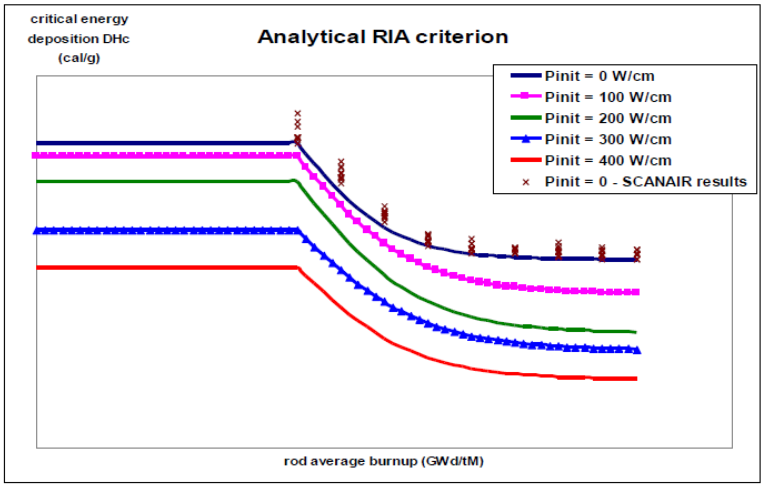


Figure 73 : Critère analytique RIA exprimé en énergie déposée critique par unité de masse en fonction du burnup moyen et de la puissance linéique initiale (Bernaudat et al. 2009)

1.5.2.4. Discussions sur les critères en CSED

Ces critères reposent sur le principe que l'énergie absorbée par le gainage lors d'un chargement thermomécanique doit atteindre une valeur d'énergie critique pour que le matériau rompe. Tout comme les critères en déformation, les critères en CSED dépendent de la représentativité de la base des essais mécaniques sélectionnés pour les définir, vis-à-vis du chargement thermomécanique et du mode de rupture observable en RIA.

D'après (Motta 2004), la DED n'améliore pas la description physique du phénomène par rapport à un critère de rupture en déformation, puisqu'elle dépend toujours de l'état de contrainte du matériau. La DED ne considère pas le mécanisme de rupture, tous les types de rupture (mode I ou mode mixte I / II) sont traités de la même manière, les déformations à rupture peuvent être sous-estimées si les modes de rupture les plus pénalisants ne sont pas pris en compte. De plus, les facteurs de correction appliqués à la déformation à rupture pour rendre compte de la biaxialité des contraintes, basés sur les travaux de (Yunchang and Koss 1985), ont été obtenus sur des plaques de Zircaloy-2 à 25°C, ce qui est discutable vis-à-vis de leur extrapolation à la géométrie tubulaire.

La DED ne prend pas en compte explicitement les défauts d'hydruration, puisqu'aucune taille de défaut n'est considérée dans la formulation. Ces défauts tendent à localiser la déformation et ainsi à diminuer la déformation macroscopique à rupture, alors que les déformations locales peuvent être élevées. D'après (Jernkvist 2003), la taille de défaut est un paramètre critique permettant de prévoir la rupture d'un matériau, et la DED ne prend pas en compte les effets de biaxialité des contraintes au voisinage d'un défaut.

La Figure 74, issue des travaux de (Rashid et al. 2000) présente des valeurs de SED en fonction d'un ratio couche d'oxyde / épaisseur du gainage pour différents essais intégraux CABRI, ainsi que les courbes CSED pour éprouvettes desquamées et non-desquamées. Les symboles ouverts correspondent aux essais qui n'ont pas menés à la rupture du crayon, contrairement aux symboles pleins. On constate que le critère en CSED des éprouvettes non desquamées n'est pas valable pour les éprouvettes desquamées.

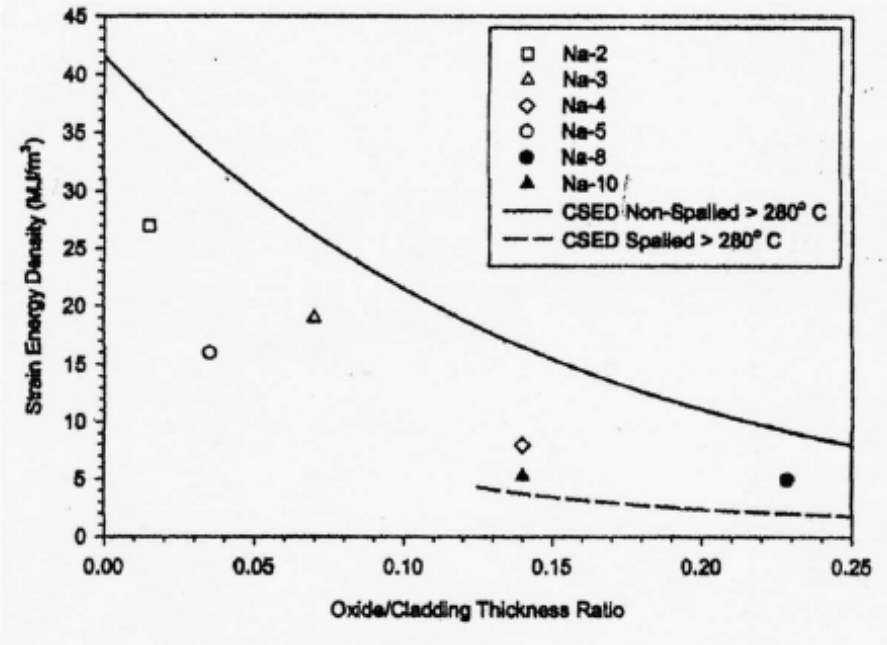


Figure 74 : SED calculée pour les essais intégraux CABRI, en fonction du rapport « épaisseur d'oxyde / épaisseur de gainage » (Rashid et al. 2000)

D'après (Motta 2004), les essais sur gaines desquamées ne sont généralement pas pris en compte dans les calculs de CSED dans le but de s'affranchir des défauts de type blister, cependant il existe d'autres types de défaut qui peuvent apparaitre sans desquamation, comme les rims d'hydrures ou les réductions d'épaisseur liées au « fretting ». A profondeur égale, les rims d'hydrures sont plus pénalisants que les blisters, d'après (Pierron et al. 2003), à température ambiante comme à 300°C.

Puisque nous souhaitons notamment nous intéresser à l'effet fragilisant des blisters d'hydrures dans les gaines de Zircaloy-4, nous ne retiendrons donc pas ce type de critère dans notre étude.

1.5.3. Critères en mécanique de la rupture

Les études en mécanique de la rupture visent généralement à déterminer un critère de rupture ou de propagation de fissure en ténacité (K_{Ic}). Le critère de rupture repose sur l'hypothèse que la rupture se produit lorsque le facteur d'intensité des contraintes (représentant le chargement mécanique de la fissure) atteint une valeur critique K_{Ic} supposée être une caractéristique du matériau. La ténacité dépend principalement de la géométrie de la structure, de la température, des paramètres du matériau comme la teneur en hydrogène, la fraction d'hydrures radiaux, le niveau d'irradiation, et de la direction de fissuration dans le cas d'un matériau anisotrope.

1.5.3.1. Etudes réalisées à partir d'essais paramétriques

D'après (Lemaignan and Motta 1994), la ténacité des tubes de Zircaloy-4 non hydruré est généralement de 120-150 MPa.m$^{1/2}$ entre 25°C et 300°C. Plusieurs études paramétriques montrent, qu'à température ambiante, la ténacité des alliages de zirconium hydruré diminue avec la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux ((Fearnehough and Cowan 1967), (Walker 1972), (Walker and Kass 1974), (Simpson and Cann 1979), (Honda 1984), (Davies and Stearns 1986), (Barsell 1987), (Simpson and Chow 1987), (Wallace 1987), (Coleman et al. 1989), (Huang 1993), (Huang and Mills 1993), (Kreyns et al. 1996), (Grigoriev et al. 1996), (Dubey et al. 1999), (Bertolino et al. 2003a), (Bertolino et al. 2003b), (Grigoriev and Jakobson 2005), (Bertolino et al. 2006), (Chu et al. 2007), (Hsu and Tsay 2011), (Billone et al. 2012), (Raynaud 2012), (Singh et al. 2013), (Desquines et al. 2014), (Kim et al. 2014a), (Hsu et al. 2014), (Bind et al. 2015), (Tung et al. 2016)).

A température ambiante, les hydrures radiaux sont beaucoup plus pénalisants que les hydrures circonférentiels pour la ténacité du matériau, à teneur en hydrogène identique. En revanche, il a été observé que les hydrures étaient beaucoup moins nocifs pour le matériau à plus haute température.

Le Tableau 8 présente une synthèse non exhaustive des études traitant de l'influence de la teneur en hydrogène et de l'orientation des hydrures sur la ténacité des alliages de zirconium. On constate que la plupart de ces études portent sur des tôles en alliage de zirconium, et s'intéressent à la fissuration du matériau dans la direction axiale, tandis que peu d'auteurs se sont intéressés à la ténacité dans la direction radiale des tubes de Zircaloy-4 détendu.

Auteur	Matériau	Géométrie	Essai mécanique	Direction	T^{ure} (°C)
(Fearnehough and Cowan 1967)	Zy-2	Tôle	Eprouvette Charpy en flexion	axiale	50-150
(Walker 1972) (Walker and Kass 1974)	Zy-4 irradié	Tôle	?	?	20 - 315
(Simpson and Cann 1979)	Zr-2,5%Nb	Tube épais	Compact Tension	axiale	20-300
(Honda 1984)	Zr-2,5%Nb	Tube épais	Pression interne et Flexion	Axiale et radiale	20-300
(Davies and Stearns 1986)	Zy-2	Tube épais	Compact Tension	axiale	260
(Barsell 1987)	Zy-2 irradié	Tube épais	?	Axiale et circonf.	25-315
(Simpson and Chow 1987)	Zy-2 Zr-2,5%Nb	Tube épais	Compact Tension	axiale	260
(Wallace et al. 1989)	Zr-2,5%Nb	Tube épais	Compact Tension	axiale	240
(Coleman et al. 1989)	Zy-2 irradié	Tube épais	Compact Tension	axiale	20-280
(Huang 1993) (Huang and Mills 1993)	Zy-2 irradié	Tube épais	Compact Tension	axiale	20-260
(Kreyns et al. 1996)	Zy-4 β-traité Zy-2 irradié	Tôle	?	?	20-280
(Grigoriev et al. 1996)	Zy-2	Gaine	« Pin Loading Tension test »	axiale	20-300
(Dubey et al. 1999)	Zy-2	Tube épais	Compact Tension	axiale	20-275
(Bertolino et al. 2003a)	Zy-4 RX	Tôle	Flexion 3 points	axiale et transverse	20
(Bertolino et al. 2003b)	Zy-4 RX	Tôle	Compact Tension	axiale	20-200
(Grigoriev and Jakobson 2005)	Zy-4 DT	Gaine	« Pin Loading Tension test »	axiale	20-300
(Bertolino et al. 2006)	Zy-4 RX	Tôle	Compact Tension	axiale	20-200
(Chu et al. 2007)	Zy-4 DT	Gaine	Tractions axiale et circonférentielle	circonf. et radiale	20
(Hsu and Tsay 2011)	Zy-4 RX	Gaine	« X-specimen »	axiale	20-300
(Billone et al. 2012)	Zy-4 DT Zirlo	Gaine	Compression d'anneau	radiale	20-185
(Raynaud et al. 2012)	Zy-4 DT	Tôle	Flexion 4 points	radiale	20-375
(Singh et al. 2013)	Zr-2,5%Nb	Tube épais	Curved Compact Tension	axiale	20-300
(Desquines et al. 2014)	Zy-4 DT	Gaine	Compression sur anneaux en « C »	radiale	20
(Kim et al. 2014a)	Zy-4 DT	Gaine	Compression d'anneau	radiale	20-300
(Hsu et al. 2014)	Zy-4 RX	Gaine	« X-specimen »	axiale	20-300
(Bind et al. 2015)	Zr-2,5%Nb	Tube épais	Curved Compact Tension	axiale	20-300

Tableau 8 : Synthèse non exhaustive des études traitant de l'influence de la teneur en hydrogène et de l'orientation des hydrures sur la ténacité des alliages de zirconium (DT : détendu ; RX : recristallisé)

Une analyse élasto-plastique en mécanique de la rupture a été réalisée par (Raynaud 2012) pour interpréter des essais de flexions 4 points effectués sur des plaques de Zircaloy-4 détendu contenant des blisters d'hydrures linéaires (Figure 75 a). Cette analyse a été menée par la méthode des éléments finis avec le code CAST3M, pour obtenir des courbes d'intégrale-J en fonction de l'ouverture de la fissure (courbes J-R). La microstructure sous le blister étant caractérisée par un gradient d'hydrogène et d'orientation des hydrures dans l'épaisseur, la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux sont les plus élevées en périphérie du blister (Figure 75 b).

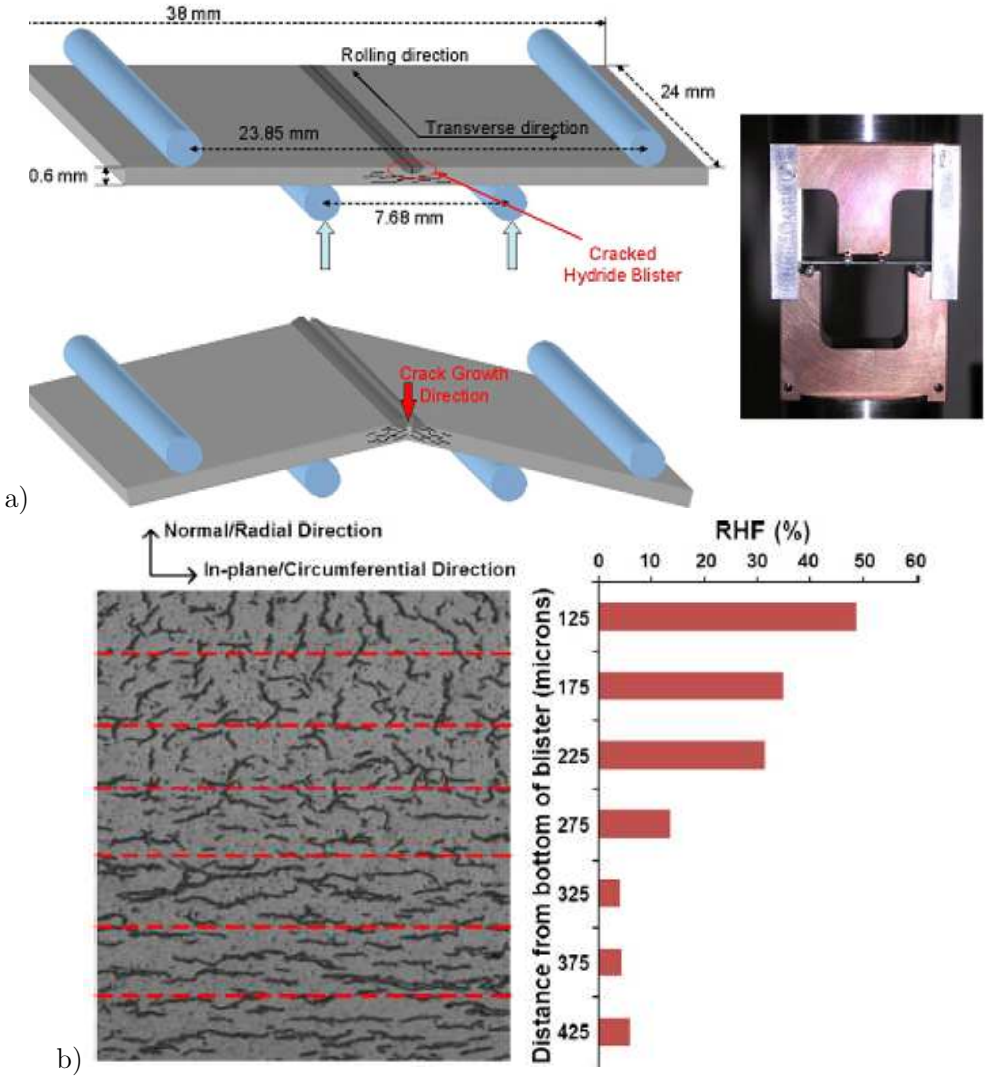


Figure 75 : a) Dispositif de flexion 4 points sur des plaques de Zy-4 contenant des blisters linéaires b) Distribution de la fraction d'hydrures radiaux sous un blister d'hydrures (Raynaud 2012)

La Figure 76 montre que la ténacité du matériau à 25°C peut diminuer de 50 à 10 MPa.m$^{1/2}$ quand on augmente la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux.

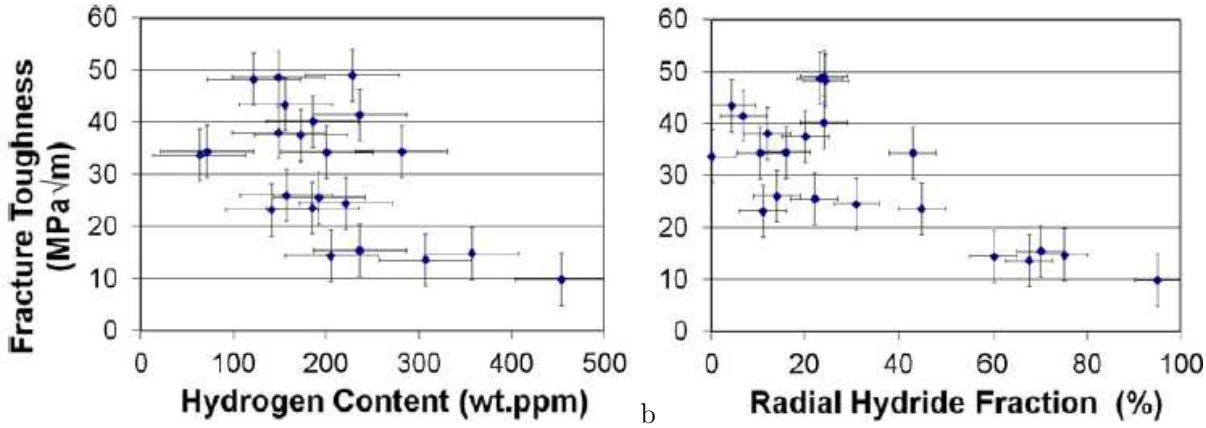


Figure 76 : Facteur d'intensité des contraintes en fonction de la teneur en hydrogène et de la fraction d'hydrures radiaux à 25°C, à partir d'essais de flexion 4 points sur des tôles de Zircaloy-4 détendu (Raynaud 2012)

A 300 et 375°C (Figure 77), l'auteur obtient des valeurs de ténacité de 50-55 MPa.m$^{1/2}$, indépendamment de la teneur en hydrogène jusqu'à 250 et 350 wppm respectivement.

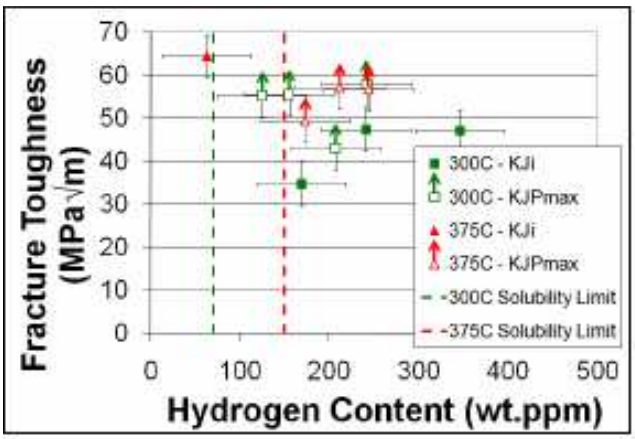


Figure 77 : Facteur d'intensité des contraintes en fonction de la teneur en hydrogène à 300 et 375°C, à partir d'essais de flexion 4 points sur des tôles de Zircaloy-4 détendu (Raynaud 2012)

D'une façon analogue aux études de (Kuroda et al. 2001), (Yamanaka et al. 2002), (Pierron et al. 2003), l'étude de (Desquines et al. 2005a) fait intervenir une approche élasto-plastique en mécanique de la rupture pour déterminer l'évolution de la déformation circonférentielle à rupture à 350°C d'une gaine de Zircaloy-4 en fonction de la profondeur d'un défaut d'hydruration de type blister ou rim. Cette étude est basée sur des calculs éléments finis 2D d'intégrales J effectués sur une gaine fissurée (Figure 78) et sur des essais mécaniques de traction circonférentielle sur anneaux issus du programme PROMETRA.

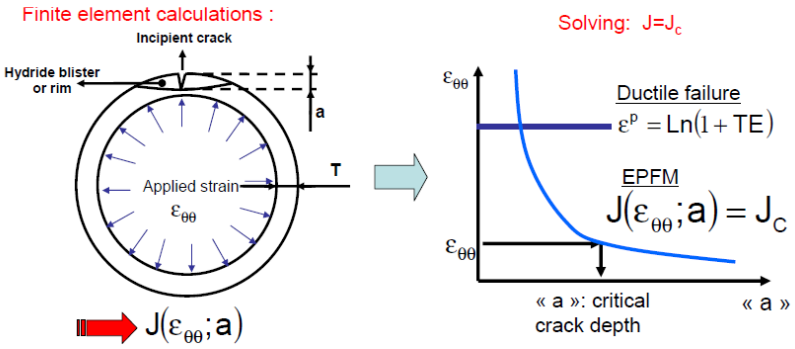


Figure 78 : Démarche EPFM (Desquines et al. 2009)

Les prédictions de déformation à rupture en fonction de la profondeur de défaut sont effectuées à partir d'une ténacité de 60 et 90 MPa.m$^{1/2}$. L'inconvénient principal de ce critère en déformation plastique à rupture est qu'il nécessite de connaitre la ténacité du matériau, et que la déformation plastique est très faible voire nulle en présence d'un défaut couvrant 30% de l'épaisseur de la gaine (Figure 79).

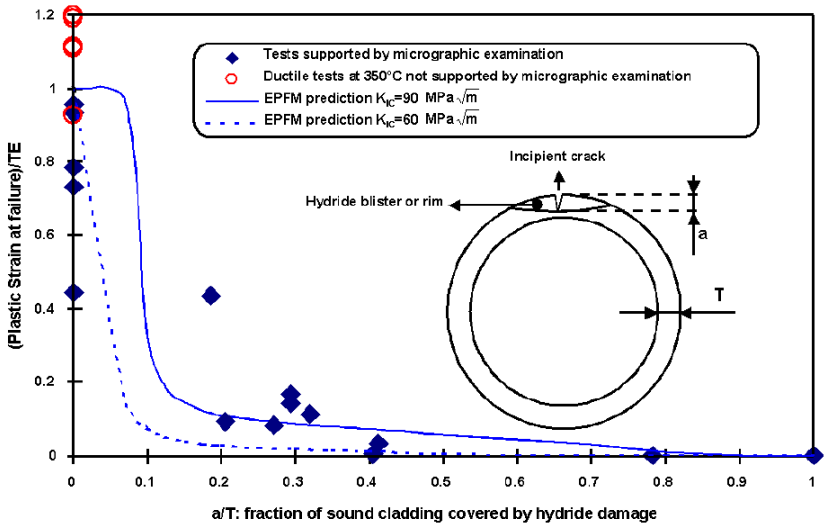


Figure 79 : (Déformation plastique à rupture / Déformation totale) en fonction de la profondeur de défaut d'hydrures (Desquines et al. 2005a)

1.5.3.2. Etudes réalisées à partir des essais intégraux

Des simulations ont été effectuées par (Georgenthum et al. 2008) avec le code SCANAIR afin d'interpréter certains essais intégraux NSRR et CABRI ayant présenté des ruptures au niveau de défauts d'hydruration. Le module de rupture fragile « CLARIS », développé par (Desquines and Fleurot 2005) et (Georgenthum et al. 2008), est un module de post-traitement de SCANAIR visant à déterminer si un défaut initial d'une certaine profondeur se propage dans le gainage pour un chargement thermomécanique donné.

Le module permet de déterminer l'intégrale-J critique et une profondeur de défaut critique, c'est-à-dire le plus petit défaut qui se propagerait à un certain niveau d'énergie, grâce à des calculs d'intégrale-J effectués par éléments finis (Figure 80) et grâce à des extrapolations de la ténacité du matériau en fonction de la température et de la teneur en hydrogène (Figure 81).

Ainsi, l'auteur détermine, pour chaque essai intégral, la taille de fissure critique minimum à partir de laquelle la rupture du gainage est censée avoir lieu, et la compare ensuite aux profondeurs de fissures mesurées expérimentalement dans les analyses post-portem des crayons ayant rompu ou non.

L'auteur conclut qu'une des difficultés est de déterminer expérimentalement la profondeur de la zone fragile dans le gainage puisqu'elle dépend de la température. En effet, cette zone fragile est plus profonde à température ambiante qu'en conditions REP en raison de la diminution de la nocivité des hydrures avec la température. Ainsi, pour les essais intégraux effectués à température initiale ambiante, il est nécessaire de prendre en compte la zone fortement chargée en hydrogène, située sous le rim ou le blister, dans la profondeur totale de la zone fragile (Figure 82).

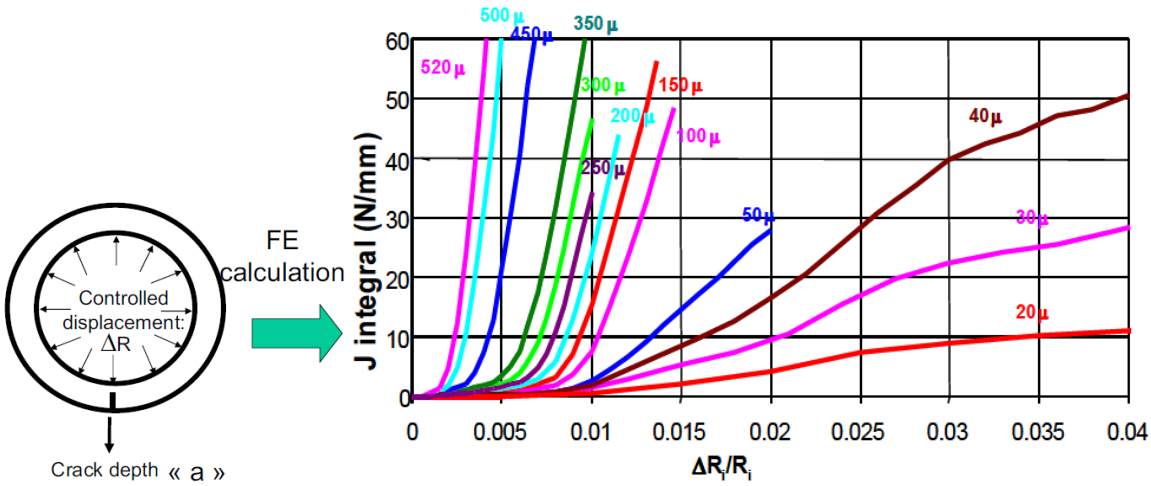


Figure 80 : Intégrales-J en fonction de la déformation diamétrale et de la profondeur de fissure, obtenues par des simulations par éléments finis (Desquines and Fleurot 2005)

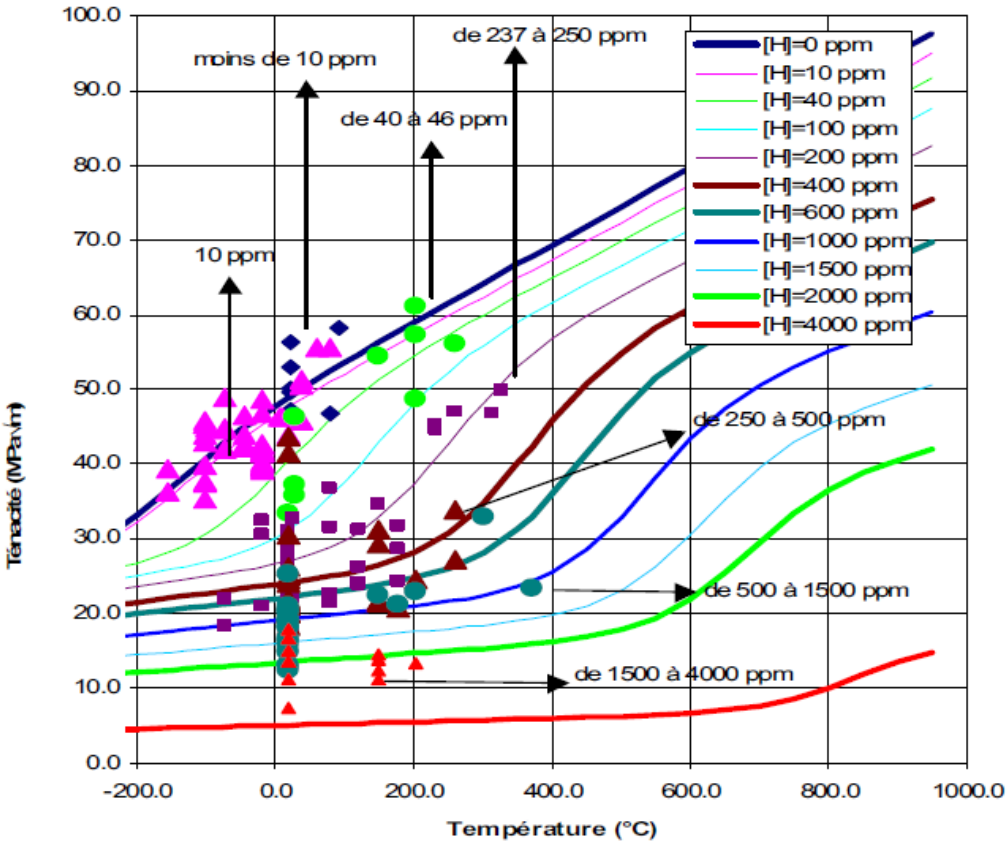


Figure 81 : Ténacité du Zircaloy-4 en fonction de la température et de la teneur en hydrogène, obtenue à partir d'une étude bibliographique (Desquines and Fleurot 2005)

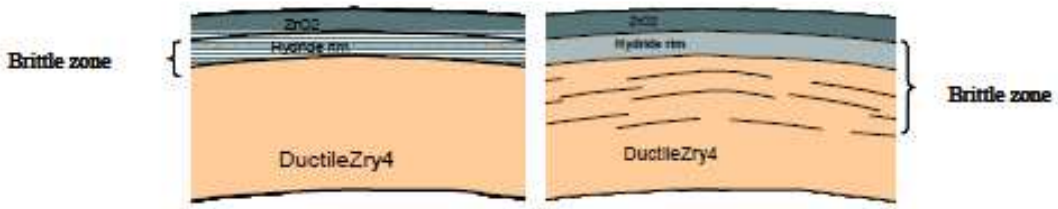


Figure 82 : Zone fragile en périphérie externe de gaine (Georgenthum et al. 2008)

(Sartoris et al. 2010) présente une approche complète permettant de définir un critère de rupture en RIA. Des calculs sont effectués avec le code d'irradiation FRAPCON (Lanning et al. 2005) pour déterminer les paramètres caractérisant l'état initial du gainage avant le RIA. Le code de calcul de transitoire thermomécanique SCANAIR (Federici et al. 2001) est ensuite utilisé pour évaluer les niveaux de déformation et de température du combustible et du gainage selon l'état initial et pour un certain pulse donné. Enfin, le module de rupture fragile CLARIS permet de déterminer la profondeur de défaut critique en fonction des données d'entrée. Un schéma explicatif de l'approche complète est présenté en Figure 83.

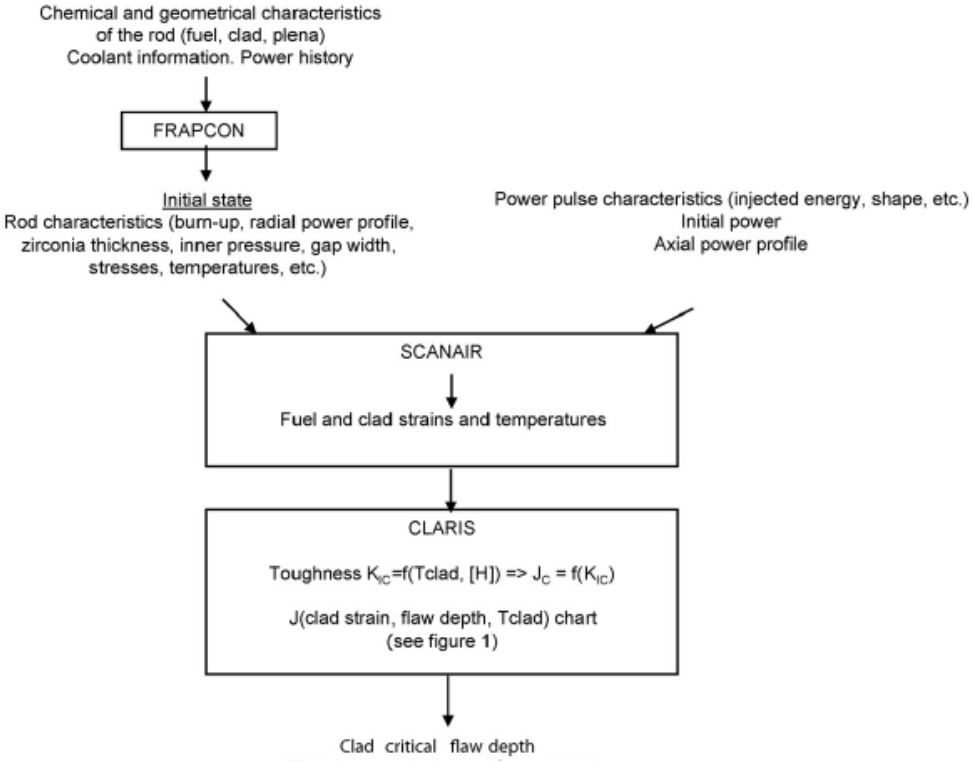


Figure 83 : Méthode de détermination d'une profondeur de défaut critique (Sartoris et al. 2010)

L'étude de (Tomiyasu et al. 2007) porte sur l'interprétation des essais NSRR. Il montre que l'épaisseur du rim d'hydrures est le facteur prépondérant de la fragilisation des gaines à fort taux de combustion. L'enthalpie à rupture d'essais intégraux sur gaines non irradiées diminue avec l'épaisseur du rim d'hydrures, dans lesquelles des fissures sont facilement amorcées (Figure 84).

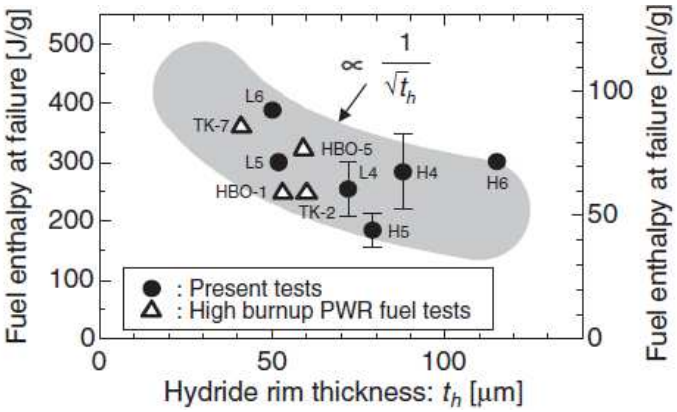


Figure 84 : Enthalpie à rupture en fonction de l'épaisseur du rim d'hydrures lors des essais NSRR sur des gaines non irradiées et des gaines irradiées contenant un rim (Tomiyasu et al. 2007)

L'auteur relie l'enthalpie à rupture au facteur d'intensité des contraintes d'une fissure de même épaisseur que le rim, et évalue ainsi le facteur d'intensité des contraintes pour différents essais intégraux (Figure 85).

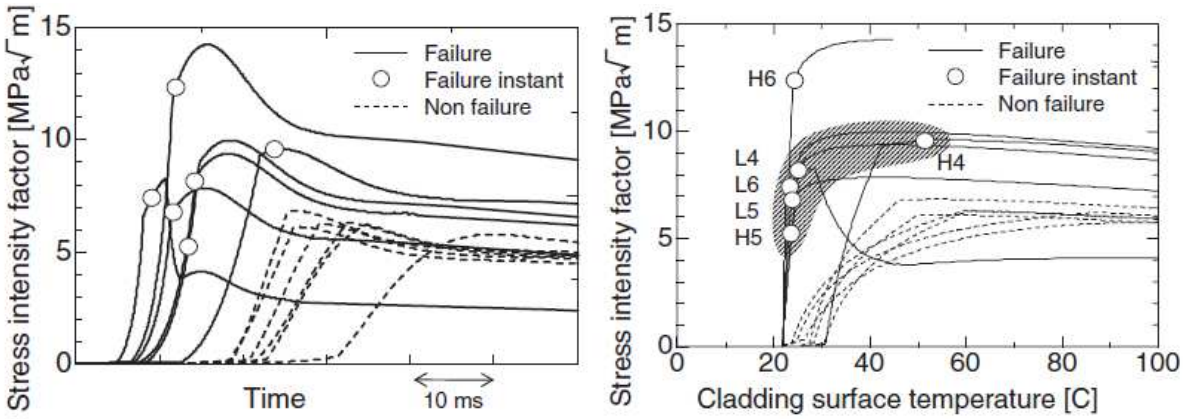


Figure 85 : Facteurs d'intensité des contraintes calculées avec le code RANNS pour les essais NSRR rompus (Tomiyasu et al. 2007)

(Udagawa et al. 2009) propose d'utiliser comme profondeur de fissure l'épaisseur du rim avec un certain critère de proximité entre amas d'hydrures (Figure 86). Cette profondeur de fissure est ensuite utilisée comme paramètre dans des calculs avec le code RANNS pour interpréter les résultats d'essais NSRR et évaluer le facteur d'intensité des contraintes en pointe de fissure.

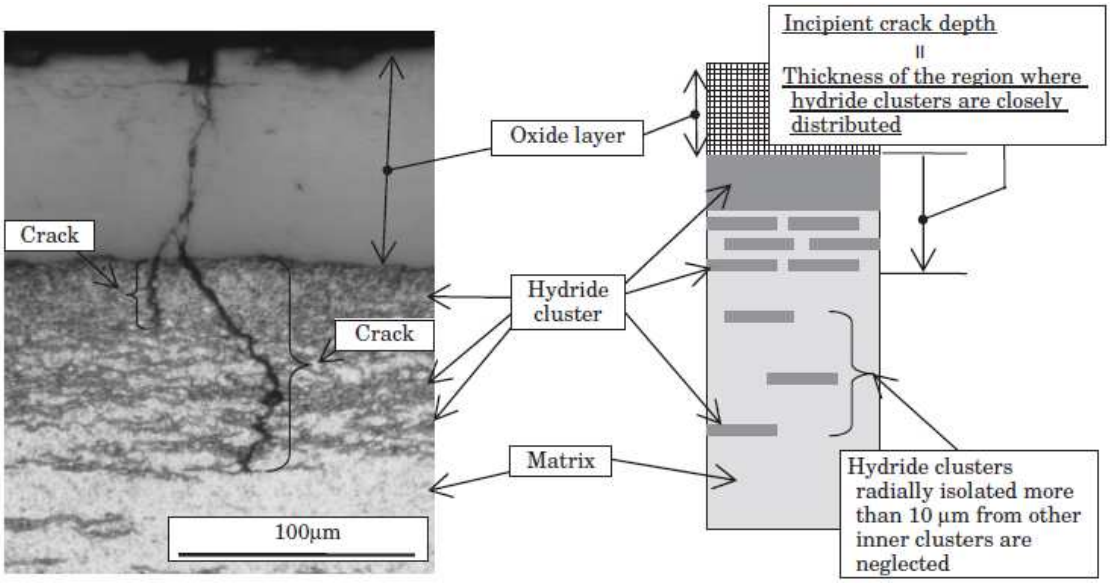


Figure 86 : Métallographie et représentation schématique de la profondeur de fissure (Udagawa et al. 2009)

Les résultats de ténacité en fonction du taux de combustion et de la déformation plastique circonférentielle en fonction de la profondeur de défaut sont présentés sur la Figure 87. D'après les auteurs, il convient de séparer les essais qui ont rompu dans la phase élastique des essais qui ont rompu dans la phase plastique. Un critère en facteur d'intensité des contraintes est valable pour les essais qui rompent en phase élastique, la ténacité a été évaluée à 17 MPa.m$^{1/2}$. D'après l'auteur, un critère en déformation circonférentielle à rupture semble être un meilleur critère de rupture pour les essais qui ont rompu en phase plastique, mais un paramètre tel l'intégrale-J, pouvant prendre en compte la profondeur de fissure et les effets de la déformation plastique serait un meilleur indicateur de la rupture pour ces essais.

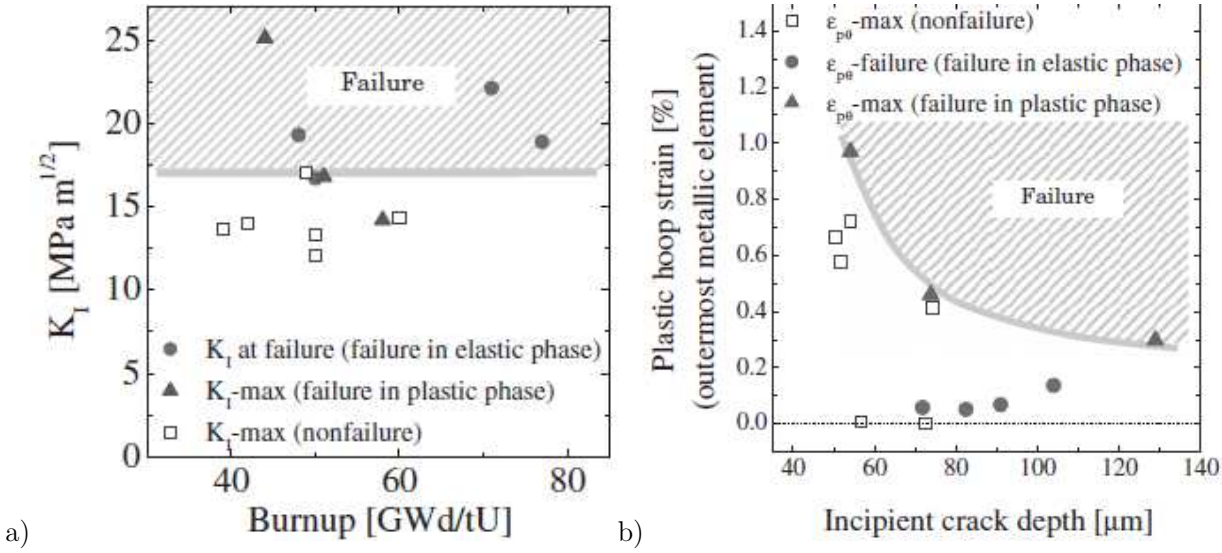


Figure 87 : a) Facteur d'intensité des contraintes en fonction du burnup
b) Déformation plastique circonférentielle en fonction de la profondeur de fissure (Udagawa et al. 2009)

1.5.3.3. Discussions sur les critères en mécanique de la rupture

Il a été observé que la première phase de la rupture des gainages présentant un défaut d'hydruration était la fissuration fragile du rim ou du blister (voir section 1.4.4.1). La mécanique de la rupture permet de considérer des fissures préexistantes en calculant les facteurs d'intensité des contraintes associés à ces fissures, et apparait donc comme un bon candidat pour déterminer un critère de rupture des gaines contenant un défaut d'hydruration.

Les critères basés sur la mécanique de la rupture considèrent une couche externe dense en hydrures comme un défaut préexistant de profondeur équivalente, la rupture se produisant ensuite par propagation radiale d'une fissure. La difficulté peut être ici de déterminer de façon judicieuse la profondeur effective de cette zone fragile, puisqu'elle peut varier en fonction de la température, et

de la profondeur du défaut, à travers la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux sous-jacente. En effet, à température ambiante, l'orientation des hydrures et la teneur en hydrogène sous un blister ou sous un rim peuvent augmenter l'étendue de la zone fragile effective, alors qu'à plus haute température les hydrures et l'hydrogène sont beaucoup moins nocifs pour la ductilité du gainage, et cette profondeur de défaut apparait donc plus limitée.

Ce type de critères peut permettre une bonne description du mécanisme de rupture par propagation de fissure des gainages à fort taux de combustion soumis à un RIA, en présence d'un défaut d'hydruration à température ambiante. Ces approches en mécanique élasto-plastique de la rupture nécessitent toutefois de connaitre la ténacité ou l'intégrale-J critique du matériau permettant de prédire la propagation de fissures dans le matériau. La ténacité pouvant évoluer avec l'hydruration et l'irradiation au cours de la vie du gainage en réacteur, il reste difficile de déterminer une ténacité en tant que paramètre matériau. De plus, à fort taux de combustion, le matériau fortement hydruré peut présenter un gradient de propriétés dans l'épaisseur, en termes de teneur en hydrogène et de fraction d'hydrures radiaux.

A température ambiante, (Grigoriev and Jakobson 2005) indique des valeurs de ténacité pour le Zircaloy-4 détendu de 104 MPa.m$^{1/2}$ pour des teneurs en hydrogène de 400-600 wppm. A 300°C, des valeurs de 120 à 150 MPa.m$^{1/2}$ sont fournies par (Lemaignan and Motta 1994), indépendamment de la teneur en hydrogène, et une ténacité de l'ordre de 117 MPa.m$^{1/2}$ est renseignée par (Grigoriev et al. 1996) pour une teneur de 400 wppm. La section 3 du rapport de l'EPRI (Rashid et al. 2001) compile de nombreuses valeurs de ténacité pour les alliages de zirconium, à partir de données expérimentales dont certaines obtenues sur matériau irradié. Comme illustré dans le Tableau 8 de la section 1.5.3.1, la plupart des études visant à déterminer la ténacité des alliages de zirconium ont porté sur des essais de propagation de fissure de type Compact Tension sur des tubes épais ou sur des tôles, et les auteurs s'intéressaient principalement à la fissuration dans le sens axial du matériau anisotrope. Ces valeurs de ténacité ne sont donc pas directement utilisables pour décrire la fissuration radiale de la gaine. Quelques études portent néanmoins sur l'effet de l'hydruration sur la fissuration radiale de gaines à travers des essais de compression d'anneaux, mais ne fournissent pas de valeur de ténacité. En revanche, l'étude de (Raynaud 2012) décrit l'évolution de la ténacité des tôles de Zircaloy-4 en fonction de la teneur en hydrogène et de la fraction d'hydrures radiaux.

A partir de la base expérimentale constituée dans le cadre de la thèse d'Hellouin de Menibus (Hellouin de Menibus 2012), nous allons chercher à évaluer la ténacité à 25°C des gaines de Zircaloy-4 contenant un blister, notamment dans le cadre de ruptures élasto-fragiles, et ainsi déterminer un critère de rupture. Cette étude fera l'objet du Chapitre 2 de la présente thèse.

A plus haute température, la direction de propagation de la fissure initiée au niveau d'un défaut est différente, puisque la fissure tend à se propager à 45° dans l'épaisseur de la gaine. De plus, les faciès de rupture montrent de nombreuses cupules dans toute l'épaisseur de la gaine, et l'hypothèse de plasticité confinée n'est alors plus vérifiée : le rayon de la zone plastique en pointe de fissure, sous une hypothèse de déformations planes, est de l'ordre de 400 µm pour une ténacité de 100 MPa.m$^{1/2}$ (voir Équation 10 en section 2.2.4.2), ce qui représente la totalité de l'épaisseur du ligament de matrice sous un défaut de profondeur supérieure à 170 µm. Le critère en ténacité ne semble alors pas approprié pour traiter ce type de rupture à haute température.

1.5.4. Critères en endommagement – approche locale

1.5.4.1. Modèles d'endommagement et de rupture du Zircaloy-4

Les approches en endommagement ductile ne nécessitent pas de connaitre le mode de rupture, contrairement aux études en mécanique de la rupture, et permettent de déterminer des critères locaux comme la densité critique de cavités. On peut ainsi simuler une rupture selon un mode I ou mixte I/II, sans avoir à formuler d'hypothèse par rapport au mode de rupture attendu.

Un modèle d'endommagement et de rupture basé sur le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (Gurson et al. 1984), prenant en compte l'anisotropie plastique et la viscoplasticité du matériau, a été identifié par (Prat et al. 1998) et (Grange 1998; Grange et al. 2000b) à partir d'essais de traction effectués à température ambiante sur des tôles de Zircaloy-4 recristallisé hydruré de 200 à 1200 ppm massiques, en mesurant les différents niveaux d'endommagement par analyse métallographique. Ce modèle a été implémenté dans le code d'éléments finis Zébulon, dévéloppé par l'Ecole des Mines de Paris et l'ONERA. Dans le cadre de cette étude, l'auteur discute le choix d'une taille de maille de 50 x 50 µm^2 en pointe de fissure grâce à des comparaisons entre résultats expérimentaux et numériques (Figure 88), et valide le modèle en simulant un amorçage et une propagation de fissure dans une plaque percée (Figure 89).

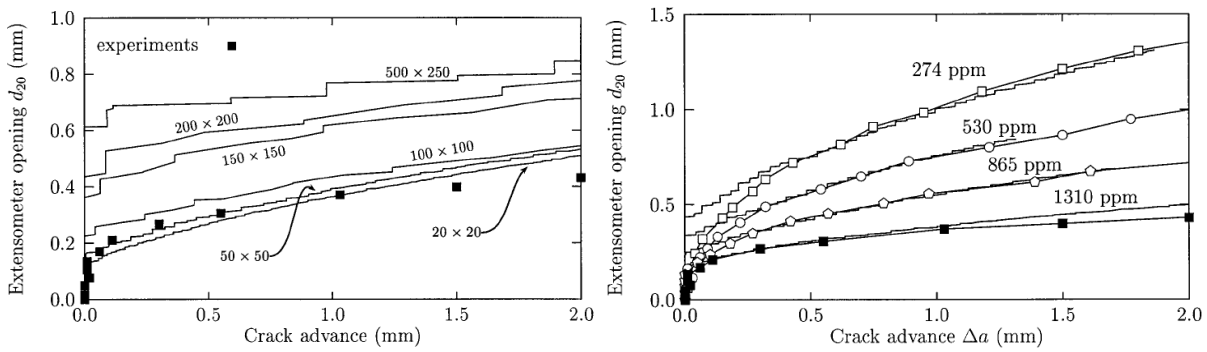


Figure 88 : Identification d'une taille de maille dans les simulations (Grange et al. 2000b)

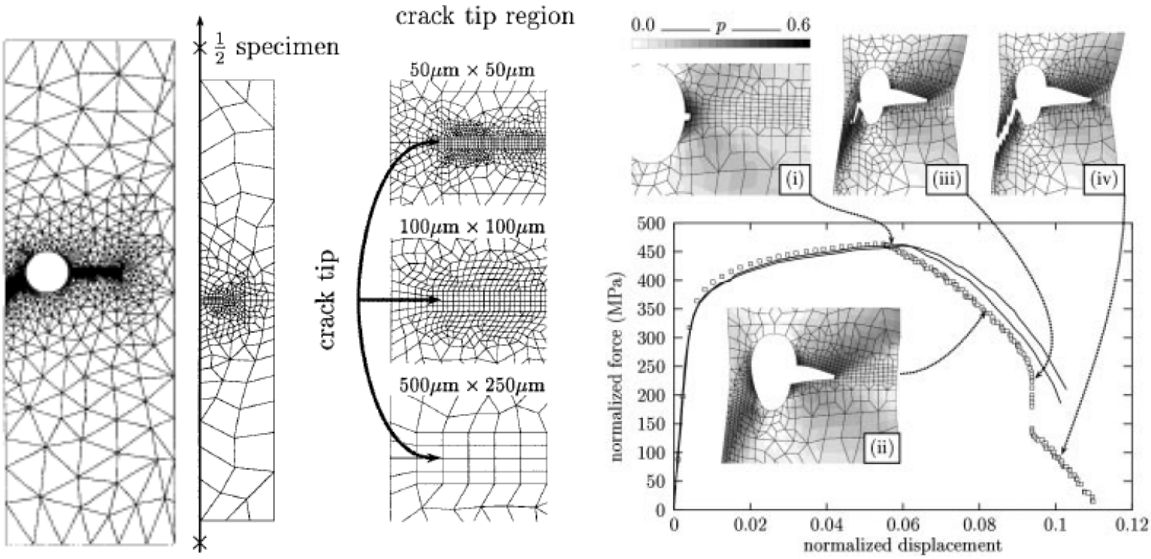


Figure 89 : Maillages d'une éprouvette pour approche locale type GTN (Grange et al. 2000b)

Dans ce modèle, l'endommagement est décrit comme la somme de deux variables : la porosité réelle et la porosité due à la germination. La création de dommage est supposée être uniquement liée à la rupture des hydrures et contrôlée par la déformation. Une relation directe entre porosité critique à rupture et concentration d'hydrogène est identifiée.

(Desquines et al. 2005b) a par la suite adapté le modèle de (Grange et al. 2000b) au Zircaloy-4 détendu. Les adaptations du formalisme sont basées sur des essais de traction circonférentielle à température ambiante sur anneaux de Zircaloy-4 hydruré de 0 à 1600 ppm massiques, dans le cadre du programme JAERI. Ce modèle a été développé dans le code CAST3M au moyen d'une géométrie projetée 2D d'anneau circonférentiel. Les comparaisons expérimentales et numériques sont données en Figure 90 sous forme de déformation totale en fonction de la teneur en hydrogène.

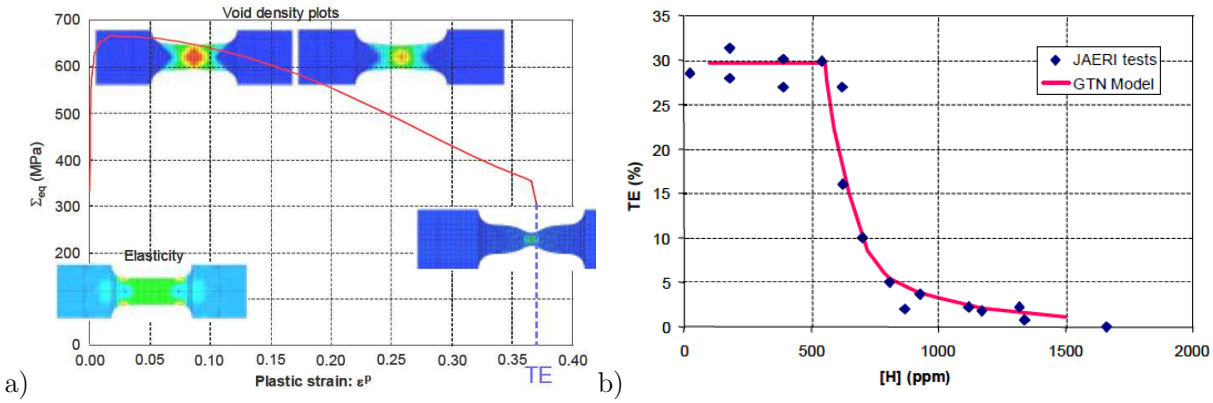


Figure 90 : a) Contrainte équivalente calculée en fonction de la déformation plastique obtenue avec des calculs éléments finis CAST3M b) Comparaison entre déformations totales expérimentales et simulations avec modèle GTN (Desquines et al. 2005b)

Ce modèle a ensuite été appliqué sur une simulation d'essai de type CT, au moyen du code CASTEM, afin de déterminer des valeurs de ténacité. Ces valeurs sont comparées à celles obtenues par (Walker and Kass 1974) et (Kreyns et al. 1996) (Figure 91). Il est à noter que certaines valeurs issues de (Kreyns et al. 1996) ont été obtenues sur un composite de Zircaloy-4 soudé à de l'Hafnium.

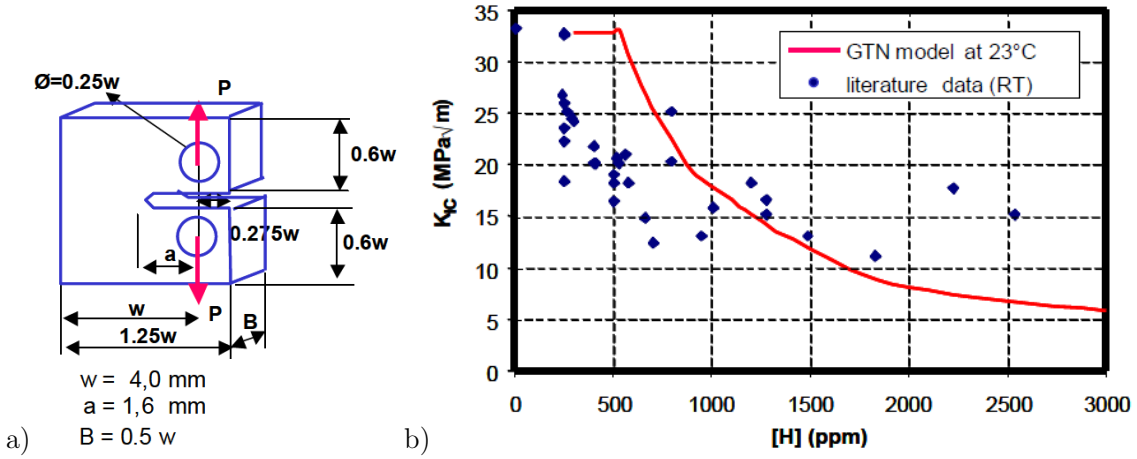


Figure 91 : a) Dimensions de l'éprouvette CT
b) Comparaisons entres ténacités expérimentales et simulées avec modèle GTN
(Desquines et al. 2005b)

Un modèle de comportement phénoménologique a été développé par (Le Saux et al. 2008) à partir d'essais de traction axiale, circonférentielle, et de pression interne du programme expérimental PROMETRA, pour représenter le comportement mécanique anisotrope viscoplastique des gaines de Zircaloy-4 détendu soumises à un RIA. Ce modèle est basé sur une formulation viscoplastique, et reproduit un écrouissage isotrope, la sensibilité à la vitesse de déformation, et l'anisotropie plastique du matériau. Il est valable sur une large gamme de température, de fluence et de conditions d'irradiation, d'hydruration, de vitesse de déformation, permettant de couvrir les conditions RIA, soit une température comprise entre 25°C et 1100°C, une vitesse de déformation globale de 3.10^{-4} /s à 5 /s, une fluence de 0 à 10^{26} n.m^{-2}, un taux de combustion de 0 à 64 GWd/tU, soit de 0 à 5 cycles d'irradiation. Un modèle d'endommagement de type Gurson–Tvergaard–Needleman a ensuite été couplé à la loi de comportement viscoplastique pour modéliser le comportement viscoplastique anisotrope et la rupture ductile du Zircaloy-4 détendu hydruré (Le Saux et al. 2015).

Le modèle intègre deux sources d'endommagement, associées aux précipités de phase de Laves et aux hydrures circonférentiels. Il représente également la germination continue, la croissance et la coalescence des cavités. Le comportement viscoplastique anisotrope du matériau est décrit en

fonction de la température et de la teneur en hydrogène. L'auteur admet une difficulté à déterminer un jeu de paramètres unique permettant de simuler à la fois les essais de traction axiale et de traction circonférentielle, ce qui suggère une anisotropie d'endommagement puisque la germination des cavités semble plus tardive en traction circonférentielle qu'en traction axiale. Ces modèles de comportement et de rupture ont été utilisés dans le cadre de cette thèse, et sont décrits en sections 3.3.2.1 et 3.3.3.1.

Enfin, notons qu'une étude récente utilise le modèle de comportement issu de la thèse de (Le Saux 2008) pour effectuer des calculs d'endommagement ductile sur gaines, à l'aide des codes FEMAXI-7 et RANNS. Un modèle de rupture ductile a été développé par (Udagawa 2014) pour prédire la rupture de gaines contenant ou non des préfissures.

Une taille de maille de 10 µm a été choisie pour effectuer ces calculs d'endommagement. En reliant les déplacements U à des déformations E, par le biais d'un paramètre de taille de maille L tel que U=E*L, l'auteur obtient ainsi une régularisation de l'endommagement ductile vis-à-vis du maillage. En effet, l'endommagement est alors fonction d'un « déplacement plastique » à rupture relié à une déformation plastique à rupture grâce à la taille de maille. L'évolution de la variable d'endommagement D est donnée en fonction du déplacement plastique et d'un déplacement plastique à rupture (Équation 5). Les paramètres du modèle d'endommagement ont été identifiés à 25°C et 350°C à partir d'essais mécaniques de type pression interne et EDC sur des tronçons de gaine comportant une préfissure mécanique.

$$\text{a)}\quad D = \frac{1-e^{-a\left(u^{pl}/u_f^{pl}\right)}}{1-e^{-a}} \qquad \text{b)}\quad \omega_D = \int \frac{d\bar{\varepsilon}^{\mathrm{pl}}}{\bar{\varepsilon}_D^{\mathrm{pl}}} \qquad \text{c)}\quad \dot{u}^{pl} = L\,\dot{\varepsilon}^{pl}$$

Équation 5 : a) Variable d'endommagement ductile (a = 0,1)
b) Variable d'état ω_D, fonction de la déformation plastique équivalente ainsi que de la déformation plastique ε_D^{pl} à partir de laquelle l'endommagement apparait
c) Régularisation de l'endommagement vis-à-vis de la taille de maille (Udagawa 2014)

Le dommage va alors se développer dans les zones où la déformation plastique sera élevée. Le modèle permet de reproduire les modes de rupture observés expérimentalement lors des essais paramétriques et lors des essais intégraux NSRR, pour des gaines contenant ou non un défaut (Figure 92).

Les simulations permettent de retrouver les déformations circonférentielles à rupture relevées lors d'essais intégraux NSRR, et indiquent que l'incrément de déformation lors du processus de rupture par propagation de fissure dans l'épaisseur est très faible (Figure 93).

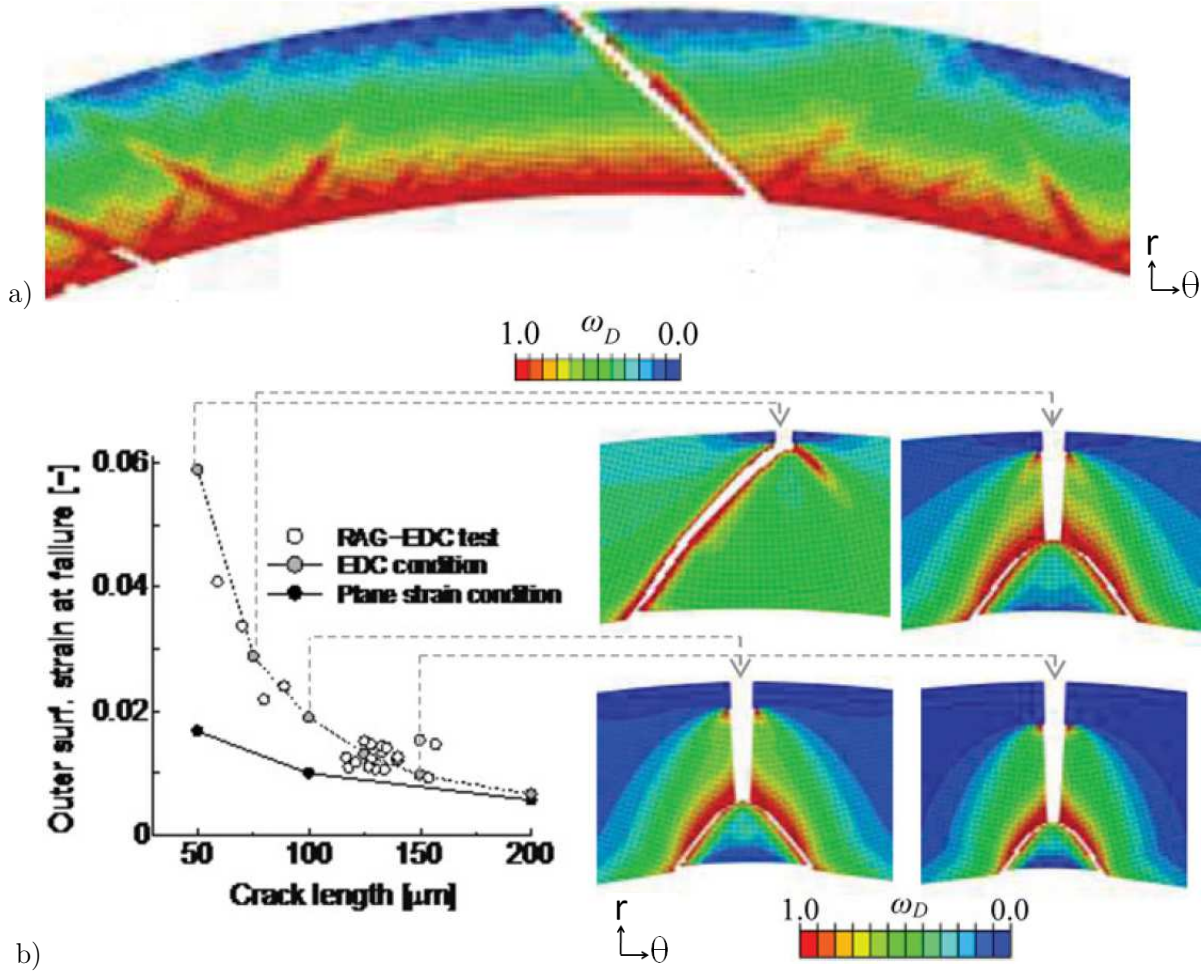


Figure 92 : Propagation d'une fissure dans l'épaisseur
a) d'une gaine sans défaut b) des gaines avec des préfissures de différentes profondeurs (Udagawa 2014)

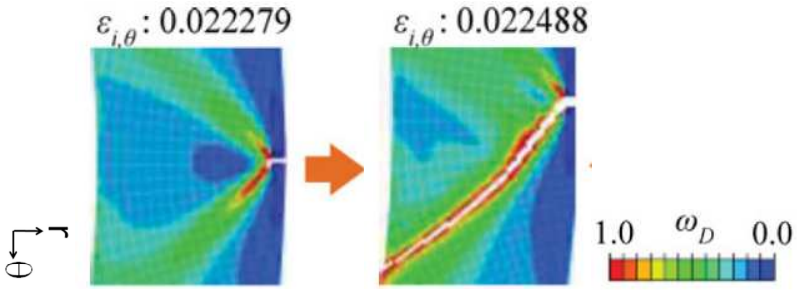


Figure 93 : Incrément de déformation et propagation d'une fissure dans l'épaisseur de la gaine (Udagawa 2014)

Ce modèle permet de reproduire de façon relativement simple les modes de rupture expérimentaux, mais il ne prend pas explicitement en compte l'influence de l'état de contraintes sur la germination et la croissance de porosités, ni les mécanismes physiques mis en jeu pour développer de l'endommagement.

1.5.4.2. Critères de zones cohésives

Un modèle de zones cohésives avec contact frottant a été développé par (Perales et al. 2008) pour simuler l'amorçage et la propagation de fissures dans les gaines de Zircaloy-4. Ce modèle permet de représenter un matériau à gradient de propriétés dont le comportement macroscopique est élasto-plastique endommageable, et de simuler des états complexes de multifissuration suite à une sollicitation mécanique.

Un matériau composite biphasé, constitué par la matrice de Zircaloy-4 ainsi que par des feuillets d'hydrures élasto-fragiles, est défini, après traitement d'homogénéisation (Figure 94). Puisque les hydrures sont définis avec un modèle élasto-fragile, le caractère fragilisant est exacerbé. D'après l'auteur, il serait alors nécessaire de prendre en compte un comportement élasto-plastique pour les hydrures, afin d'obtenir des résultats comparables aux résultats expérimentaux.

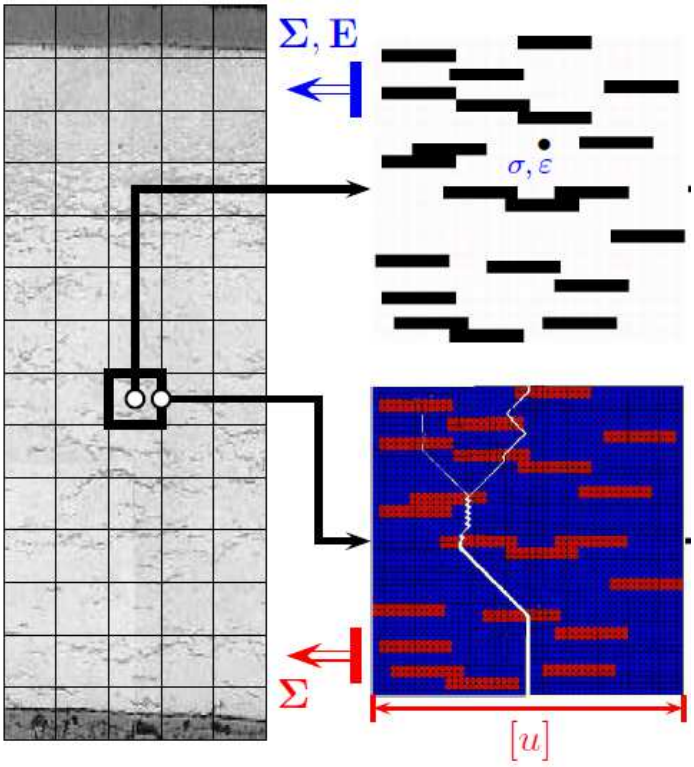


Figure 94 : Traitement d'homogénéisation et modélisation de la rupture du Zy-4 hydruré (Perales et al. 2005)

1.5.4.3. Discussions sur les critères en endommagement

Les modèles d'endommagement sont des outils de compréhension qui permettent de vérifier ou de prédire un scénario d'endommagement et de rupture des éprouvettes. Certains paramètres matériaux sont dépendants des paramètres du calcul comme la taille de maille, bien qu'il existe actuellement des outils numériques permettant de s'en affranchir, comme les méthodes de régularisation proposées par (Giry et al. 2011). Les paramètres des modèles peuvent également s'avérer nombreux et délicats à identifier, et ce type d'approche est généralement assez couteux d'un point de vue numérique.

Il a été observé en section 1.4.4 que la rupture à basse température de la gaine contenant un défaut d'hydruration pouvait être fragile. L'approche en endommagement n'est donc pas la plus judicieuse pour traiter ce type de rupture étant donné que la rupture a lieu pour une très faible valeur de déformation plastique macroscopique, et que les faciès de rupture ne montrent que peu de ductilité.

Il sera alors préférable d'employer une analyse en mécanique élasto-plastique de la rupture, pour les raisons explicitées dans la section 1.5.3.3.

En revanche, la rupture observée à plus haute température ou en présence d'un défaut d'hydruration de plus faible profondeur peut être traitée par une approche en endommagement ductile. En effet, de nombreuses cupules observées sur les faciès de rupture témoignent de la ductilité du gainage. Ainsi, il sera intéressant d'employer un modèle de type Gurson-Tvergaard-Needleman tel que celui développé par (Le Saux 2008). Cette étude fera l'objet du Chapitre 3 de la présente thèse.

Enfin, d'après (Le Saux et al. 2015), la triaxialité des contraintes seule n'est pas suffisante pour décrire correctement l'endommagement ductile du Zircaloy-4 hydruré. L'auteur préconise l'introduction d'une source d'endommagement liée au paramètre de Lode, qui permettrait de prendre en compte l'adoucissement du matériau dans un état de contraintes dominé par le cisaillement, où la fraction volumique de cavités évolue peu alors que le matériau s'endommage.

1.6. Conclusions

Les essais intégraux ont mis en évidence le caractère fragilisant des défauts d'hydruration sur la rupture des gaines de Zircaloy-4 fortement irradiées. La propagation dans l'épaisseur de fissures amorcées dans les couches externes fragiles comme la couche de zircone ou les défauts d'hydruration semble être le mécanisme de rupture observé en phase PCMI lors d'un RIA pour les gaines de Zircaloy-4 soumis à un fort taux de combustion.

Les essais paramétriques ont permis d'étudier le mode de rupture du matériau en présence d'un défaut d'hydruration, de façon découplée vis-à-vis de chaque paramètre (profondeur de défaut, température, vitesse de déformation, taux de combustion, biaxialité des contraintes). La rupture de la couche externe dense en hydrures est toujours fragile, et la rupture du ligament de Zircaloy-4 sous-jacent dépend principalement de la température et de la profondeur du défaut, mais également des conditions d'irradiation et d'hydruration du matériau, de la biaxialité des contraintes. A température ambiante, la rupture du ligament hydruré s'effectue plutôt selon un mode I si le défaut est de profondeur supérieure à 100 µm, tandis que la rupture s'effectue selon un mode mixte I/II à de plus hautes températures (supérieures à 280°C), ou pour de plus faibles teneurs en hydrogène (inférieures à 300 wppm), ou pour des défauts de plus faible profondeur (inférieure à 100 µm).

Grâce aux essais paramétriques, il est possible de définir un critère de rupture du gainage en présence de défaut, en fonction des paramètres matériaux et des variables externes, à condition de bien maîtriser les phénomènes physiques conduisant à la rupture du gainage. Le choix d'un critère de rupture dépend des hypothèses qui ont été nécessaires à son établissement, de la représentativité des conditions expérimentales vis-à-vis du RIA, et de sa pertinence vis-à-vis du mode de rupture observé. On peut ensuite implémenter ce critère de rupture dans un code de calcul thermomécanique, et tester sa validité en comparant les résultats avec ceux des essais intégraux.

Il a été observé que les critères en déformation permettent de décrire de façon simple le caractère fragilisant des défauts d'hydruration sur la ductilité du matériau, mais qu'ils peuvent dépendre de plusieurs paramètres d'essais comme la vitesse de déformation, la biaxialité des contraintes, la température, le mode de chargement. Un critère en déformation diamétrale à rupture est un très bon indicateur permettant de comparer des résultats issus de simulations numériques à des résultats expérimentaux, et ainsi valider une approche numérique. On peut facilement envisager d'implémenter ce type de critère dans un code de calcul thermomécanique sur crayon.

Les critères en densité d'énergie de déformation ne semblent pas donner de meilleure description de la rupture que les critères en déformation, puisqu'ils ne considèrent pas de fissure ni de taille de défaut.

Les critères en mécanique de la rupture semblent être adaptés à notre étude puisqu'ils sont les plus à même de traiter des problèmes d'amorçage et de propagation de fissures. Or, il a été remarqué que la plupart des études issues de la littérature visant à déterminer la ténacité des alliages de zirconium ont porté sur des essais de propagation de fissure dans la direction longitudinale de tôles ou de plaques, et que très peu d'études ont porté sur la détermination de la ténacité lors de la fissuration radiale des gaines de Zircaloy-4. Nous pourrons évaluer la ténacité de tronçons de Zircaloy-4 en présence d'un blister à 25°C présentant des ruptures macroscopiquement fragiles, grâce à une approche globale en mécanique élasto-plastique de la rupture.

Les études basées sur l'endommagement ductile constituent une approche complémentaire aux études en mécanique de la rupture puisqu'elles permettent de prédire et de comprendre l'apparition d'un mode de rupture, mais dépendent beaucoup des paramètres numériques utilisés dans les calculs par éléments finis, et peuvent s'avérer assez coûteuses d'un point de vue numérique. Il a été observé que pour de hautes températures, le substrat situé sous le défaut d'hydruration rompait de façon ductile. Dans ces conditions, l'hypothèse de plasticité confinée n'est plus vérifiée, et une analyse en mécanique élasto-plastique de la rupture ne parait plus pertinente. Nous analyserons donc la rupture du gainage en présence de blisters à 350°C par une approche locale de l'endommagement ductile.

Les deux principaux modes de rupture identifiés à 25°C et 350°C mènent donc à deux types d'approches différentes : une approche en mécanique élasto-plastique de la rupture pour déterminer un critère en ténacité à 25°C, et une approche en endommagement ductile pour déterminer un critère en porosité critique à 350°C.

Chapitre 2

2. Détermination d'un critère de rupture du gainage en présence d'un blister d'hydrures à 25°C

Sommaire

2.1. Essais mécaniques issus de la thèse d'Hellouin de Menibus et analyses complémentaires 88
2.1.1. Présentation des différents essais mécaniques ... 88
2.1.2. Courbes Force-déplacement ... 90
2.1.3. Morphologie de la rupture ... 90
2.1.4. Conclusions ... 99
2.2. Procédure de détermination de la ténacité à 25°C des tubes de Zircaloy-4 ... 100
2.2.1. Définition et propriétés de l'intégrale-J ... 100
2.2.2. Validation de la procédure de calcul de J ... 103
2.2.3. Méthode numérique de détermination de J_{Ic} ... 112
2.2.4. Vérification des hypothèses de calcul ... 119
2.3. Résultats et Discussions ... 128
2.3.1. Résultats ... 128
2.3.2. Comparaison avec la littérature ... 129
2.3.3. Limites de l'approche ... 130
2.3.4. Conclusions ... 132
2.3.5. Perspectives ... 132

Ce chapitre présente une démarche permettant de déterminer, à partir d'essais mécaniques réalisés en laboratoire à 25°C, un critère de rupture du gainage en présence d'un blister d'hydrures. La première partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation expérimentale de la rupture des éprouvettes, tandis que la deuxième partie est dédiée à la procédure numérique de détermination d'un critère de rupture exprimé en ténacité. La troisième partie de ce chapitre porte sur la présentation du critère retenu ainsi que sur des discussions liées à la détermination de ce critère.

2.1. Essais mécaniques issus de la thèse d'A. Hellouin de Menibus à 25°C et analyses complémentaires

2.1.1. Présentation des différents essais mécaniques

On se propose d'établir un critère de rupture à partir d'une base d'essais mécaniques (Figure 95) réalisés à 25°C sur des tronçons de Zircaloy-4 hydruré contenant des blisters d'hydrures, issue de la thèse d'A. Hellouin de Menibus (Hellouin de Menibus 2012).

Ces essais sont de type :

- Traction circonférentielle sur anneau fin (« Hoop Test », HT),
- Traction circonférentielle en déformation plane sur anneau large (« Plane Strain Test », PST),
- Compression d'un média disposé dans un tronçon de gaine de 3 cm de long (« Expansion Due à la Compression » EDC),
- Compression d'un média disposé dans un tronçon de gaine de 3 cm de long ne pouvant se rétreindre axialement (« Haute Biaxialité - Expansion Due à la Compression », HB-EDC).

Ces essais présentent des modes de chargement différents, représentés sur la Figure 96 par un graphique de biaxialité de déformations ($\varepsilon_z/\varepsilon_\theta$) en fonction de la biaxialité des contraintes $\alpha = \sigma_z/\sigma_\theta$.

L'essai HT est un essai de traction uniaxiale, l'essai EDC atteint une biaxialité des contraintes proche de 0 en raison de sa contrainte axiale quasi nulle, et enfin les essais PST et HB-EDC atteignent des biaxialités de contraintes allant jusqu'à 0,5.

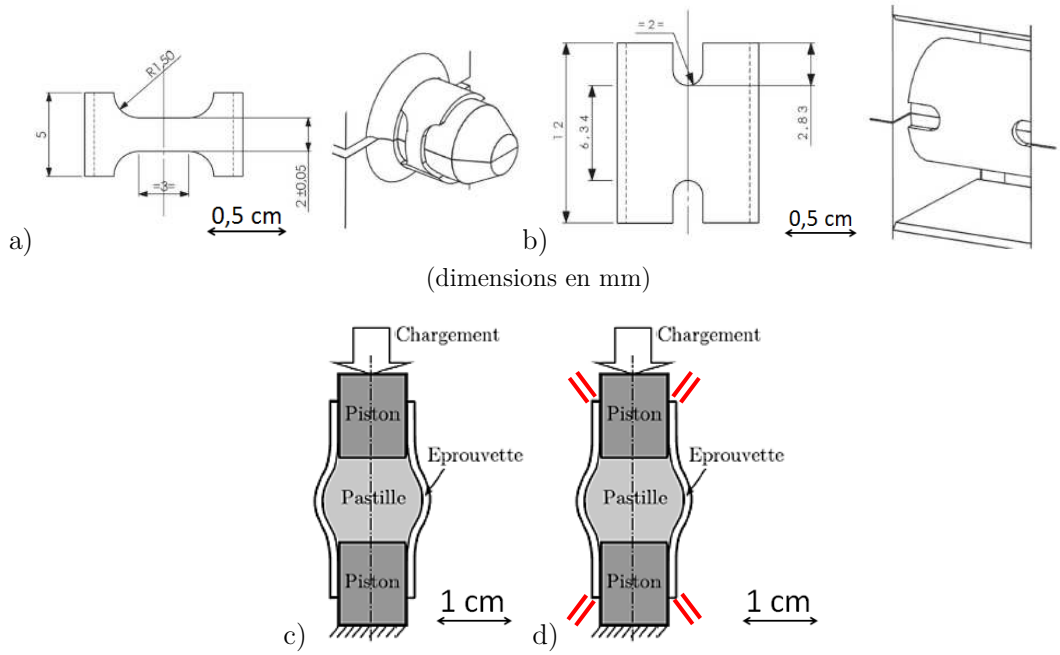


Figure 95 : Géométrie des éprouvettes des essais mécaniques :
a) Traction circonférentielle sur anneau ou « Hoop Test » (HT)
b) Traction circonférentielle en déformation plane ou « Plane Strain Test » (PST)
c) Expansion Due à la Compression (EDC)
d) Haute biaxialité - Expansion Due à la Compression (HB-EDC)

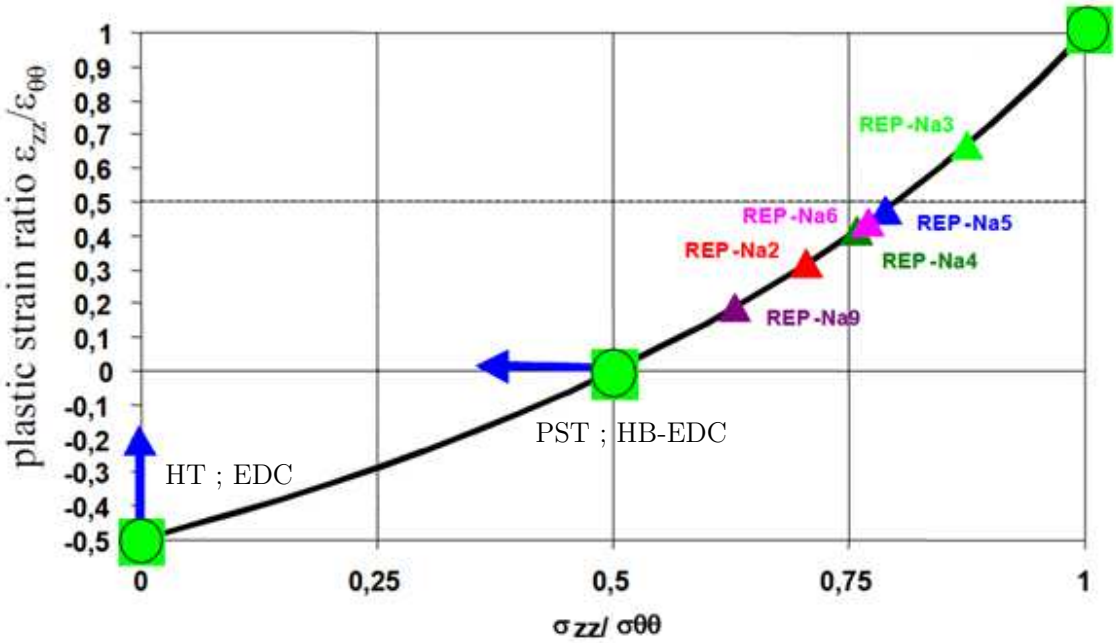


Figure 96 : Rapports de biaxialités de contraintes et de déformations obtenus au cours des essais paramétriques et des essais intégraux, estimés à partir d'hypothèses de plasticité isotrope (Cazalis et al. 2005)

2.1.2. Courbes force-déplacement

(Hellouin de Menibus 2012) a notamment démontré qu'à 25°C, la rupture des éprouvettes avec blister de différentes profondeurs a lieu de façon brutale dans la phase élastique ou en début de plasticité, et ce pour l'ensemble des essais mécaniques de la base. La synthèse des résultats de la force résultante en fonction du déplacement de la traverse est présentée sur la Figure 97.

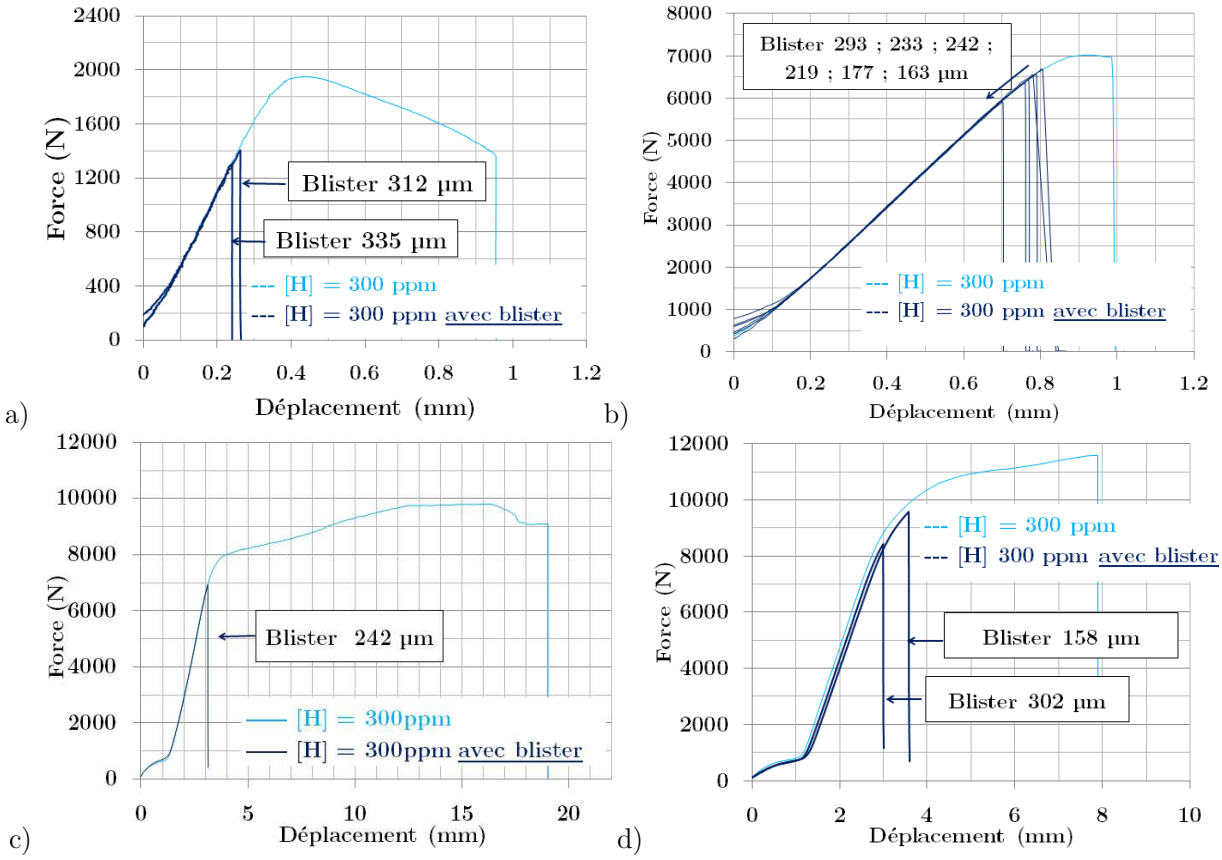


Figure 97 : Courbes Force-Déplacement à 25°C des essais a) HT, b) PST, c) EDC et d) HB-EDC sur Zy-4 hydruré à 300 wppm avec et sans blister (Hellouin de Menibus, 2012)

2.1.3. Morphologie de la rupture

2.1.3.1. Observation par Tomographie X de fissures dans le blister

Des fissures peuvent apparaitre dans le blister lors de l'étape de refroidissement du traitement thermique de formation de blisters en laboratoire, en raison des différences de coefficients de dilatation thermique entre le zirconium et les hydrures (voir 1.2.3.2).

Un blister d'hydrures a été étudié par Tomographie X à l'ESRF Grenoble avec l'aide de T. Morgeneyer du *Centre des Matériaux* de *l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris*. Ces observations ont permis de visualiser, de manière non-destructive, la multifissuration d'un blister après formation sur un tube de Zircaloy-4 détendu.

Deux clichés correspondant à deux plans radiaux-circonférentiels parallèles selon l'axe du tube sont présentés sur la Figure 98. On constate que les fissures ne traversent pas totalement l'épaisseur du blister, cela est en accord avec (Hellouin de Menibus 2012) qui a estimé que la profondeur des fissures serait de l'ordre de 40% à 90% de la profondeur du blister.

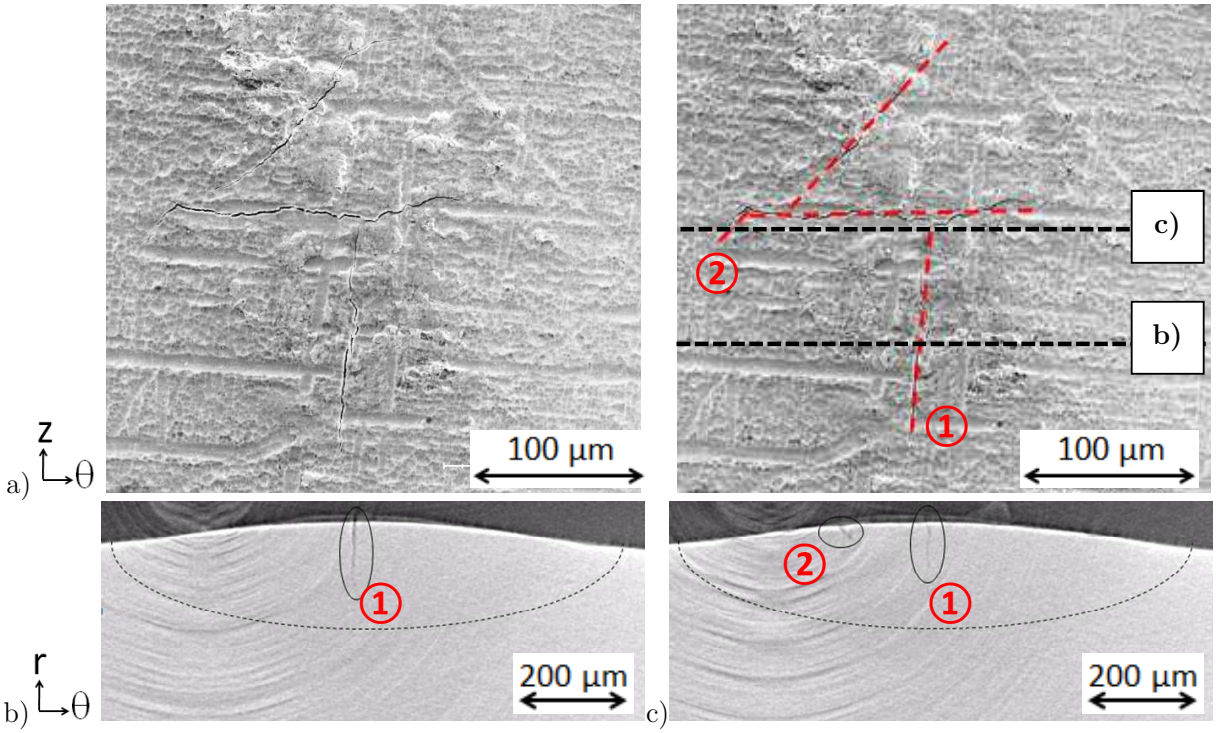


Figure 98 : Blister multifissuré de 200 µm de profondeur observé
a) en surface au MEB
(pointillés rouges ; position des fissures, pointillés noirs : plans d'observation de b) et c)
b) c) en coupe par tomographie X

2.1.3.2. Faciès de rupture observés au MEB

D'après les observations réalisées au MEB par (Hellouin de Menibus 2012), la rupture du blister est fragile, la matrice sous le blister présente des marches liées aux hydrures et peu de cupules sont observées entre ces marches (Figure 99).

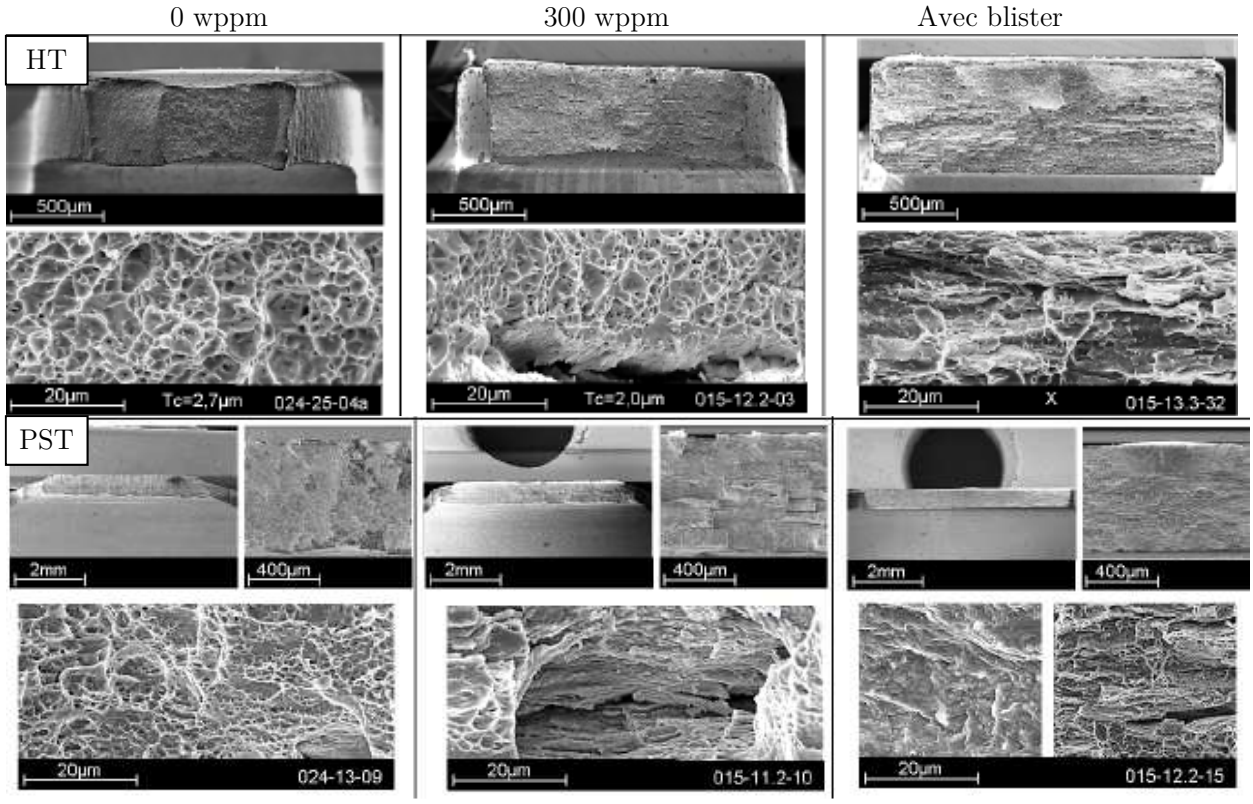


Figure 99 : Clichés au MEB des éprouvettes HT et PST rompues de Zy-4 vierge, hydruré à 300 wppm et hydruré à 300 wppm avec blister (Hellouin de Menibus 2012)

Afin de compléter les observations MEB effectuées par (Hellouin de Menibus 2012) sur les éprouvettes HT et PST et de valider le caractère fragile de la rupture quel que soit l'essai mécanique considéré, les faciès de rupture des éprouvettes EDC et HB-EDC contenant des blisters ont été observées au MEB (Figure 101). Quel que soit le type d'essai et quelle que soit la taille de blister, ce dernier rompt de manière fragile. De plus, le faciès de rupture de la matrice sous-jacente semble être de moins en moins rugueux et présenter de moins en moins de cupules à mesure que la taille du blister augmente. Cette dépendance à la taille de blister peut être reliée à la redistribution de l'hydrogène sous le blister, qui évolue avec la durée de traitement thermique appliqué pour former le blister. En effet, plus la profondeur du blister augmente, plus la teneur en hydrogène et la proportion d'hydrures radiaux en périphérie du blister augmentent (Figure 9 et Figure 100).

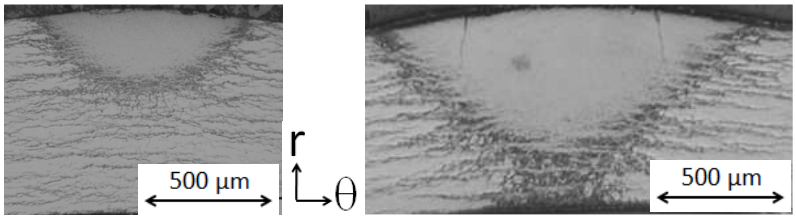
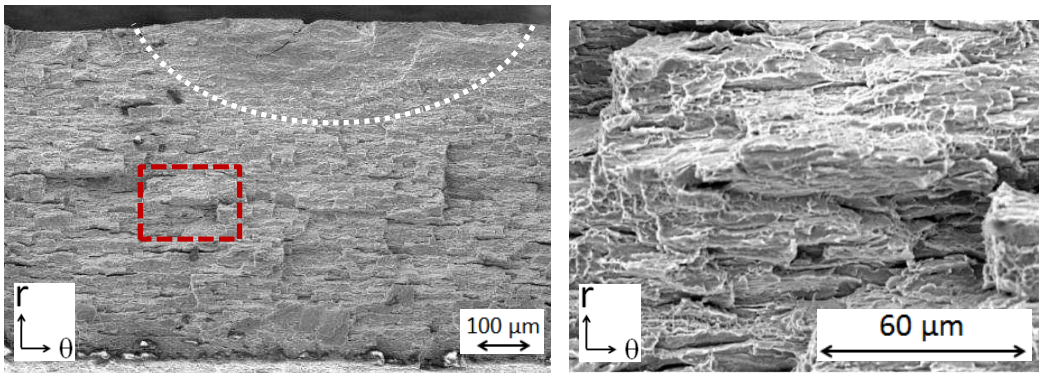
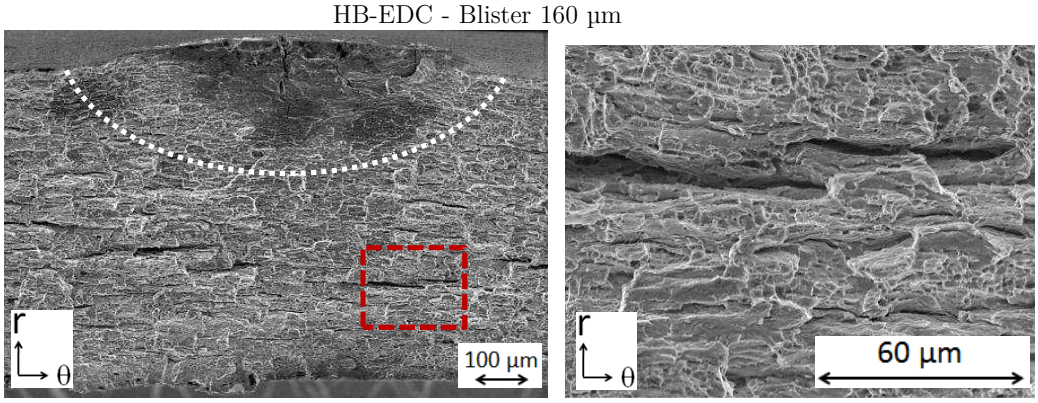


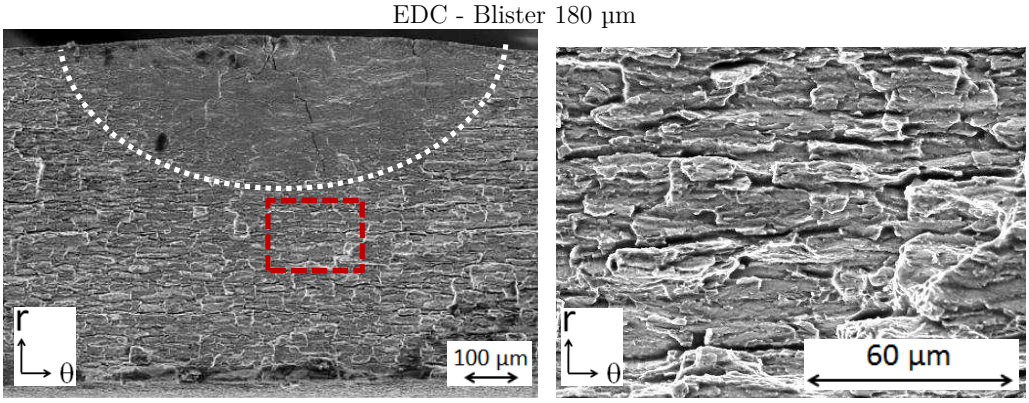
Figure 100 : Blisters d'hydrures dans le Zy-4 et « sunburst » d'hydrures



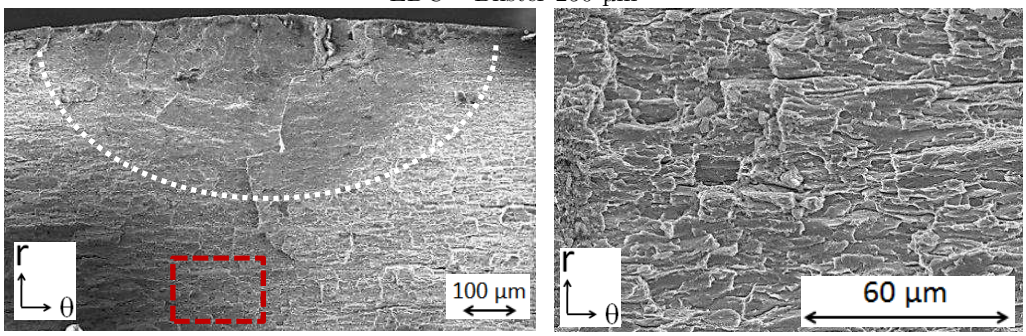
HB-EDC - Blister 160 µm



EDC - Blister 180 µm



EDC – Blister 250 µm



HB-EDC - Blister 310 µm

Figure 101 : Faciès de rupture d'éprouvettes EDC/HB-EDC avec blister observés au MEB (Les pointillés blancs indiquent le contour du blister, les pointillés rouges sur les photos de gauche indiquent la position des photos de droite)

2.1.3.3. Profilométrie optique des faciès de rupture des gaines contenant des blisters

Afin de vérifier que la rupture du ligament de gaine sous blister s'effectue bien dans le prolongement du plan de rupture du blister, des mesures de rugosité des faciès de rupture des éprouvettes contenant des blisters rompues à 25°C ont été effectuées à l'aide d'un profilomètre optique 3D de type « Altisurf 500 » de chez Altimet. Le principe de la technique repose sur la recherche de la focalisation en tout point de la surface grâce à un capteur confocal chromatique. La mesure de l'altitude résulte de la détermination de la longueur d'onde correspondant à l'intensité maximale d'un faisceau réfléchi de lumière blanche. L'amplitude maximale mesurable par cette technique est de 1,1 mm.

Les rugosités des faciès de rupture ont été obtenues pour différents types d'essais mécaniques et pour plusieurs profondeurs de blister. Des zones de 0,6 mm x 2,0 mm autour du blister ont été analysées avec une résolution latérale de 2 µm et une résolution en altitude de 20 nm. A partir de ces mesures d'altitude, un profil moyen d'altitude dans l'épaisseur a été calculé à partir de 11 profils espacés de 20 µm chacun selon l'axe du tube. Les résultats de topographies des faciès de rupture avec blister à 25°C ainsi que les profils moyens d'altitude sont présentés sur les Figure 103 et Figure 104.

Les échantillons étant positionnés « à l'œil » sur la platine d'acquisition, il n'est pas possible de quantifier précisément l'angle entre la normale à la surface de rupture de l'éprouvette et la direction de la sollicitation (proche de 0°). En revanche, on constate que la rupture de la gaine s'effectue systématiquement dans la continuité du plan de rupture du blister. On observe également une bifurcation du plan de rupture à environ 45° dans l'épaisseur, dans les 100 derniers microns de certaines éprouvettes, témoin d'un cisaillement proche du bord interne de la gaine. Le profil de rupture déduit de ces observations est schématisé sur la Figure 102.

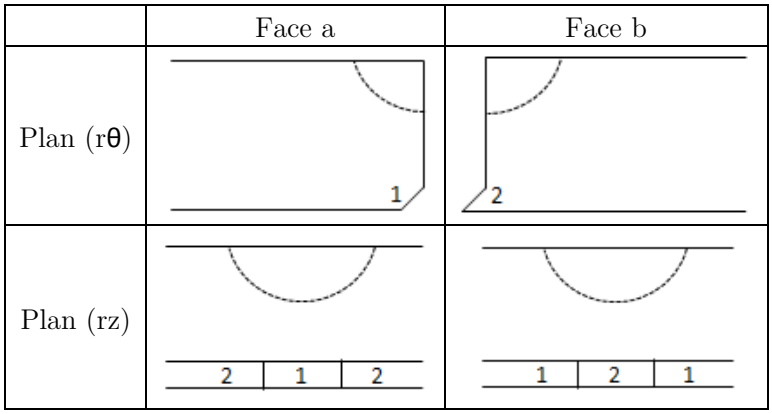


Figure 102 : Schéma du profil de rupture à 25°C des gaines contenant un blister

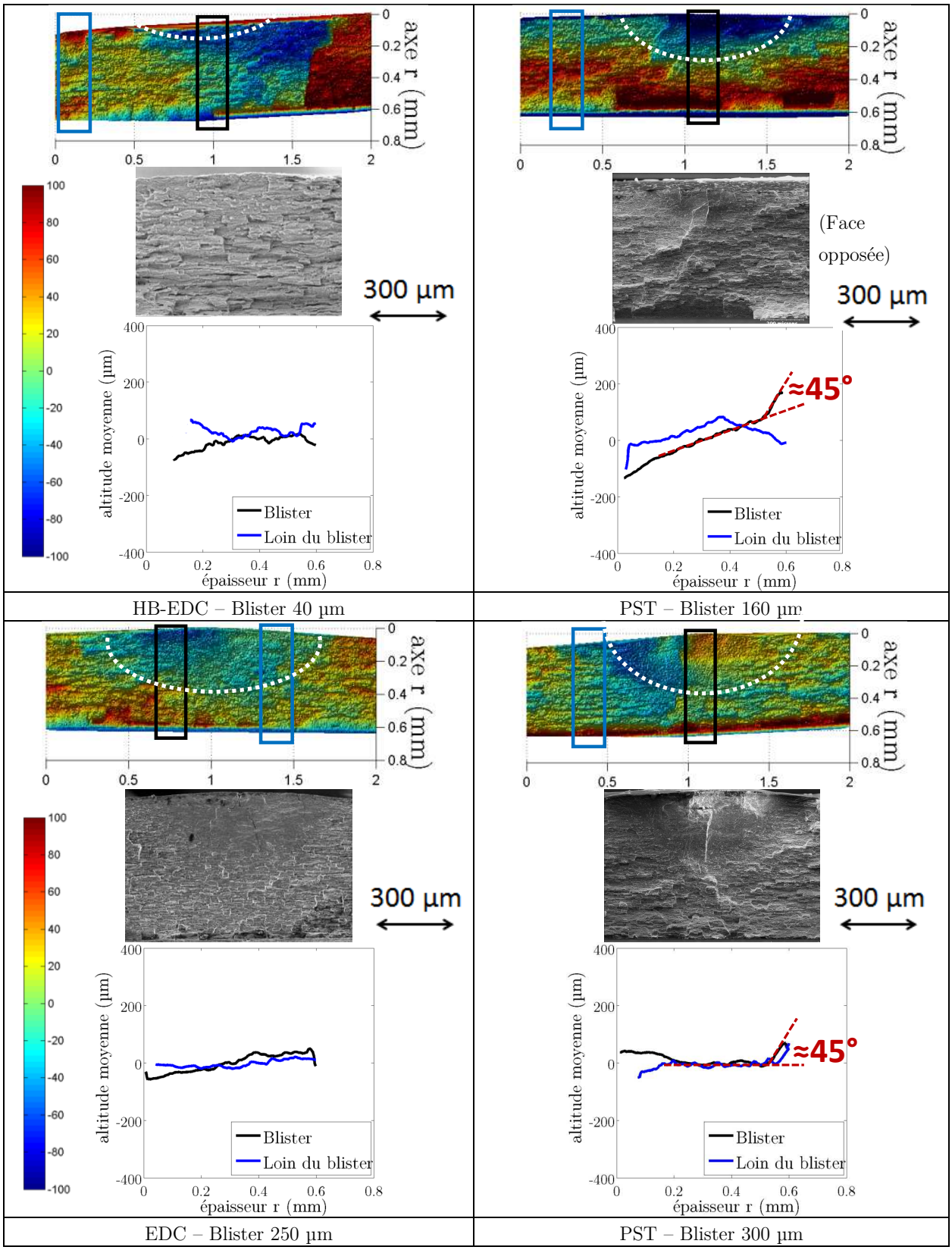


Figure 103 : Profilométrie optique des surfaces de rupture du Zy-4 avec blister d'hydrures à 25°C

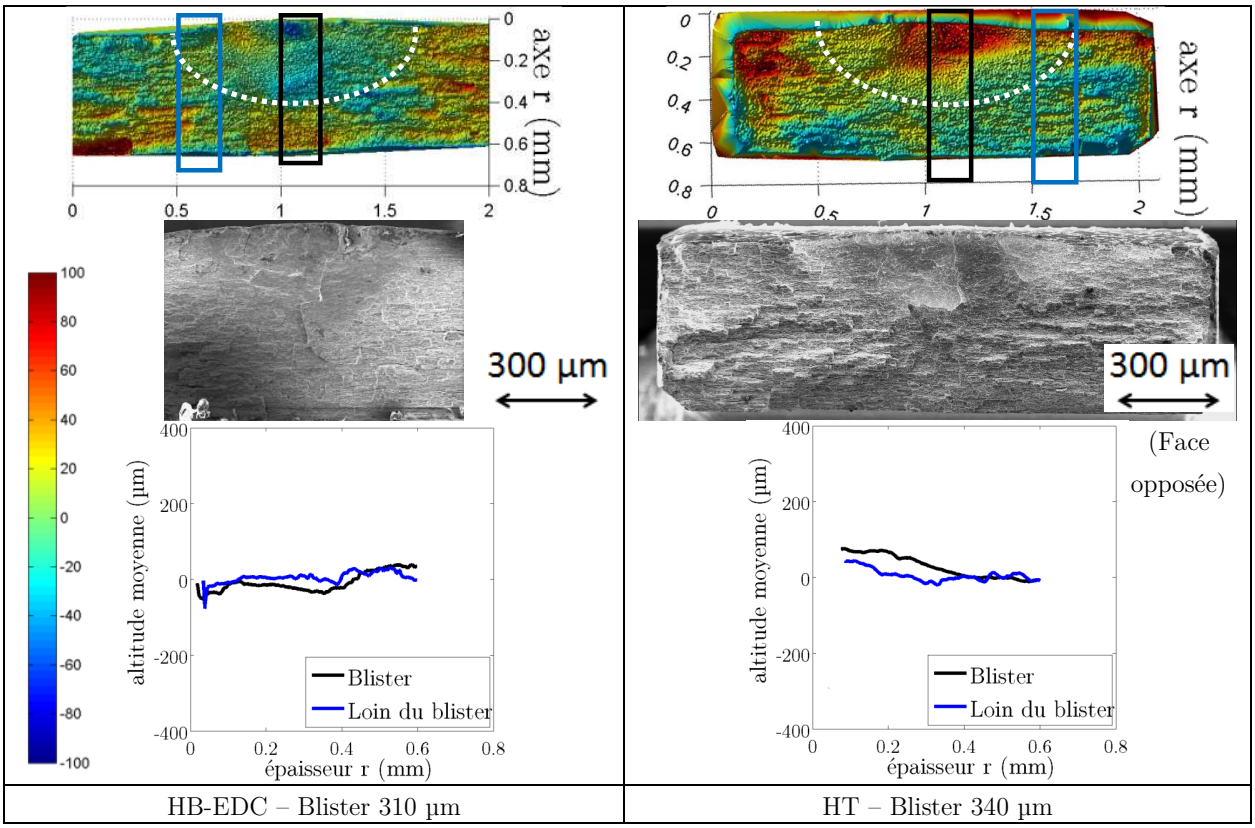


Figure 104 : Profilométrie optique des surfaces de rupture du Zy-4 avec blister d'hydrures à 25°C

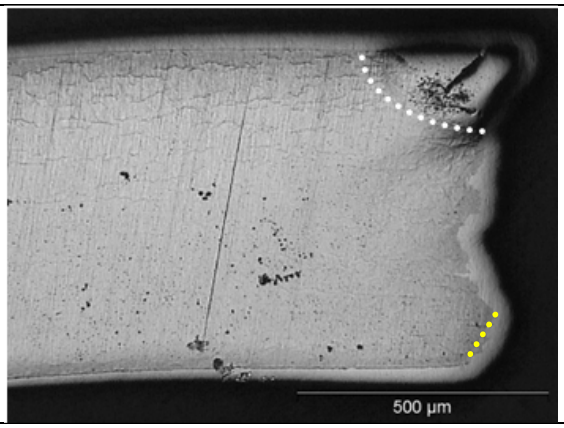
2.1.3.4. Profils de rupture observés au microscope optique

Les mesures de profilométrie optique ne permettant pas d'évaluer l'orientation de la surface de rupture par rapport à la contrainte principale de traction, des découpes et observations métallographiques ont donc été effectuées.

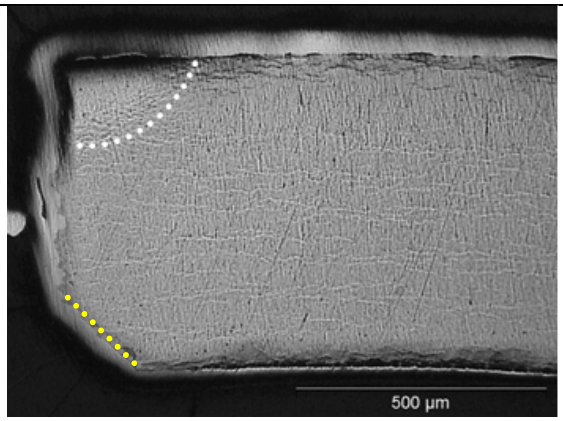
Afin de caractériser la rupture à 25°C des éprouvettes contenant des blisters dans le plan (radial-circonférentiel), il est nécessaire de préalablement protéger la surface de rupture, pour éviter d'endommager le blister et le profil de rupture par des effets de bord liés au polissage.

Une couche d'or de 100 à 200 nm d'épaisseur est d'abord déposée sur la surface des éprouvettes par pulvérisation cathodique, afin de garantir l'adhérence de la future couche de nickel. Une couche de nickel de 30 à 60 µm d'épaisseur est ensuite déposée par électrolyse sur les surfaces libres des éprouvettes. Le bain utilisé pour effectuer les dépôts électrolytiques de nickel, ou « bain de Watt », est principalement composé de sulfate de nickel, de chlorure de nickel et d'acide borique. L'éprouvette à recouvrir constitue la cathode, l'anode se compose d'un fil de nickel pur. Un courant de 50 mA/cm² est appliqué entre les 2 bornes afin d'obtenir un dépôt de nickel en 30 minutes environ.

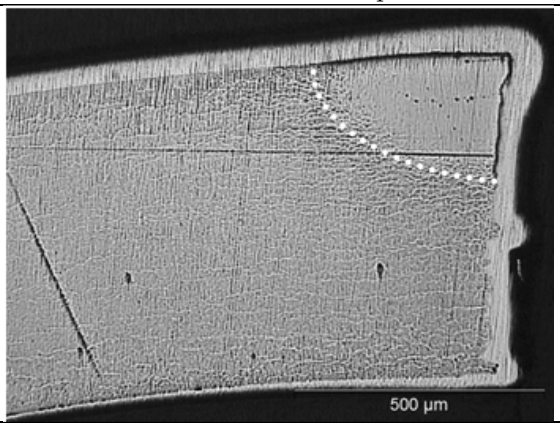
Les profils de rupture à 25°C des éprouvettes contenant des blisters ont été observés par microscopie optique (Figure 105). On constate que le profil de rupture est systématiquement orienté à 90° par rapport à la direction principale de traction, la rupture de la matrice de Zircaloy-4 a lieu dans le prolongement de la rupture fragile du blister quel que soit le type d'essai mécanique. On peut cependant parfois observer une bifurcation à 45° dans les 100 derniers microns (pointillés en jaune sur la Figure 105), témoin d'un cisaillement ductile final. Ces observations sont cohérentes avec celles effectuées à partir des profilométries optiques de la section 2.1.3.3.



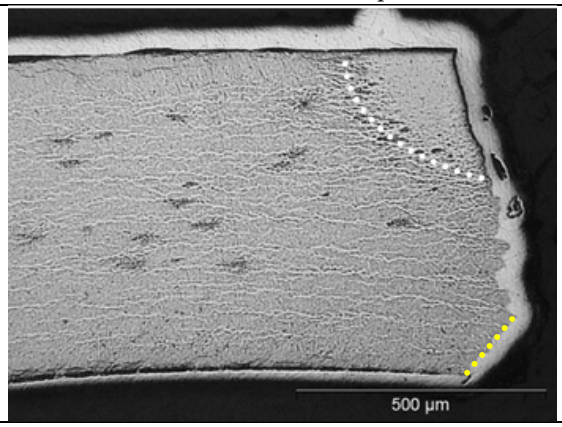
EDC – Blister 170 µm



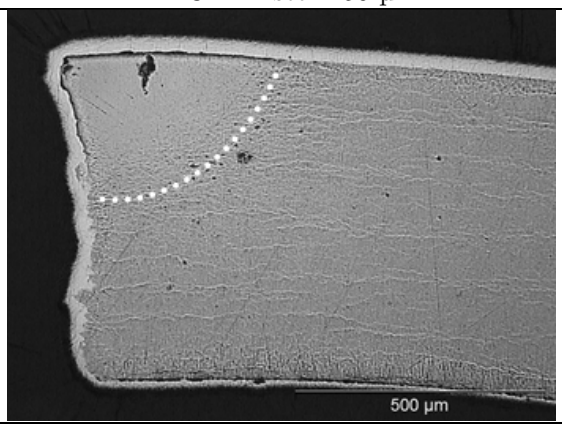
PST – Blister 175 µm



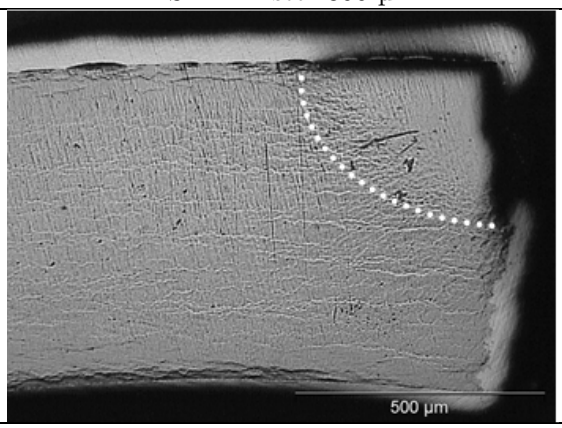
EDC – Blister 250 µm



PST – Blister 300 µm

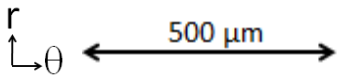


HB-EDC – Blister 310 µm



HT – Blister 340 µm

Figure 105 : Profils de rupture des éprouvettes avec blister rompues à 25°C, observés en microscopie optique dans le plan radial-circonférentiel (pointillés blanc : Interface blister / matrice)



2.1.4. **Conclusions**

Il a été observé que la rupture à 25°C des gaines de Zircaloy-4 contenant des blisters a lieu d'une part de façon brutale, dans le régime élastique ou avec très peu de plasticité d'un point de vue macroscopique, et que d'autre part la déformation globale macroscopique à rupture diminue lorsque la taille du défaut augmente. Les éprouvettes de Zircaloy-4 hydruré contenant un blister d'hydrures rompent par la propagation rapide dans l'épaisseur de l'alliage d'une fissure amorcée dans le blister, selon un plan normal à la direction principale de traction.

Les critères de rupture tels que proposés par (Hellouin de Menibus 2012), (Mihara 2014), (Shinozaki 2014), reposent sur des mesures expérimentales de grandeurs macroscopiques, comme la déformation diamétrale, qui peuvent dépendre du type d'essai et de la façon dont elles sont effectuées. De plus, ces valeurs de déformation macroscopique à rupture sont très faibles pour les éprouvettes de Zircaloy-4 contenant des blisters, et donc difficilement quantifiables.

Cela justifie le choix de modéliser par éléments finis les différents essais mécaniques, afin de mener une approche globale en mécanique de la rupture avec l'objectif de déterminer un critère de rupture unique applicable à l'ensemble des essais de la base.

En considérant que les blisters sont équivalents à des fissures préexistantes et en calculant les facteurs d'intensité des contraintes associés à ces fissures, nous envisageons de déterminer un critère de rupture commun à l'ensemble des essais HT, PST, EDC et HB-EDC.

La suite de ce chapitre présente la procédure de détermination d'un critère de rupture à 25°C exprimé en ténacité pour les gaines de Zircaloy-4 détendu contenant un blister.

2.2. Procédure de détermination de la ténacité à 25°C des tubes de Zircaloy-4

2.2.1. Définition et propriétés de l'intégrale-J

Les premières études consacrées à la rupture portaient sur des matériaux fragiles. En particulier, (Griffith 1921) propose une théorie fondée sur la compétition entre l'énergie élastique restituée lors de l'avancée de la fissure et l'énergie dissipée sous forme de création de nouvelles surfaces. Il désigne par G le taux de restitution d'énergie élastique, c'est-à-dire la diminution d'énergie potentielle stockée par incrément de fissure. Un peu plus tard, (Irwin 1957; Irwin 1968) montre que l'énergie de rupture d'une pièce fissurée correspond à une certaine contrainte à rupture définie par :

$$\sigma_r = \sqrt{\frac{E.G_c}{a}}$$

avec σ_r contrainte à rupture, E module de Young, a profondeur de fissure, et Gc énergie à rupture.

Le facteur d'intensité des contraintes (« FIC ») en mode I, également appelé K_I, permet de décrire l'intensité du chargement mécanique en pointe de fissure, et est finalement une grandeur analogue à G telle que décrite par (Griffith 1921) et (Irwin 1968). Il est fonction de la géométrie de la pièce et du type de chargement mécanique, et décrit ainsi l'ensemble de la singularité spatiale du champ de contraintes en pointe de fissure. Dans le domaine de l'élasticité linéaire, les problèmes de fissuration peuvent être traités en termes de ténacité K_{Ic}. Le FIC est couramment utilisé pour prédire la rupture d'une éprouvette fissurée, puisqu'on le compare à la ténacité pour prévoir la rupture d'un matériau fragile. La fissure se propage en mode I dès lors que K_I atteint la valeur critique K_{Ic}.

En élasticité non linéaire, l'intégrale-J ou intégrale de contour décrit l'intensité du chargement en pointe de fissure d'un milieu continu et représente le taux de restitution d'énergie correspondant à une avancée infinitésimale de la fissure, d'après les travaux de (Rice 1968). Dans un matériau élastique isotrope soumis à un chargement mécanique monotone, l'intégrale-J a la propriété d'être invariante par rapport au contour d'intégration choisie pour la calculer, à condition que le contour entoure la pointe de fissure.

Pour les matériaux qui rompent dans le domaine plastique, l'intégrale de contour permet une extension de la mécanique élastique linéaire de la rupture à la mécanique élasto-plastique de la rupture. En plasticité confinée, il est encore possible d'utiliser les concepts de la mécanique de la rupture établis dans le cadre de l'élasticité linéaire, le FIC continue de décrire le champ des

contraintes et des déformations en pointe de fissure. Les conditions de plasticité confinée peuvent être vérifiées au moyen des modèles d'Irwin et de Dugdale-Barenblatt ((Dugdale 1960), (Barenblatt 1962)), qui permettent d'évaluer l'étendue de la zone déformée plastiquement en pointe de fissure. Si l'hypothèse de plasticité confinée n'est plus vérifiée, la singularité plastique sera alors décrite par l'intégrale de contour.

Le critère de rupture repose sur l'hypothèse que la rupture se produit lorsque l'intégrale-J (représentant le chargement mécanique de la fissure) atteint une valeur critique Jc supposée être une caractéristique du matériau.

L'objectif de notre étude est d'estimer la ténacité des tubes de Zircaloy-4 comportant des blisters à 25°C, à partir de la base expérimentale existante d'essais mécaniques. Pour cela, il est nécessaire d'estimer l'intégrale-J à rupture pour chaque essai mécanique effectué sur éprouvette contenant un blister. Il n'existe cependant pas de modèle analytique permettant de déterminer la ténacité de tubes au comportement élasto-plastique, comportant une fissure semi-elliptique, chargés en traction par des demi-mandrins ou par compression de média. Les calculs éléments finis permettent alors de prendre en compte les effets de structure et de la biaxialité des contraintes pour déterminer l'intégrale-J critique pour chacun des essais de la base.

Plusieurs méthodes numériques, basées sur des calculs d'intégrales de contour ou d'intégrales de surface, permettent de déterminer l'intégrale J. Dans un calcul par éléments finis, l'intégrale J est calculée le long d'un contour englobant la pointe de fissure, en accord avec sa définition. En mécanique élasto-plastique de la rupture, l'intégrale de contour peut dépendre du contour choisi, mais plus le contour est éloigné de la pointe de fissure, plus la précision numérique sera bonne. Il sera nécessaire de vérifier lors des simulations numériques cette hypothèse de convergence de J avec la taille du contour.

La méthode d'extension virtuelle de la fissure a été introduite dans les calculs éléments finis par (Parks 1977). On considère deux contours Γ_1 et Γ_2 de taille différente autour de la fissure de longueur « a », ainsi qu'une extension virtuelle « δa » de la fissure. L'extension consiste à déplacer virtuellement d'une longueur « δa » les éléments internes à Γ_1 uniquement, de façon à créer une distorsion des éléments compris entre Γ_1 et Γ_2. On calcule alors le taux de restitution de l'énergie par rapport aux éléments compris entre Γ_1 et Γ_2.

De Lorenzi a par la suite généralisé la méthode au cas d'un milieu continu (De Lorenzi 1982), puis (Suo and Combescure 1992) ont retrouvé un résultat analogue faisant intervenir une fonction vectorielle « θ » dont les composantes valent (1,0) à l'intérieur du contour Γ_1, (0,0) à l'extérieur du contour Γ_2, et sont de valeurs variant continument dans le domaine borné par les contours Γ_1, Γ_2 et

la fissure, d'où le nom de méthode G(θ). Ainsi la méthode G(θ) permet soit une extension virtuelle du front de fissure entier, on parlera de *J Global*, soit une extension virtuelle d'un ou plusieurs nœuds auquel cas on parlera de *J Local* (Figure 107). C'est cette méthode qui est implémentée en standard dans CAST3M, sous le nom de procédure *G_THETA* (Suo and Combescure 1992).

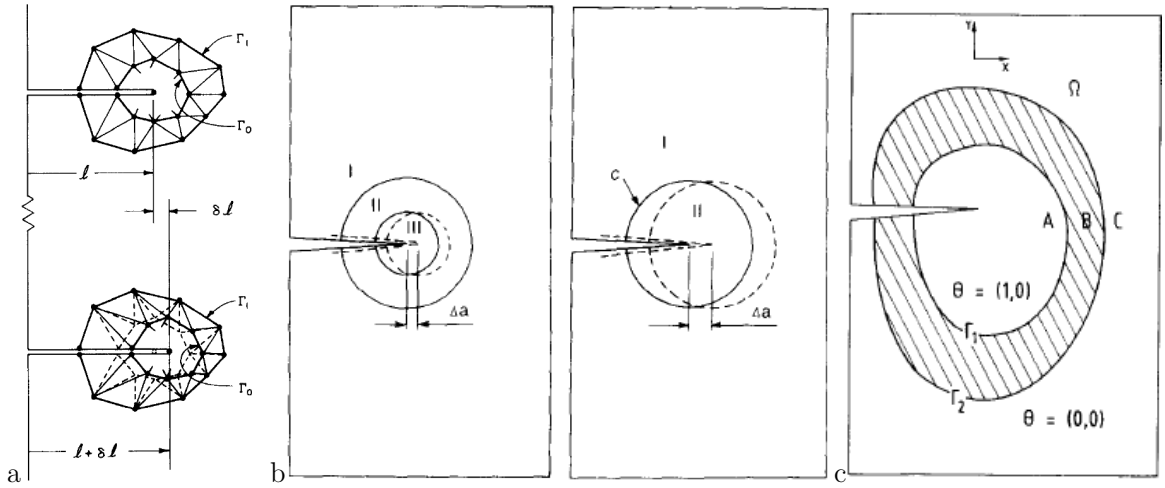


Figure 106 : a) Extension virtuelle de la fissure et distorsion des éléments compris entre les contours Γ_1 et Γ_2 (Parks 1977)
b) Généralisation à un milieu continu (De Lorenzi 1982)
c) Généralisation au milieu continu et introduction du champs θ (Suo and Combescure 1992)

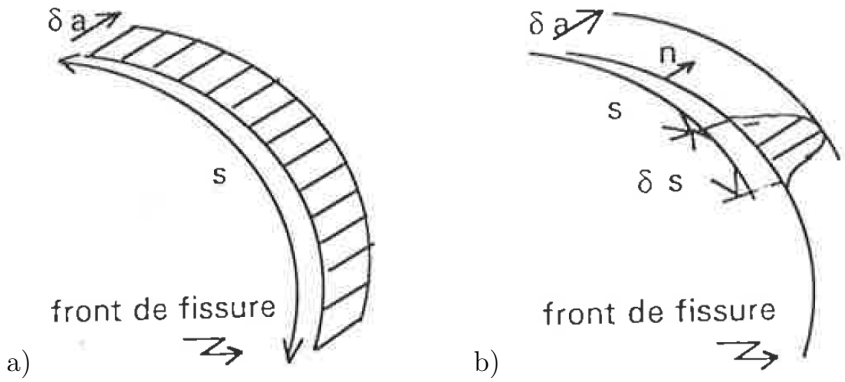


Figure 107 : Extension virtuelle pour la définition du a) J global b) J local (Miannay 1995)

Afin de valider notre procédure numérique de détermination de J par la méthode G(θ), nous allons comparer les prédictions du calcul par éléments finis avec les résultats d'un modèle analytique de la littérature, sur un cas simple de plaque fissurée soumise à un effort de traction.

2.2.2. Validation de la procédure de calcul de J

2.2.2.1. Facteur d'intensité des contraintes pour une fissure semi-elliptique dans une plaque finie

L'étude de (Newman and Raju 1979) considère une plaque tridimensionnelle aux dimensions finies, au comportement élastique isotrope (coefficient de Poisson $\nu = 0{,}3$), comportant une fissure plane semi-elliptique, soumise à un effort de traction. Les FIC en Mode I ont été obtenus par des calculs éléments finis, grâce à une méthode faisant intervenir les forces nodales normales au plan de la fissure, au-delà du front de fissure, telle que décrite en annexe de (Raju and Newman Jr. 1979).

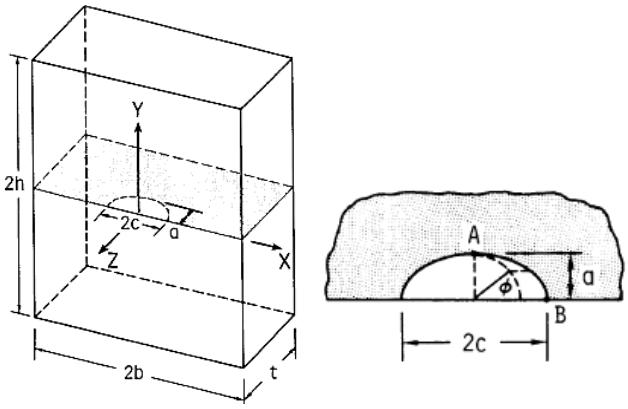


Figure 108 : Plaque contenant une fissure semi-elliptique (Newman and Raju 1979)

L'état de contraintes le long du front de fissure varie de déformations planes à l'intérieur de la plaque (« point A ») à un état de contraintes planes à la surface (« point B ») de la plaque (Figure 108). Les calculs ont été effectués pour une large gamme de jeux de paramètres géométriques, ce qui a permis de développer une série d'équations dont la forme générale est donnée en Équation 6 :

$$\text{a)}\quad K_I = S_t\sqrt{\pi\,\frac{a}{Q}}\,.\;F\left(\frac{a}{t},\frac{a}{c},\frac{c}{b},\varphi\right)$$

$$\text{b)}\quad \mathrm{F} = \frac{K_I}{S_t\sqrt{\pi\frac{a}{Q}}}$$

Équation 6 : a) Facteur d'intensité des contraintes et b) Définition du rapport normalisé « F »
Avec :
S_t : contrainte macroscopique de traction ;
a : profondeur de la fissure, c : demi-largeur de la fissure ;
Q : facteur de forme dépendant du rapport a/c de la fissure ($Q = 1 + 1.464 * (a/c)^{1,65}$) ;
t : épaisseur de la plaque ; b demi-largeur de la plaque ; φ angle paramétrique de l'ellipse.

Cette étude permet de décrire l'évolution du FIC en tout point de la fissure semi-elliptique, en fonction de la contrainte de traction appliquée et des paramètres géométriques de la fissure et de la plaque.

L'effet des ratios a/t, a/c et c/b sur l'évolution du FIC le long du front de fissure a notamment été étudié. L'analyse de (Newman and Raju 1979) prévoit que dans le cas d'une fissure semi-elliptique dans une plaque finie soumise à un effort de traction, le FIC soit maximal (Figure 109):

- au point le plus profond de la fissure (point A, $\varphi = \pi/2$) si le rapport « profondeur de fissure / demi-largeur de fissure » (rapport a/c) est faible (inférieur à 1),
- au point d'intersection entre la fissure et le bord extérieur de la plaque (point B, $\varphi = 0$) si le rapport a/c est élevé.

Nous constatons d'autre part que plus le rapport « profondeur de fissure / épaisseur de plaque » (rapport « a/t ») augmente, plus le FIC est élevé, quels que soient l'angle et le rapport a/c (Figure 109 et Figure 110).

Enfin, plus le rapport « demi-largeur de fissure / demi-largeur de plaque » (ou rapport « c/b ») augmente, plus le FIC sera important (Figure 110).

Dans le but de mieux comprendre les deux figures suivantes (Figure 109 et Figure 110), les encadrés de couleur bleue, verte et rouge correspondent respectivement aux valeurs ou évolutions des rapports a/t, c/b, et a/c.

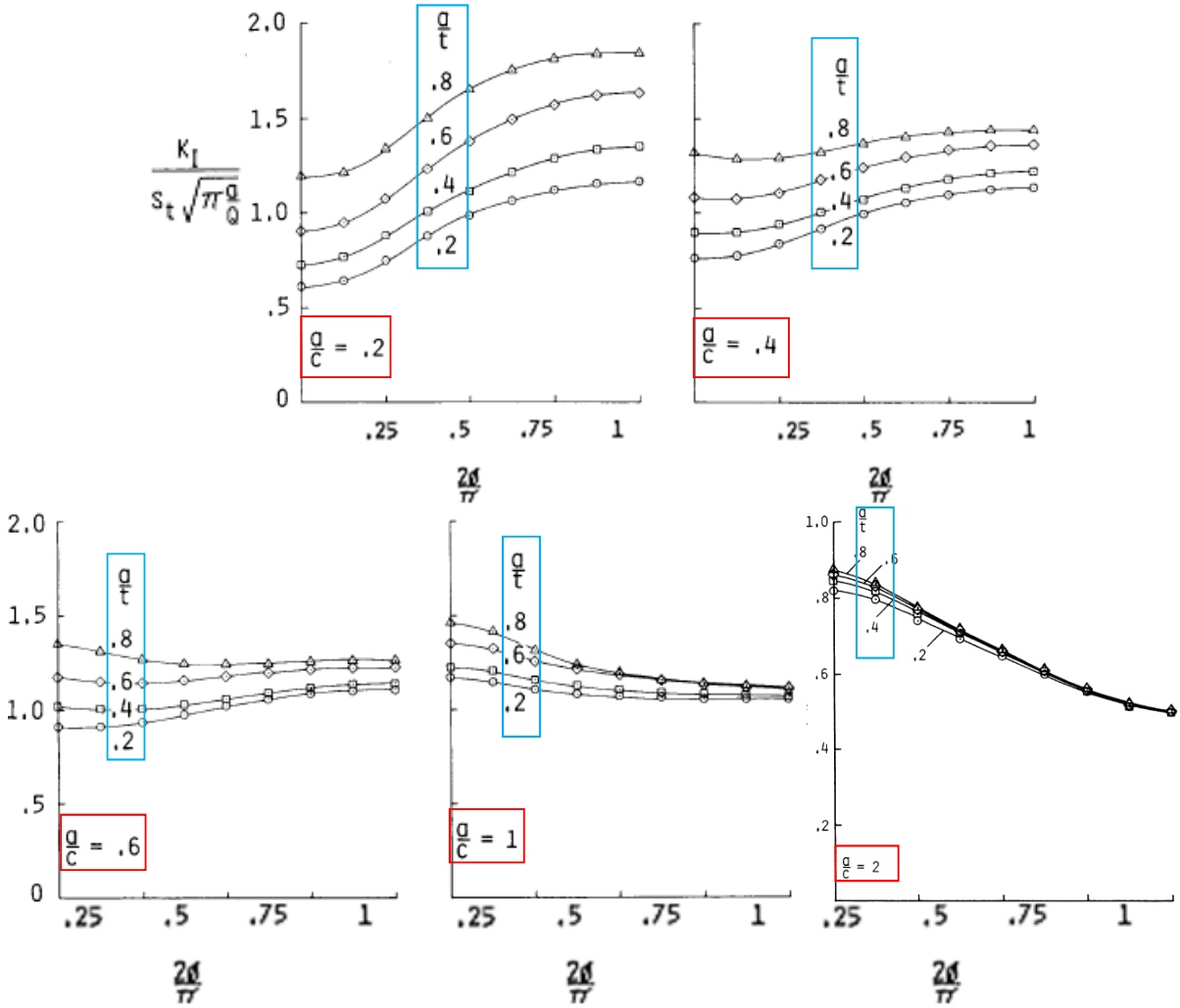


Figure 109 : Influence du rapport « a/c » sur F pour une plaque en traction (Newman and Raju 1979)

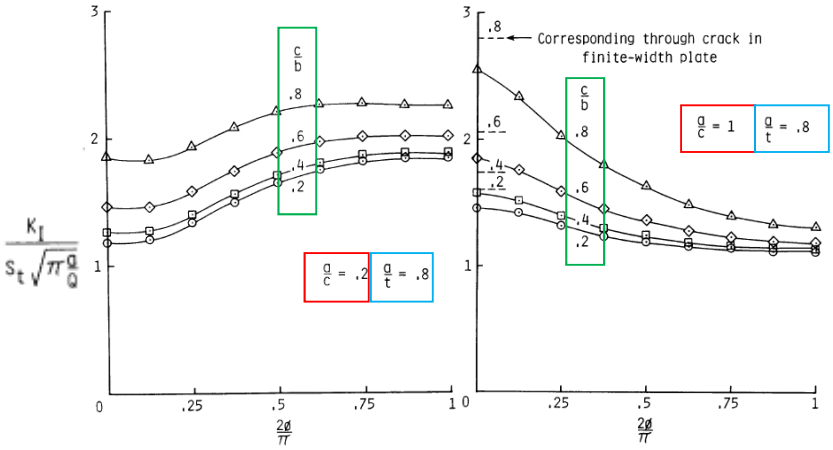


Figure 110 : Influence du rapport "c/b" sur F pour une plaque en traction (Newman and Raju 1979)

Des calculs ont également été effectués dans le cas d'une plaque soumise à un effort de flexion, le FIC est maximal au point B ($\varphi = 0$) pour les rapports a/t supérieurs à 0,6, quel que soit le rapport a/c (Figure 111). Pour les faibles rapports a/t, le FIC dépend du rapport a/c de la même façon que pour une plaque en traction. Enfin, le FIC augmente également avec le rapport c/b (Figure 112).

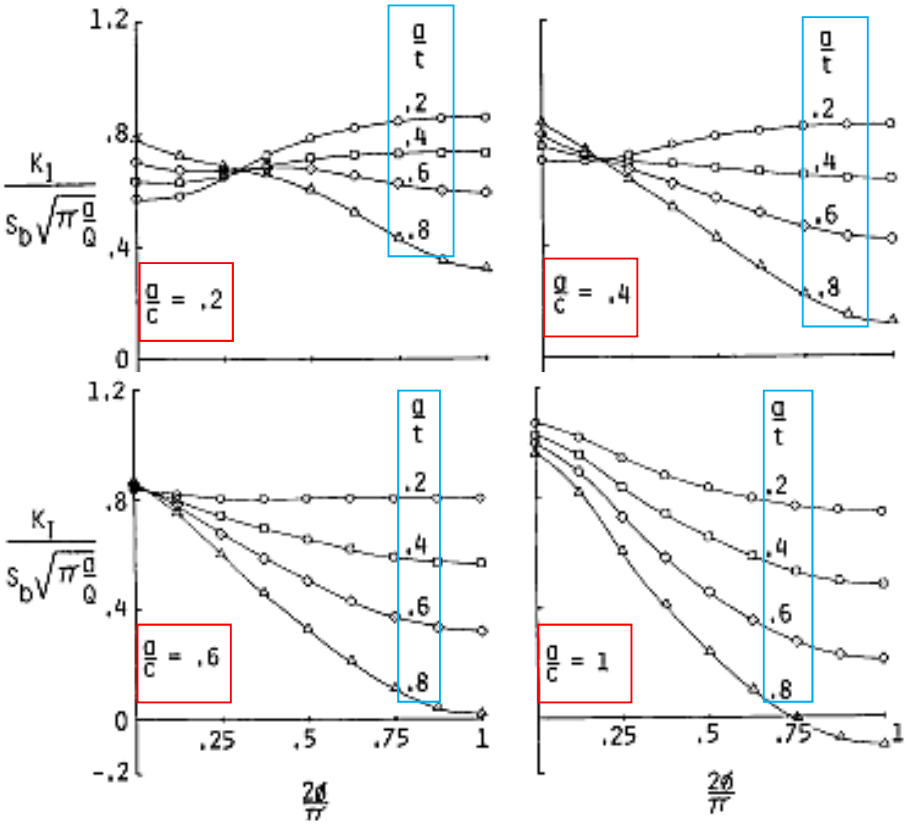


Figure 111 : Influence du rapport « a/c » sur F pour une plaque en flexion (Newman and Raju 1979)

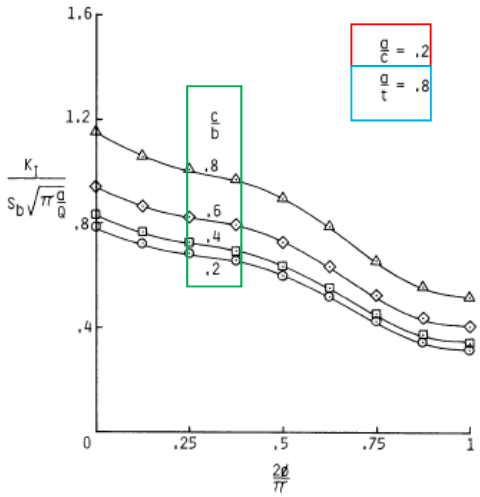


Figure 112 : Influence du rapport "c/b" sur F pour une plaque en flexion (Newman and Raju 1979)

Ainsi, selon la valeur des rapports a/c, a/t, c/b, et selon le type de chargement (traction ou flexion), le FIC n'est pas forcément maximal au point le plus profond (point A de la Figure 108) du front de fissure. D'après (Newman and Raju 1979), pour les rapports a/c supérieurs à 0,6, le FIC est maximal au point B mais ne contrôle pas forcément la rupture. En effet, la surface de la plaque est en contraintes planes, tandis que l'intérieur de la plaque est plutôt en déformations planes, la rupture peut donc s'amorcer proche du point B mais pas nécessairement au point B.

Les éprouvettes annulaires utilisées pour les essais HT et PST sont soumises à un essai de traction dans lequel apparaît un effort de flexion des parties utiles en début d'essai (Figure 20). La présence de congés autour de la zone utile peut induire un chargement mécanique assez complexe à interpréter. De même, les plis formés de part et d'autre de la zone utile dans les tronçons des essais EDC et HB-EDC peuvent induire un chargement complexe difficile à représenter de façon analytique, puisqu'il combine un effort de traction et de flexion au niveau de la fissure.

Tous ces éléments rendent donc difficile l'interprétation des essais, et justifient ainsi un calcul de structure tridimensionnel par éléments finis pour déterminer le FIC des anneaux HT et PST, et des tronçons EDC et HB-EDC, de Zircaloy-4 en présence d'un blister que l'on représentera comme une fissure semi-elliptique.

2.2.2.2. Calculs éléments finis sur plaque et détermination des FIC

Des simulations numériques ont été effectuées avec le code CAST3M sur une plaque contenant une fissure semi-elliptique maillée avec des éléments quadratiques, principalement des cubes à 20 nœuds (éléments « *CU20* ») et 27 points d'intégration de Gauss. La plaque, au comportement élastique isotrope, est soumise à un effort de traction axiale.

Compte-tenu de la profondeur des fissures, de l'épaisseur de la plaque correspondant à l'épaisseur d'une gaine de combustible standard, et de l'espace nécessaire à la régularisation du maillage de la fissure, il est possible de mailler le front de fissure semi-elliptique par un maillage torique composé de 5 à 6 contours toriques espacés de 10 à 15 µm chacun autour du front de fissure, en fonction de la profondeur de la fissure (Figure 113 a).

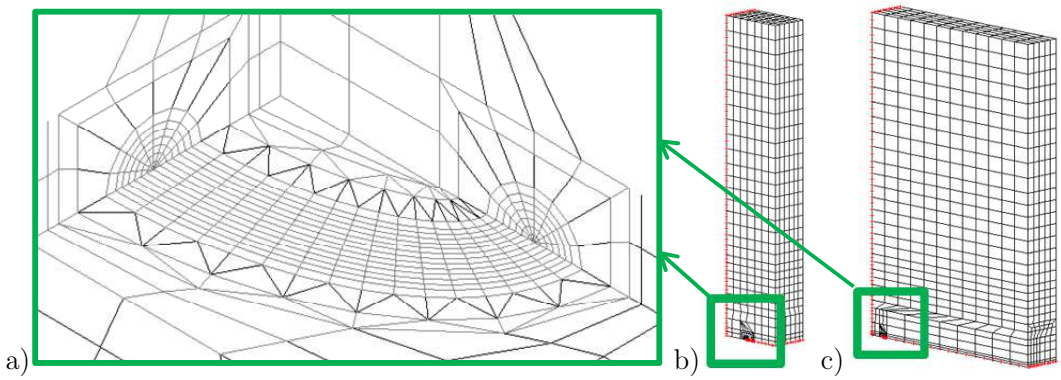


Figure 113 : a) Fissure semi-elliptique obtenue avec la procédure FIS_3D
b) Maillage d' ¼ de plaque a = 210 µm ; c = 405 µm ; b = 1000 µm ; a/c = 0,52 ; c/b = 0,41
c) Maillage d' ¼ de plaque a = 120 µm ; c = 220 µm ; b = 3170 µm ; a/c = 0,55 ; c/b = 0,07

En raison des symétries de géométrie et de chargement, le maillage se résume à un quart de la plaque. Deux types de plaques de largeurs différentes seront étudiées, correspondant aux largeurs des parties utiles des éprouvettes HT et PST, soit 2 mm pour la première plaque, et 6,34 mm pour la deuxième (Figure 113 b et c). Les valeurs d'intégrales-J en pointe de fissure sont ensuite déterminées en post-traitement sur différents contours toriques par la méthode G(θ), grâce à l'opérateur « *G_THETA* » (Suo and Combescure 1992) implémenté dans CAST3M.

2.2.2.3. Indépendance de J au contour

L'hypothèse d'indépendance au contour a été étudiée aux points A (de profondeur maximale) et B (à l'intersection entre la fissure et la surface libre de la plaque) du front de fissure elliptique (Figure 114) :

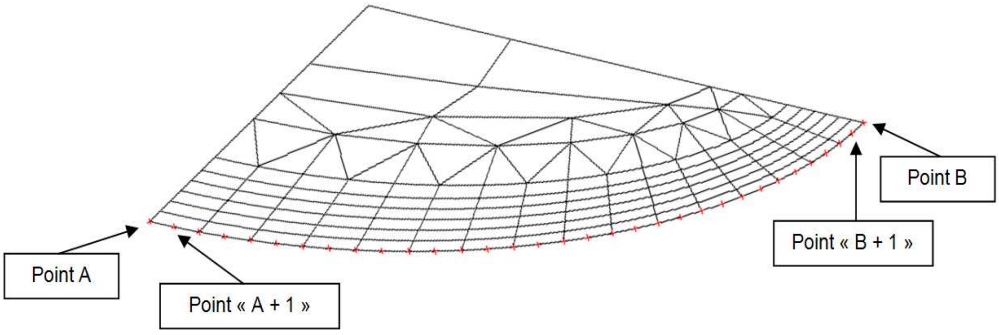


Figure 114 : Front de fissure semi-elliptique et points d'intérêts

Les contours sont définis à partir du front de fissure. Le « contour 1 » correspond au plus petit contour maillé, constitué de la première rangée de mailles depuis le front de fissure (soit un tore centré sur le front de fissure et dont le rayon est d'une maille). De la même manière, le « contour 2 » correspond à un tore centré sur le front de fissure et dont le rayon est de 2 mailles depuis le front de fissure, et ainsi de suite pour les contours suivants.

En appliquant un effort de traction axiale sur un quart de plaque, il a été constaté que les valeurs de l'intégrale-J aux points A et B divergeaient avec le contour, les valeurs étant d'autant plus grandes que le contour était éloigné du front de fissure (Figure 115 a). Cette divergence est liée à la non-prise en compte du plan de symétrie. En revanche, nous avons remarqué que les points « A+1 » et « B+1 » étaient plutôt stables sur les 6 contours calculés (Figure 115 b).

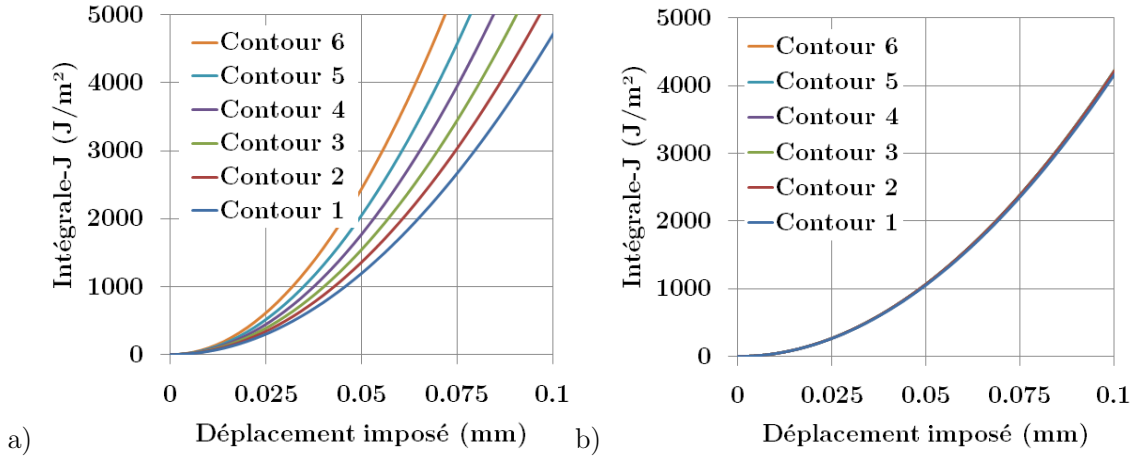
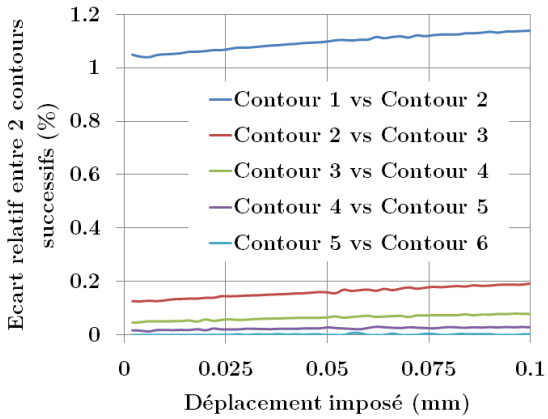


Figure 115 : Intégrale-J en fonction du déplacement imposé a) au point A b) au point A+1

La stabilité de l'intégrale-J vis-à-vis du contour a été évaluée au point « A+1 » se situant à environ 10 µm du point A sur le front de fissure. Le premier contour donne une valeur de J de 1 % plus faible que les contours suivants, puis la valeur de J augmente légèrement avec la taille du contour choisi, jusqu'à converger sur le dernier contour. Plus le contour choisi est grand, plus l'écart relatif en J calculé entre ce contour et le contour précédent diminue, voire s'annule entre les 2 derniers contours, ce qui confirme la convergence de J avec la taille du contour (Figure 116).



Ecart relatif = $(J_{\text{Contour n+1}} - J_{\text{Contour n}}) / J_{\text{Contour n+1}}$

Figure 116 : Ecart relatif des valeurs de J entre 2 contours successifs – Stabilité au point A+1

Les instabilités observées au point A peuvent être attribués à des effets de bord libre du maillage. Nous avons vérifié que si toute la fissure est maillée, nous n'observons plus ces divergences de J au point A, grâce à un calcul sur une demi-plaque (Figure 117 a). Les valeurs de J sont à nouveau stables avec le contour au point A (Figure 117 b et c).

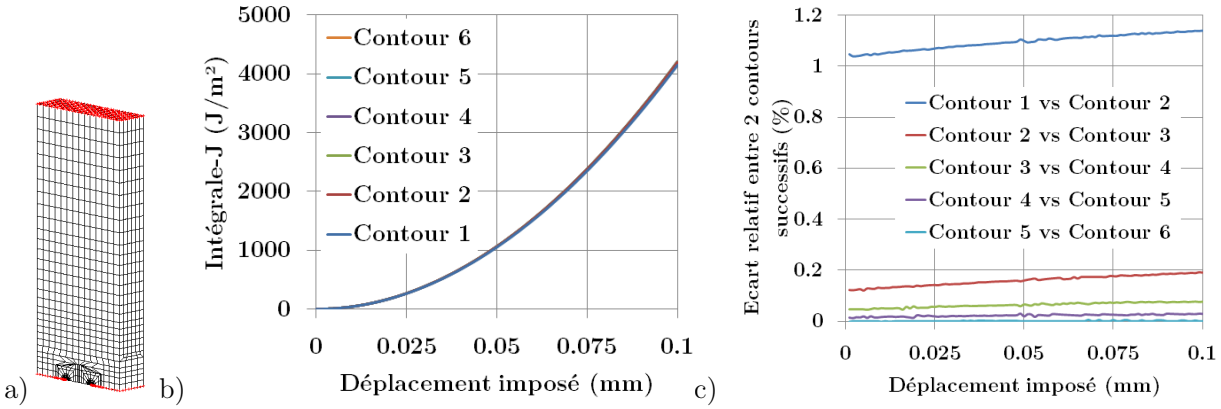


Figure 117 : a) Maillage de l'éprouvette ½
b) Intégrale-J en fonction du déplacement pour différents contours au point A
c) Stabilité des contours au point A

Les points A et « A+1 » sont distants d'environ 10 µm le long du front de fissure. Afin de s'affranchir de ces divergences de J tout en continuant les calculs sur un quart de plaque, soit sur la moitié du front de fissure, les valeurs d'intégrale-J seront par la suite relevées au point « A+1 », plutôt qu'au point A, qui s'avèrent être une bonne approximation des valeurs au point A, à condition qu'il y ait suffisamment d'éléments le long du front de fissure (16 mailles, soit 33 éléments, le long du « demi » front de fissure).

En effet, on relève moins de 0,07 % d'écart entre les valeurs de J relevées au point A et les valeurs relevées au point « A+1 » sur une géométrie ½, et moins de 0,08 % d'écart entre les valeurs de J relevées au point A sur une géométrie ½ et les valeurs relevées au point « A+1 » sur une géométrie ¼.

2.2.2.4. Comparaison entre les calculs éléments finis et l'étude analytique

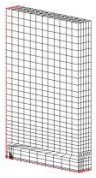
Pour un matériau au comportement élastique, selon une hypothèse de déformations planes, et en considérant que la fissure ne s'ouvre qu'en mode I, on peut relier l'intégrale-J au FIC « K_I » grâce à la formule suivante :

$$J_I = \frac{(1-\nu^2)\ K_I{}^2}{E}$$

Équation 7 : Relations entre Intégrale-J et FIC
avec K_I facteur d'intensité des contraintes, E module de Young, et ν coefficient de Poisson.

Les rapports F, tels que définis en Équation 6, obtenus grâce à des extrapolations des coefficients issus de l'analyse de (Newman and Raju 1979), sont comparés aux rapports obtenus par les calculs éléments finis, sous une hypothèse de déformations planes au point A+1 :

Pour une fissure (a = 210 µm ; c = 405 µm, b = 1000 µm, ν = 0,3), au point A+1 :
Newman & Raju : F = 1,22
CAST3M + G_THETA : F = 1,18



Pour une fissure (a = 120 µm ; c = 220 µm, 3170 µm, ν = 0,3), au point A+1 :
Newman & Raju : F = 1,11
CAST3M + G_ THETA : F = 1,08

Les résultats présentés ci-dessus permettent de vérifier l'adéquation entre l'étude de (Newman and Raju 1979) et les calculs éléments finis couplés avec la procédure *G_THETA* (G-θ), pour un modèle de comportement élastique isotrope. On constate que les calculs éléments finis sous-estiment de 3% les résultats de (Newman and Raju 1979) sous l'hypothèse de déformations planes. Ces résultats nous permettent de valider notre procédure de calcul.

Toutefois, cette méthode analytique ne permet pas de prendre en compte des effets de structure comme la flexion (non maitrisée) des parties utiles de l'éprouvette, la présence de congés, le contact et le frottement entre deux surfaces. De plus, ce modèle analytique est valable uniquement en élasticité, tandis qu'il apparait un peu de plasticité en pointe de blister dans la gaine de Zircaloy-4. Ces différents points justifient la nécessité d'utiliser les éléments finis pour calculer des intégrales de contour en pointe de fissure, afin d'évaluer les facteurs d'intensité des contraintes des tubes de Zircaloy-4 en présence d'un blister d'hydrures à 25°C.

2.2.3. Méthode numérique de détermination de J_{Ic}

2.2.3.1. Procédure de maillage

Les calculs d'intégrales-J sont effectués sur des maillages 3D pour les essais HT, PST, EDC et HB-EDC (Figure 118), afin de prendre en compte les effets de structure comme la flexion des parties utiles de l'éprouvette, le contact et le frottement entre la gaine et le mandrin d'Inconel et la présence de congés sur l'éprouvette.

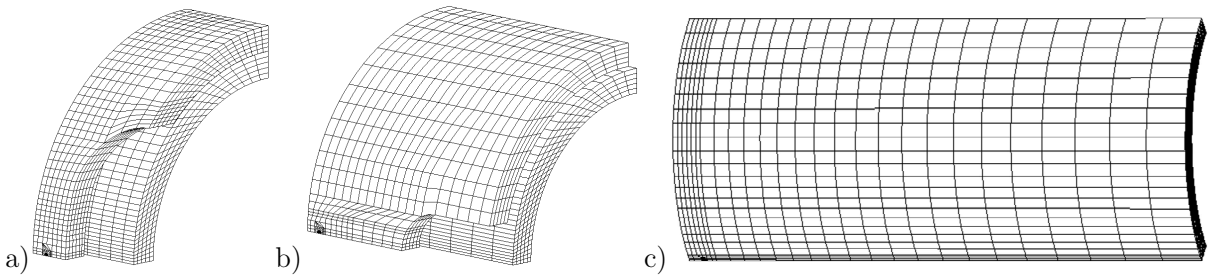


Figure 118 : Maillages a) HT-3D b) PST-3D, c) EDC-3D & HB-EDC-3D

Pour les essais EDC et HB-EDC, les frottements entre le média en téflon et la gaine, liés à la compression du média induisaient en 3D de forts problèmes de convergence numérique au niveau de l'algorithme de contact implémenté dans CAST3M, même à bas coefficient de frottement. Afin de s'affranchir de la compression 3D du média et de ces difficultés liées au contact/frottement, on effectue dans un premier temps des calculs 2D axisymétriques dans le plan radial-axial sur un maillage sans blister, afin d'obtenir le chargement à imposer dans un deuxième temps en paroi interne des maillages 3D comportant un blister, sous la forme d'une distribution axiale de déplacements radiaux imposés. On applique alors cette distribution comme un déplacement radial minimum en paroi interne des maillages 3D comportant un blister, autorisant ainsi un potentiel décollement virtuel de la gaine par rapport au média fictif.

Afin de gagner en temps de calcul, l'ensemble de ces calculs ont été simulés sur 1/8 d'éprouvette en raison des symétries de chargement et de géométrie, mais cela revient à considérer une fissure sur chaque zone utile soit deux fissures par éprouvette, alors qu'il n'y a en réalité qu'un seul blister sur chacune des éprouvettes.

Afin d'évaluer les effets liés à cette hypothèse simplificatrice, on considère un modèle rhéologique simple, composé de deux ressorts élastiques de même raideur E, et de sections S_1 et S_2 différentes telles que $S_1 < S_2$, auquel on applique une déformation globale ε_t (Figure 119).

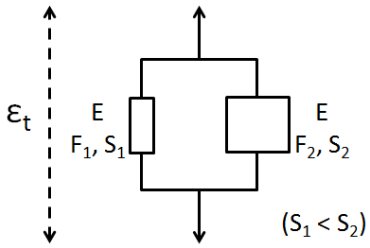


Figure 119 : Modèle rhéologique composé de deux ressorts élastiques assemblés en parallèle

On a alors : $\varepsilon_t = \frac{F_1}{E\,.\,S_1} = \frac{F_2}{E\,.\,S_2}$, soit $F_1 = F_2 \frac{S_1}{S_2}$.

Si on considère un blister semi-circulaire d'un rayon de 400 µm, il occupe ainsi une surface de 0,25 mm², ce qui représente environ 1,5 % de la section utile (r-z) d'un tronçon EDC (30 mm * 0,57 mm ≈ 17,1 mm²), 7 % d'une section utile (r-z) d'éprouvette PST (6,34 mm * 0,57 mm ≈ 3.6 mm²), 22 % d'une section utile (r-z) d'une éprouvette HT (2 mm * 0,57 mm ≈ 1,1 mm²).

Dans ce cas, on obtient $F_1 = 0{,}78\ F_2$ pour le HT, $F_1 = 0{,}93\ F_2$ pour le PST, et $F_1 = 0{,}98\ F_2$ pour l'EDC et le HB-EDC. Ainsi, simuler deux blisters au lieu d'un ne doit pas avoir beaucoup d'effet sur les niveaux de contraintes dans la section utile pour les essais PST, EDC et HB-EDC. En revanche, il se peut qu'on surestime les niveaux de contrainte pour les essais HT puisqu'on simule une configuration où $F_1 = F_2$ (contre $F_1 = 0{,}78\ F_2$ expérimentalement). Il se peut donc qu'on surestime la valeur de ténacité pour les essais HT.

2.2.3.2. Prise en compte du contact avec frottement

Pour les simulations des essais HT et PST, le frottement entre la gaine et le mandrin d'Inconel est pris en compte dans les calculs au moyen d'une loi de frottement de type Coulomb. Un coefficient de frottement de 0,4 avait été identifié par (Le Saux 2008), considérant que cette valeur permettait de représenter le frottement lié à la rugosité des deux surfaces métalliques et l'absence de lubrification entre le mandrin et la gaine. Cette valeur sera utilisée dans les simulations des essais HT et PST.

Pour les simulations des essais EDC et HB-EDC, un coefficient de frottement entre gaine et média téflon à 25°C avait été fixé à 0,1 par (Le Saux 2008) à la suite d'une identification par méthode inverse, grâce à une corrélation entre les courbes force-déplacement expérimentales et calculées. Pour (Hellouin de Menibus 2012), cette valeur est de 0,0125 et est obtenue grâce à une comparaison expérimentale et numérique des niveaux de déformation où les plis disparaissent lors des essais HB-EDC. Cependant, le piston métallique n'avait pas été simulé en raison d'instabilités numériques, et un déplacement axial était directement imposé sur toute la surface haute du média.

L'influence du coefficient de frottement sur la réponse macroscopique dans les simulations des essais EDC et HB-EDC est discutée au paragraphe suivant. Nous retiendrons finalement une valeur de 0,3 pour le coefficient de frottement en gaine et média de Téflon.

2.2.3.3. Détermination d'un modèle élasto-plastique isotrope pour le Zircaloy-4

L'orthotropie est actuellement incompatible avec la procédure G_THETA de détermination des intégrales-J implémentée dans CAST3M. Un modèle de comportement élasto-plastique isotrope à écrouissage non linéaire a alors été identifié pour le Zircaloy-4 à 25°C sur le maillage HT-3D non fissuré, à partir d'un essai expérimental HT sans blister réalisé à une vitesse de 10^{-1} s^{-1}, puisque l'ensemble des essais de la base ont été réalisés à cette vitesse :

$$\sigma_{von\ Mises} = \sigma_y + A(1 - e^{-B.\varepsilon_p}) + C(1 - e^{-D.\varepsilon_p})$$

Avec σ_y = 640 MPa ; A = 105 MPa ; B = 319 ; C = 134 MPa ; D= 72

Équation 8 : Modèle de comportement pour la gaine de Zy-4

Selon les essais mécaniques simulés, l'utilisation d'un modèle de comportement isotrope peut mener à un écart entre les niveaux de contraintes expérimentales et numériques. Cependant, la rupture des gaines contenant un blister s'effectue dans le régime élastique ou avec peu de plasticité macroscopique. Cette approche se limite donc à une plasticité de type von Mises. En appliquant le modèle de comportement ainsi déterminé pour le Zircaloy-4 à 25°C sur les maillages HT-3D et PST-3D non fissurés, nous retrouvons une bonne adéquation entres les courbes de force-déplacement expérimentales et numériques pour les deux configurations, malgré une sous-estimation des niveaux de forces un peu plus marquée pour la simulation de l'essai PST (Figure 120).

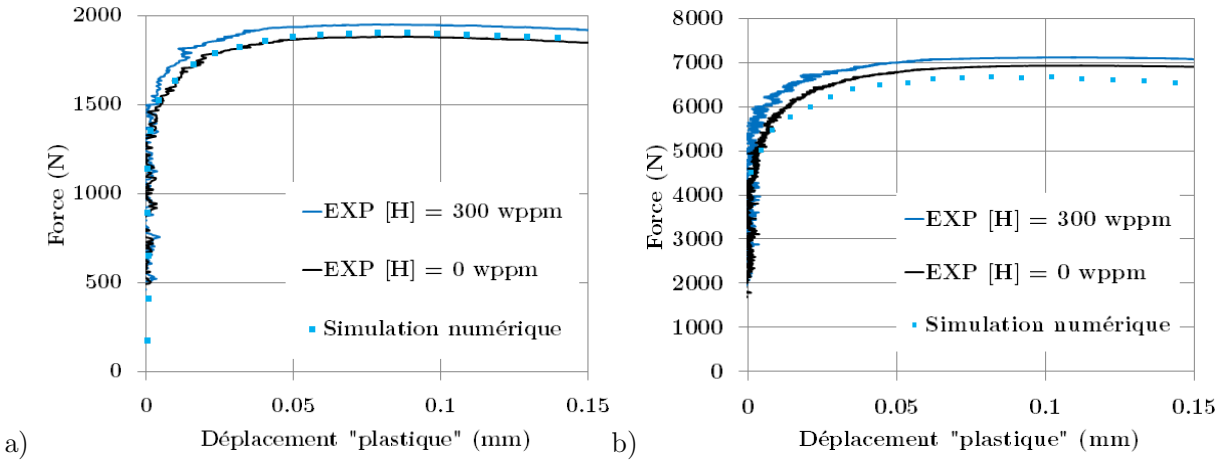


Figure 120 : Comparaison expérimentale et numérique des courbes « force-déplacement » a) HT b) PST

Comme déjà évoqué, puisque la compression 3D du média n'est pas simulée dans les essais EDC et HB-EDC, des calculs préliminaires sont effectués sur une géométrie 2D axisymétrique non fissurée pour d'une part évaluer la réponse du modèle de comportement sur ces essais en fonction de différents coefficients de frottement média-gaine, et pour d'autre part obtenir la distribution des déplacements à imposer en paroi interne de gaine 3D fissurée.

La déformation diamétrale à rupture avait été estimée, par corrélation d'images, pour les éprouvettes contenant un blister soumises à un essai EDC ou HB-EDC à 25°C, à des valeurs de l'ordre de 1 +/- 0,7 %. Etant donné les faibles valeurs de déformation diamétrale à rupture ainsi que la précision de la mesure liée à la résolution de la caméra, il est nécessaire d'effectuer les simulations numériques des essais en géométrie 2D axisymétrique afin d'évaluer plus finement l'évolution de la déformation diamétrale le long de l'éprouvette, notamment dans la zone d'intérêt, au moment de la rupture.

Une loi de comportement de type Ramberg-Osgood (Équation 9) avait été identifiée par (Le Saux 2008) pour le média en Téflon, les paramètres préconisés par M. Le Saux et ceux utilisés dans cette étude sont donnés dans le Tableau 9. Le module de Young utilisé pour le média de Téflon est de 2 GPa au lieu de 0,6 GPa, car des problèmes de non-convergence apparaissaient pour une telle valeur de module de Young.

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \varepsilon_e + \langle \frac{\sigma - \sigma_y}{K} \rangle^{1/n}$$

Équation 9 : Formalisme d'une loi de type Ramberg-Osgood

Media Téflon	(Le Saux 2008)	Cette étude
E (GPa)	0,6	2
ν	0,474	0,474
σ_y (MPa)	8	8
K (MPa)	30	30
n	0.5	0,5
Frottement gaine-média	0,1	0,3

Tableau 9 : Paramètres de la loi de comportement du média Téflon à 25°C

Comme l'avait remarqué (Le Saux 2008), l'augmentation du coefficient de frottement entre la gaine et le média conduit, pour un même déplacement du piston, à une élévation de l'effort axial appliqué (Figure 121). L'influence du coefficient de frottement gaine-média sur la réponse force-déplacement et sur les champs de contraintes et de déformations est beaucoup plus importante que celle des coefficients de frottement gaine-piston et média-piston.

Les distributions de déplacements radiaux que l'on va imposer en paroi interne des gaines fissurées ont été obtenues à partir de la simulation 2D axisymétrique dont le coefficient de frottement était de 0,3, bien que les réponses macroscopiques des simulations 2D ne représentent pas correctement l'écrouissage, quel que soit le coefficient de frottement.

Le modèle de comportement de la gaine, identifié sur les essais HT, semble en effet mener à une sous-estimation de la réponse macroscopique force-déplacement pour les essais EDC et HB-EDC, même avec un coefficient de frottement média/gaine de 0,3.

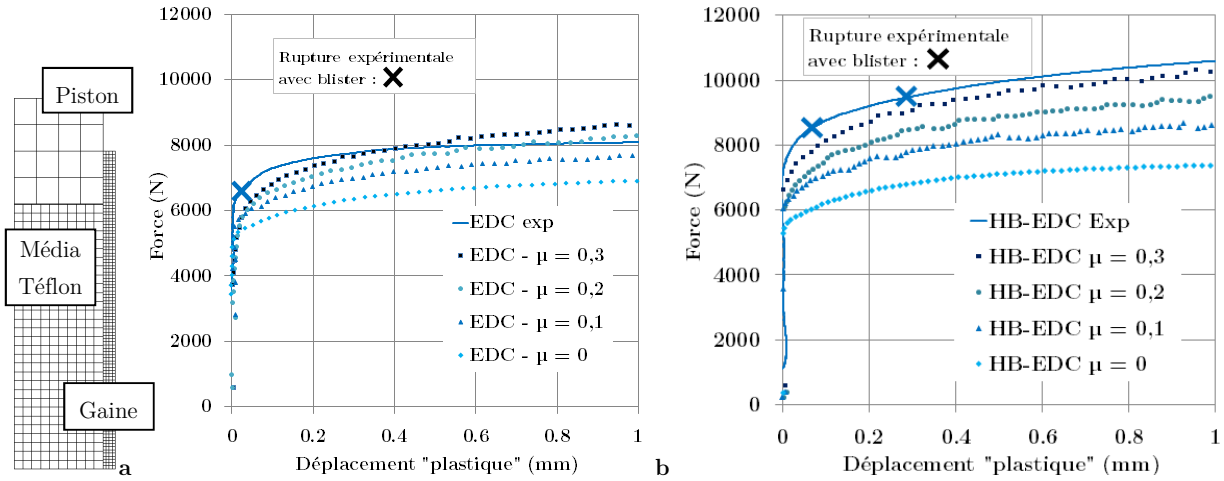


Figure 121 : a) Maillage EDC et HB EDC axisymétrique et Comparaison expérimentale et numériques des courbes Force-Déplacement pour différents coefficients de frottement b) EDC c) HB-EDC

La Figure 122 représente l'évolution du déplacement radial en paroi interne de la gaine, relevée au déplacement plastique correspondant à la rupture expérimentale, évaluée pour les 3 essais EDC et HB-EDC dont les gaines contenaient un blister, à partir des calculs 2D axisymétriques (sans fissure), et pour des coefficients de frottement de 0,1 et 0,3.

On constate que le frottement joue un rôle sur la formation des plis (autour de la position z = -0,8 cm), et modifie légèrement le déplacement radial au centre du tronçon (à z = 0 cm) où se trouve le blister, qui peut varier de 5-6 µm.

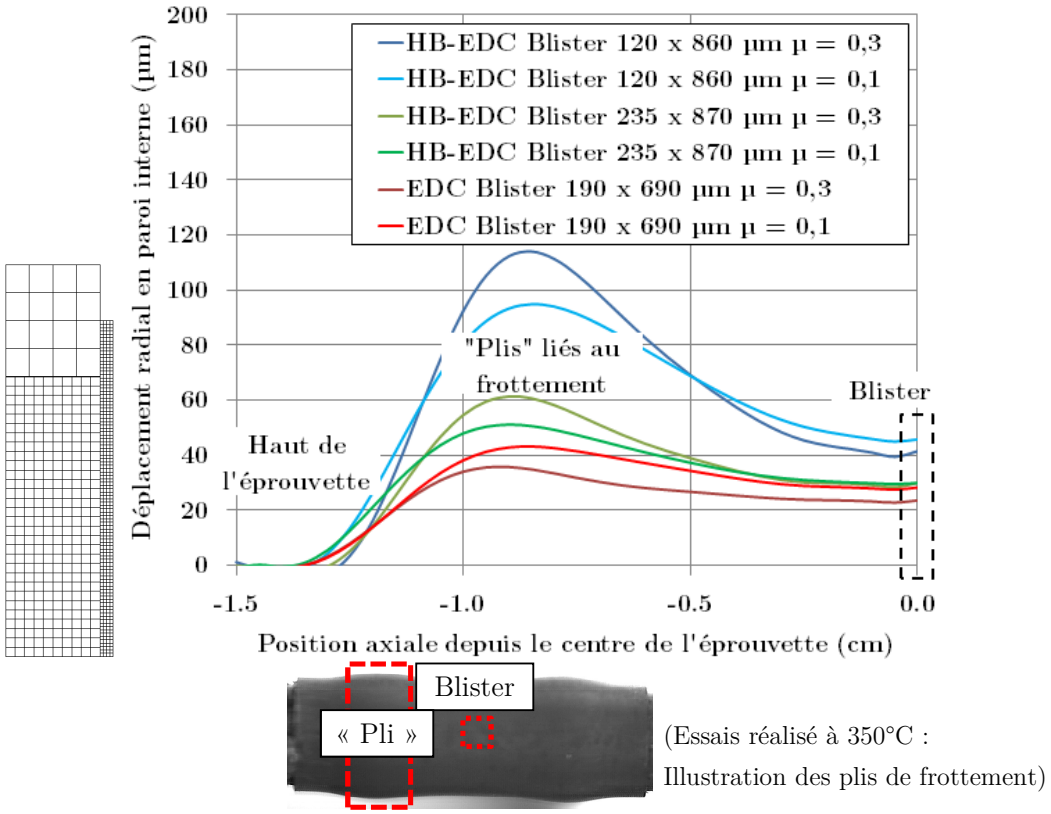


Figure 122 : Déplacement radial en paroi interne en fonction de la position axiale depuis le centre de l'éprouvette, au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale des gaines avec blister lors des essais EDC et HB-EDC

2.2.3.4. Détermination d'une profondeur de fissure

Le blister est une phase fragile, puisque la ténacité de l'hydrure de zirconium serait de l'ordre de quelques MPa.m$^{1/2}$ d'après (Matvienko 2000). On considère alors que le blister est entièrement fissuré avant que ne fissure la matrice de Zircaloy-4. A partir de l'observation des faciès de rupture des éprouvettes, les profondeurs des blisters ont été mesurées et comparées aux profondeurs estimées grâce au ratio hauteur de bosse / profondeur de blister. Il est cependant difficile de mesurer précisément une profondeur de blister, car la frontière entre blister et matrice de Zircaloy-4 n'est pas nette en raison de la présence du « sunburst » d'hydrures. En comparant les profondeurs estimées aux profondeurs mesurées sur les observations des faciès, un écart moyen de +3 % est relevé (voir Tableau 10).

Ainsi, le critère de détermination d'une profondeur de fissure, qui sera le paramètre principal dans les calculs d'intégrales-J, est illustré sur la Figure 123, et est donné par la formule suivante :

« Profondeur de fissure = Profondeur totale de blister mesurée – hauteur de bosse »

On retire en effet la hauteur de la bosse du blister, qui se trouve en dehors de la gaine et qui n'est donc pas supposée participer lors de la rupture du gainage. De plus, la longueur du « sunburst » d'hydrures n'est pas non plus prise en compte dans la profondeur de fissure, d'une part dans le but d'adopter une démarche conservative de détermination de la ténacité, et d'autre part car l'épaisseur de « sunburst » est difficilement mesurable de façon post-mortem. Le Tableau 10 présente les dimensions des blisters de la base expérimentale et des fissures équivalentes qui vont servir de paramètres dans les calculs d'intégrale-J.

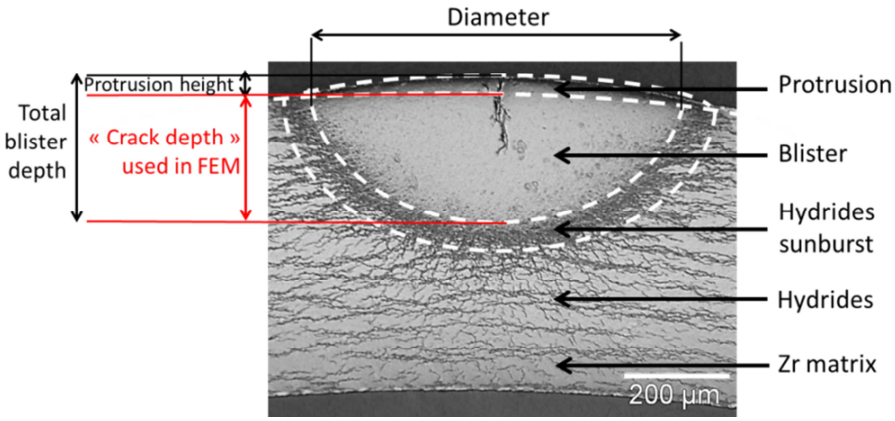


Figure 123 : Blister d'hydrures (Hellouin de Menibus 2014a) et profondeur de fissure équivalente

Géométrie	Diamètre (µm)	Hauteur de bosse (µm)	Profondeur totale estimée (µm)	Profondeur totale mesurée (µm)	Ecart (%)	Profondeur de fissure (µm)
PST	440	35	163	158	3	120
PST	480	38	177	173	2	135
PST	590	47	219	219	0	170
PST	610	50	233	220	5	170
PST	660	52	242	245	-1	190
PST	780	63	293	305	-4	240
HT	810	67	312	282	10	210
HT	880	72	335	294	12	220
HB-EDC	860	34	158	150	5	120
HB-EDC	870	65	302	300	1	235
EDC	690	52	242	243	0	190

Tableau 10 : Dimensions des blisters et des fissures équivalentes

2.2.3.5. Détermination de J_{Ic}

Les simulations des essais mécaniques réalisés sur des gaines de Zircaloy-4 contenant un blister sont effectuées avec les maillages comportant une fissure semi-elliptique, avec le modèle de comportement élasto-plastique déterminé en section 2.2.3.3. On n'affecte pas à la zone correspondant au blister un comportement différent de celui de la matrice de Zircaloy-4.

Pour les essais HT et PST, on détermine expérimentalement le « déplacement plastique » à rupture, puis on relève la valeur de l'intégrale-J en pointe de fissure correspondant à ce même « déplacement plastique » dans les simulations.

Pour les essais EDC et HB-EDC, on relève la valeur de l'intégrale-J au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale, c'est-à-dire au pas de temps où le chargement mécanique imposé correspond à la distribution de déplacements radiaux (en paroi interne de gaine) qui a été déterminée lors des simulations 2D axisymétriques de la Figure 122.

Afin de valider ces résultats d'intégrales-J critiques, il est nécessaire d'évaluer certaines hypothèses comme la plasticité confinée, la dépendance de J au maillage et la dépendance de J au contour.

2.2.4. Vérification des hypothèses de calcul

2.2.4.1. Dépendance de J au chargement EDC / HB-EDC

Puisque la compression 3D du média dans un tronçon EDC / HB-EDC n'a pas pu être simulée, une stratégie différente a été suivie pour déterminer la valeur des intégrales en pointe de fissure. Ainsi, trois types de chargement sur gaine 3D ont été envisagés (Figure 124) : en imposant un déplacement radial uniquement sur la circonférence de la gaine où se trouve le blister (configuration a1), en imposant un déplacement radial uniforme sur 80% de la paroi interne de la gaine (configuration a2), puis en imposant une distribution de déplacements radiaux sur la totalité de la paroi interne de gaine, dont la forme est donnée par les calculs 2D (r-z) axisymétriques décrits dans la Figure 122 de la section 2.2.3.3 (configuration a3).

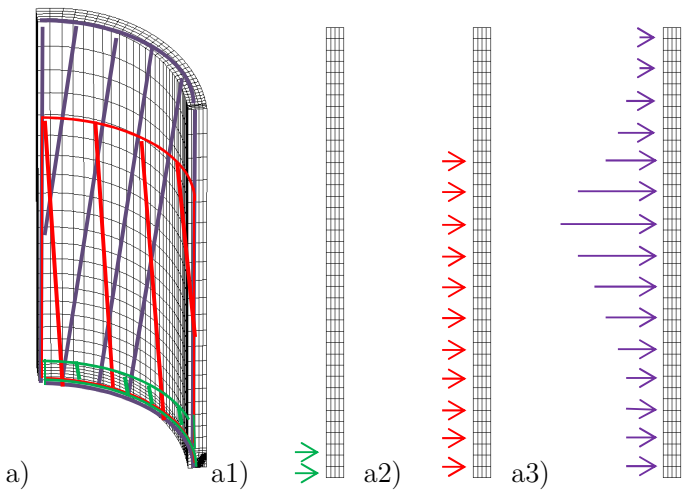


Figure 124 : Modes de chargement pour les essais EDC / HB-EDC
a) Maillage 3D de la gaine avec Déplacement imposé en paroi interne de gaine 3D :
a1) sur 1 mm a2) sur 12 mm a3) en distribution sur tout l'axe du tronçon

La Figure 125 représente l'évolution de l'intégrale-J en fonction de la déformation diamétrale, pour les différentes configurations de chargement HB-EDC, et pour un blister de 235 µm x 870 µm. Finalement, nous concluons que le type de chargement influe peu sur l'évolution de l'intégrale-J en fonction de la déformation diamétrale relevée à la côte axiale où se trouve le blister. Les trois chargements de déplacements imposés 3D donnent des résultats quasi-similaires, l'écart relatif en J au moment de la rupture étant de 10% entre la configuration a2 et a3, correspondant à un écart de 5 % en K_{Ic}.

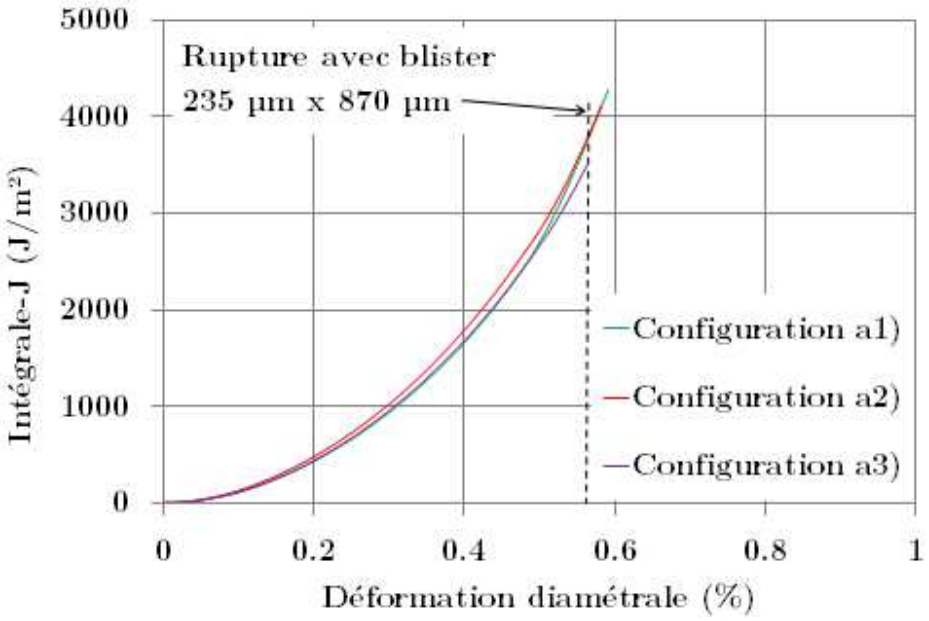


Figure 125 : Intégrale-J en fonction de la déformation diamétrale, pour différentes configurations de chargement (HB-EDC Blister 235 µm x 870 µm)

Nous retiendrons finalement la valeur de l'intégrale-J critique relevée lors de la simulation en configuration a3, correspondant à une distribution de déplacements imposés en paroi interne de gaine. La présence de plis semble négligeable pour les simulations des essais HB-EDC, bien que prise en compte.

Nous avons vu sur la Figure 122 que la distribution axiale de déplacements en paroi interne de gaine pouvait varier de 5-6 µm en fonction du coefficient de frottement choisi lors des simulations 2D axisymétriques, à travers la formation de plis plus ou moins prononcés. Cette variation de 5-6 µm sur le déplacement radial correspond à une incertitude de +/- 5 % sur la valeur de déformation diamétrale à rupture, et mène à une incertitude de +/- 6 % sur la valeur de ténacité.

2.2.4.2. Hypothèse de plasticité confinée

D'après (Lemaitre and Chaboche 1985), l'analyse élastique linéaire est valable pour les matériaux élastiques fragiles ou peu ductiles, mais est insuffisante lorsque la plasticité intervient dans un volume (appelé également « process zone ») dont la dimension principale dépasse de 5 à 20 % la longueur de la fissure. Dans le cas d'une plasticité non confinée, on utilise alors des corrections de zone plastique.

On peut estimer de façon grossière la valeur r_y du rayon de la zone plastique en pointe de fissure grâce aux équations du modèle de correction de zone plastique d'Irwin. Une application numérique de la formule d'Irwin, en utilisant les valeurs de 640 MPa pour σ_y, 0,342 pour ν et 16 MPa.m$^{1/2}$ pour K_{Ic}, donne une valeur de r_y d'environ 10 µm en déformations planes.

$$r_y(\theta = 0) = \frac{{K_I}^2}{2\pi {\sigma_y}^2}(1 - 2\nu)^2$$

Équation 10 : Estimation du rayon de la zone plastique en pointe de fissure sous l'hypothèse des déformations planes

Puisque toutes nos fissures sont de profondeurs supérieures à 120 µm, le rapport « r_y / a » est donc bien inférieur à 0,2, on peut alors admettre d'après (Lemaitre and Chaboche 1985) que le champ de contraintes calculé en élasticité est peu perturbé par la présence des déformations plastiques, sauf dans la zone plastique en pointe de fissure.

Si on observe les champs de déformation plastique équivalente en pointe de fissure au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale, on remarque que la déformation plastique équivalente est systématiquement maximale au point A de la fissure pour les essais HT et PST, et qu'elle est un peu plus répartie le long du front de fissure pour les essais EDC et HB-EDC. Cela est certainement dû à la flexion des jambes utiles des éprouvettes HT et PST.

Ainsi la valeur d'intégrale-J critique locale est systématiquement prise au point A(+1) pour les essais HT et PST car maximale en ce point, et il a été vérifié qu'il en allait de même pour les essais EDC et HB-EDC, bien que la répartition de J soit plus homogène le long du front de fissure. On constate également que la plasticité est importante dans une zone correspondant à la première couche d'éléments, située à un rayon de 6 à 10 µm depuis le front de fissure (Figure 126).

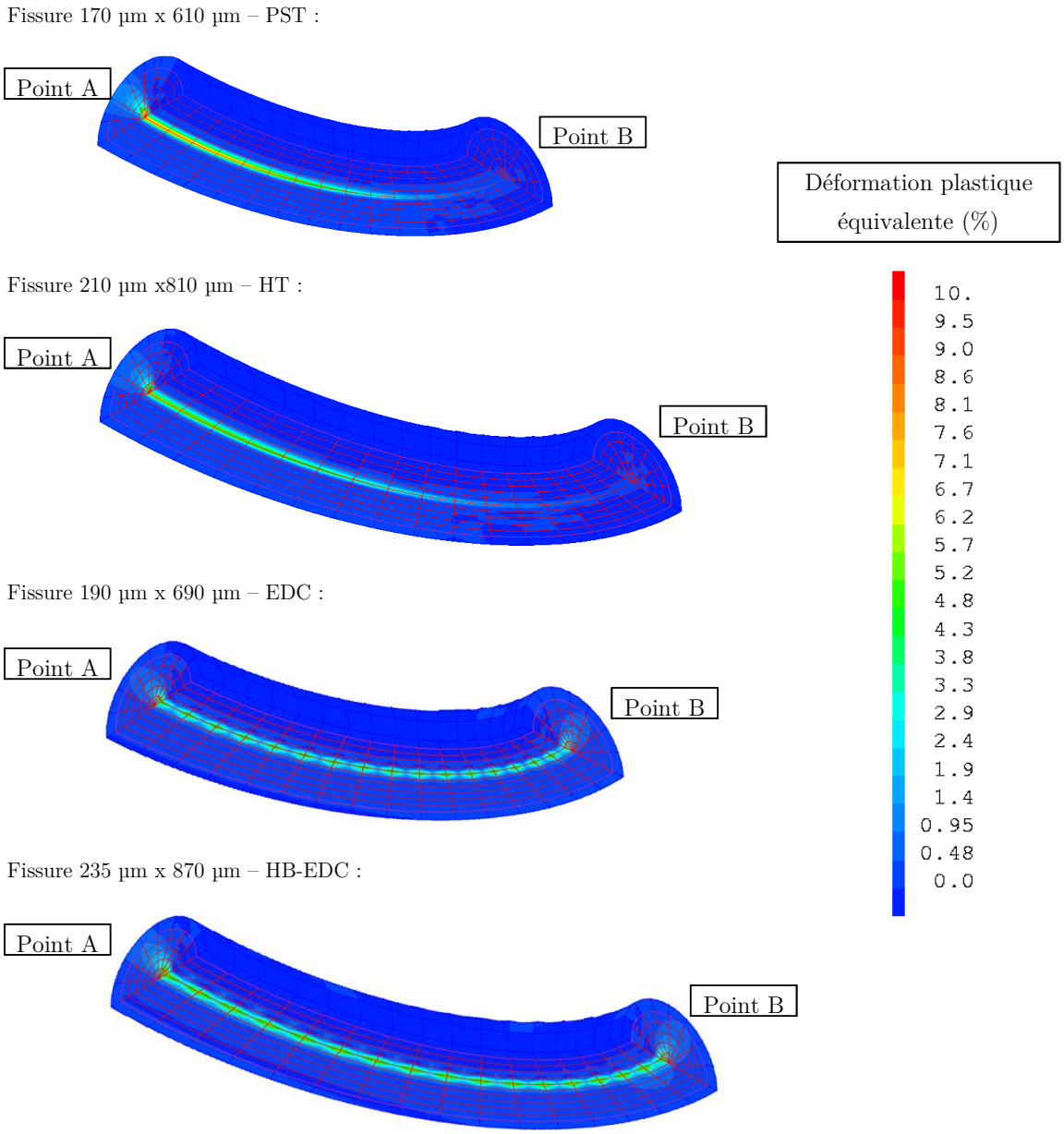


Figure 126 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente dans la partie torique en pointe de fissure, au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale

2.2.4.3. Profils de contraintes en pointe de fissure

Les profils de contraintes radiales, circonférentielles et axiales dans l'épaisseur en pointe de fissure ont été relevés au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale pour 4 tailles de fissures différentes sur les 4 types d'essais (HT, PST, EDC, HB-EDC).

D'après la Figure 127, la contrainte circonférentielle est bien la contrainte principale maximale. Les contraintes axiale et radiale sont relativement faibles en pointe de fissure pour l'ensemble des essais. Loin de la fissure, la contrainte axiale est très faible pour les essais HT et EDC, tandis qu'elle est non-négligeable pour les essais PST et HB-EDC. La biaxialité des contraintes « σ_{zz} / $\sigma_{\theta\theta}$ » loin de la pointe de fissure est estimée à 0,45 pour l'essai PST, et à 0,33 pour l'essai HB-EDC.

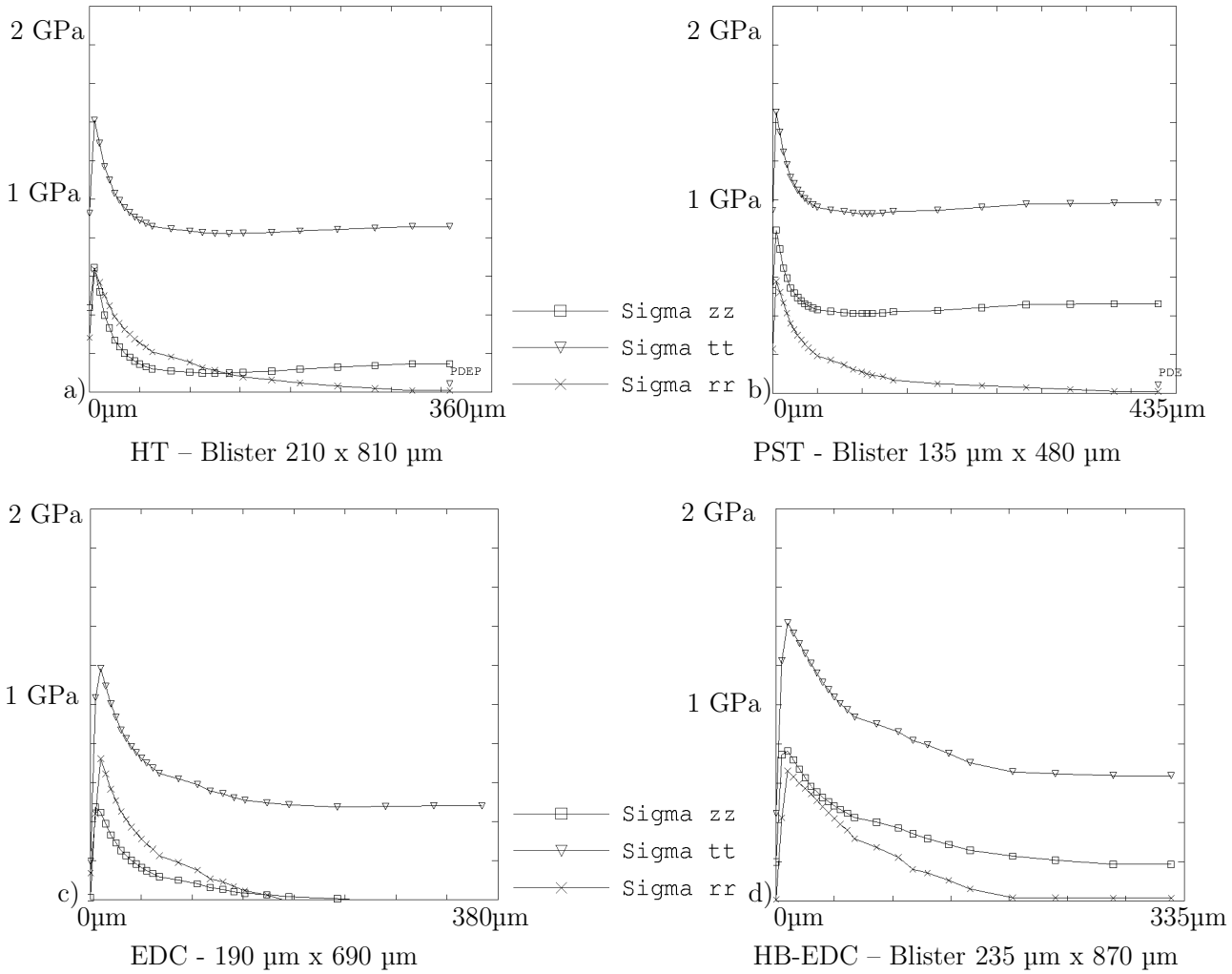


Figure 127 : Profils de contraintes radiale, circonférentielle et axiale en fonction de la distance dans l'épaisseur depuis la pointe de fissure, au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale

2.2.4.4. Dépendance de J au contour

Il est admis que dans un matériau homogène élasto-plastique l'intégrale-J dépend du contour et augmente avec la taille du contour choisi (Simha et al. 2008). En raison de l'importante plasticité au sein du premier contour de la pointe de fissure, les valeurs de J données par ce même contour ne sont pas exploitables (Figure 128). Ainsi, seuls les contours suivants sont considérés.

Afin de vérifier la convergence de J avec la taille du contour choisi, la valeur de J est relevée au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale pour l'ensemble des contours. Il est à noter que dans le cas d'un essai HT ou PST (Figure 128 a), l'intégrale-J reste nulle pendant tout le début de l'essai de traction circonférentielle (encadré rouge), ce qui signifie que la fissure n'est pas immédiatement chargée en traction, en raison de la flexion circonférentielle de la jambe utile.

A l'inverse, dans le cas de la simulation d'un essai EDC ou HB-EDC où on applique un déplacement imposé en paroi interne de gaine, la fissure est chargée en traction dès le début de la simulation (Figure 128 b). L'évolution de l'intégrale-J des essais HT et PST présente quelques oscillations, qui sont liées au frottement entre la gaine et le mandrin.

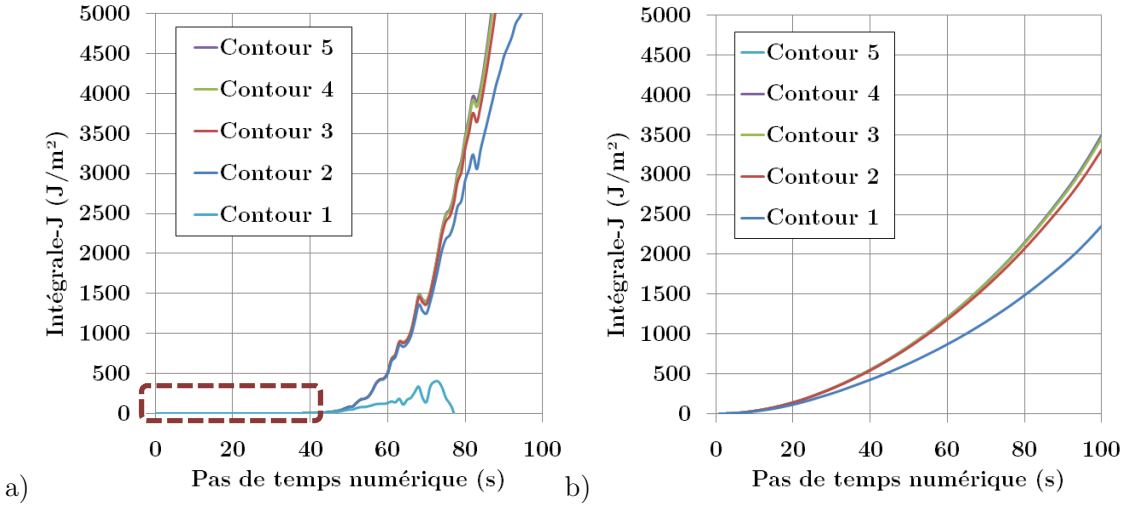


Figure 128 : Intégrale-J en fonction du pas de temps numérique a) PST - Blister 120 x 440 µm b) EDC Blister 190 x 690 µm

Pour chaque configuration de fissure, on calcule l'écart relatif en J entre deux contours successifs (Figure 129). Plus les contours considérés sont éloignés de la fissure, plus l'écart relatif entre deux contours successifs diminue. Ainsi entre les contours 4 et 5, soit les plus éloignés de la fissure, l'écart relatif en J est systématiquement inférieur à 0,8 %, ce qui indique que la valeur de J a tendance à converger avec la taille du contour choisi.

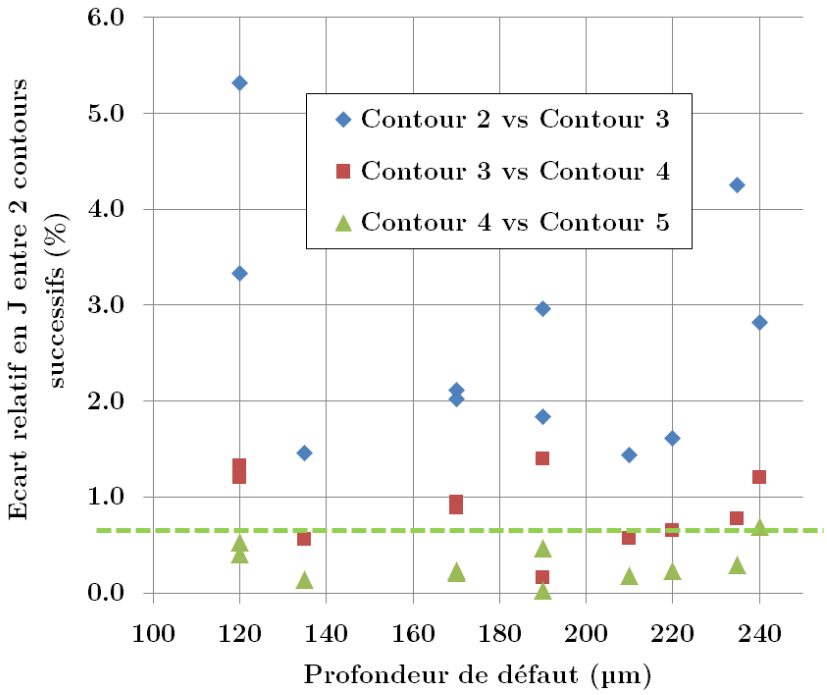
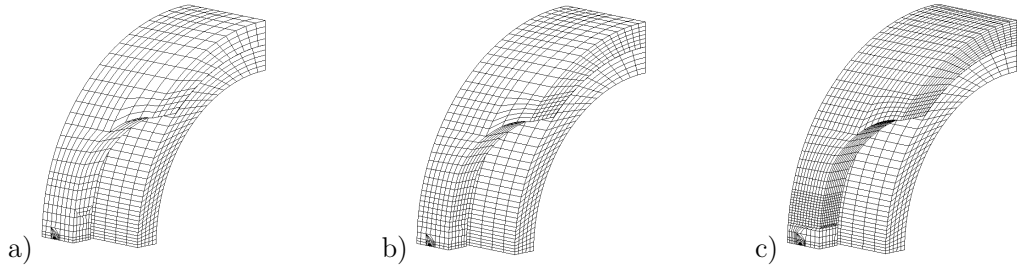


Figure 129 : Dépendance de J au contour : Ecarts relatifs entre 2 contours successifs au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale

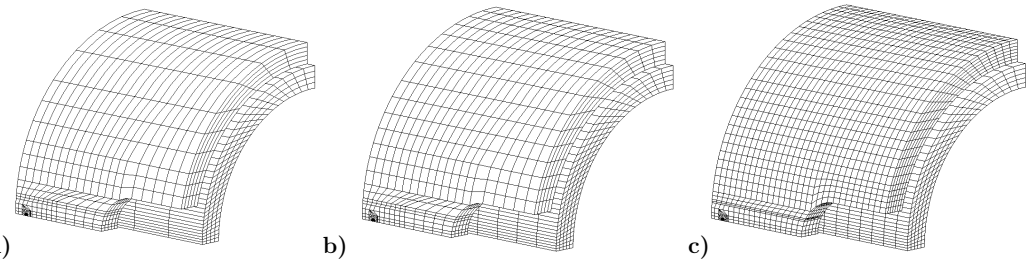
2.2.4.5. Dépendance de J au maillage

L'ensemble des calculs ont été effectués avec des éléments quadratiques, de type « CU20 » soit des éléments cubiques à 20 nœuds et 27 points d'intégration de Gauss pour les calculs 3D. La dépendance de J au maillage a été évaluée en faisant varier le nombre d'éléments dans la structure, pour l'ensemble des essais (Figure 130, Figure 131, Figure 132).



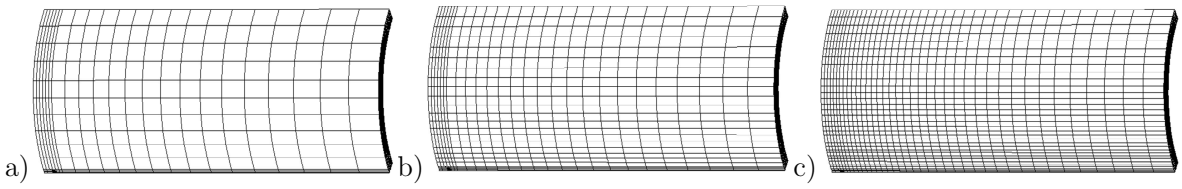
16000 nœuds, 3300 mailles, x1 20500 nœuds, 4300 mailles, x6 45000 nœuds, 9900 mailles, x35

Figure 130 : Différents maillages HT-3D utilisés et Temps de calcul relatifs associés
a) grossier b) standard c) raffiné



16400 nœuds, 3440 mailles, x1 22300 nœuds, 4700 mailles, x4-9 47000 nœuds, 10100 mailles, x39

Figure 131 : Différents maillages PST-3D utilisés et Temps de calcul relatifs associés
a) grossier b) standard c) raffiné



4800 nœuds, 4100 mailles, x1 8500 nœuds, 7300 mailles, x4 16000 nœuds, 14000 mailles, x60

Figure 132 : Différents maillages EDC / HB-EDC 3D utilisés et Temps de calcul relatifs associés
a) grossier b) standard c) raffiné

Selon le maillage utilisé, la structure n'a pas la même raideur élastique. De façon générale, plus la structure comporte de mailles, plus elle sera déformable. Il est nécessaire d'avoir suffisamment d'éléments dans l'épaisseur et dans la direction circonférentielle pour les essais HT et PST afin de correctement simuler la flexion des jambes utiles de l'éprouvette, tandis qu'il est nécessaire d'avoir suffisamment d'éléments dans l'épaisseur et dans la direction axiale pour les essais EDC et HB-EDC, afin de représenter correctement l'évolution des déplacements imposés en paroi interne.

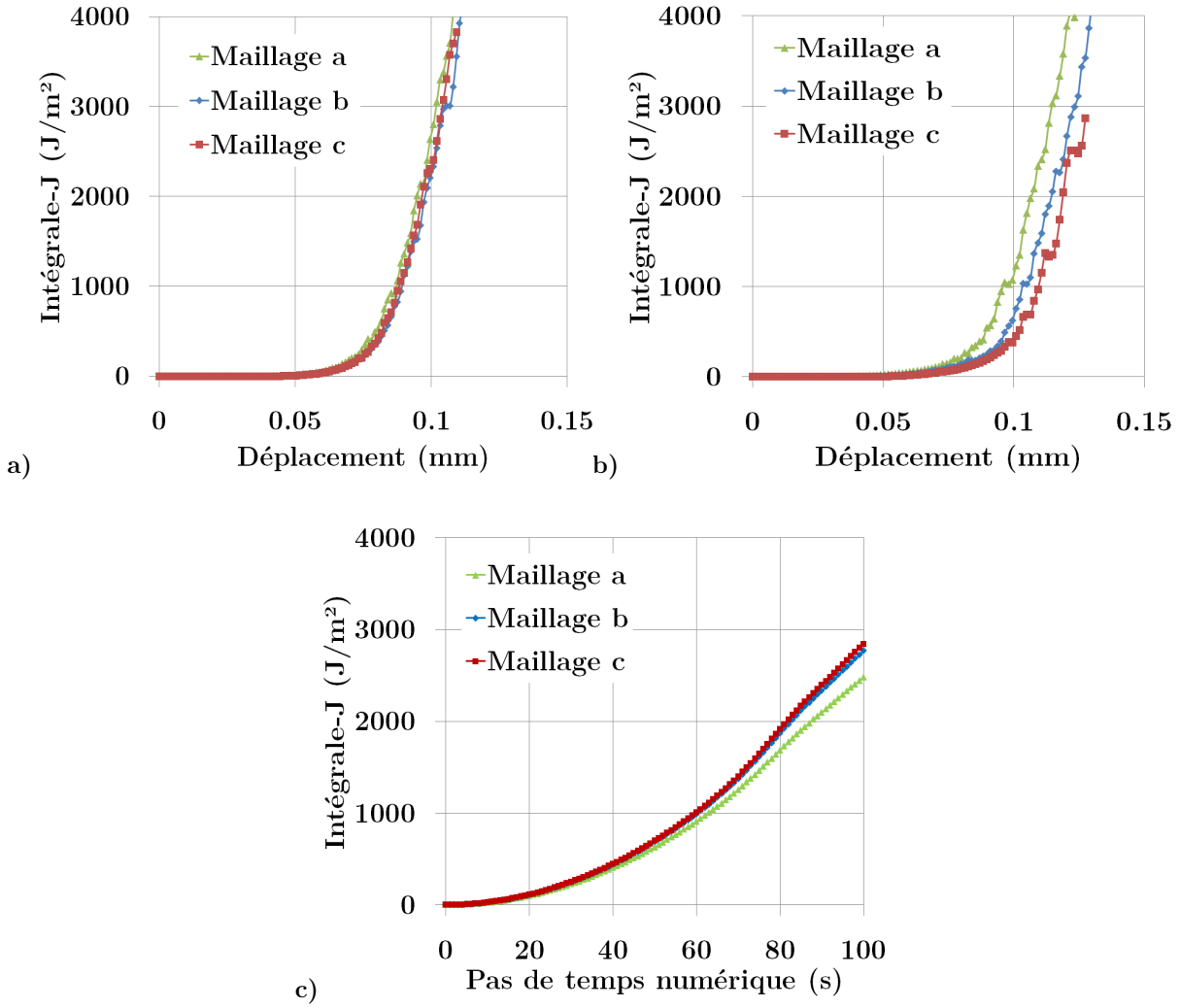


Figure 133 : Intégrale-J en fonction du pas de temps calculé et du maillage : a) HT-3D b) PST-3D c) EDC / HB-EDC 3D

D'après le Tableau 11, la dépendance au maillage est faible, on obtient finalement peu d'écart sur la détermination de J_{Ic} et de K_{Ic}. L'écart relatif maximal en K_{Ic} est inférieur à 1,7% pour les simulations des 4 types d'essai.

	HT	PST	EDC / HB-EDC
Ecart relatif en J_{Ic} lié au maillage	3,3 %	2,3 %	2,7 %
Ecart relatif en K_{Ic} lié au maillage	1,7 %	0,6 %	1,1 %

Tableau 11 : Ecarts relatifs liés au maillage sur la détermination de J_{Ic} et de K_{Ic}

2.3. Résultats et Discussions

2.3.1. Résultats

A partir d'une base d'essais mécaniques présentant différents taux de biaxialité des contraintes et réalisés sur des tronçons de gaines contenant un blister, les simulations numériques de ces essais ont été effectuées.

Chaque éprouvette est maillée avec une préfissure, et l'intégrale-J est calculée en chaque point du front de fissure. L'intégrale-J critique est relevée au point le plus profond du front de fissure, au pas de temps correspondant à la rupture expérimentale qui est identifié :
- soit par un « déplacement plastique » à rupture (essais HT et PST) ;
- soit par une distribution de déplacements radiaux au moment de la rupture déterminée à partir de calculs 2D axisymétriques (essais EDC et HB-EDC).
La ténacité est ensuite calculée à partir de la détermination de l'intégrale-J critique, sous une hypothèse de déformations planes.

L'ensemble de ces méthodes de détermination d'une intégrale-J critique présente des incertitudes principalement liées à la détermination du pas de temps correspondant à la rupture expérimentale. On peut toutefois estimer l'incertitude de la détermination du J_{Ic} à +/- 1000-1500 J/m², en fonction de la taille de défaut et donc de l'évolution de J. Cette incertitude de +/- 30 % en J_{Ic} correspond à une incertitude de +/- 17% en K_{Ic}. L'incertitude sur la profondeur de défaut est de +/- 7 %.

Les résultats de ténacité en fonction de la profondeur de défaut et du type d'essai sont regroupés sur la Figure 134. Les valeurs sont assez dispersées et comprises entre 10 et 20 MPa.m$^{1/2}$. La ténacité moyenne est de 13,8 MPa.m$^{1/2}$, pour un écart-type de 3,1 MPa.m$^{1/2}$. Il ne semble pas se dégager de tendance sur l'évolution du K_{Ic} en fonction du type d'essai, ce qui veut dire que les différentes stratégies adoptées pour les simulations des essais HT, PST et EDC/HB-EDC sont cohérentes.

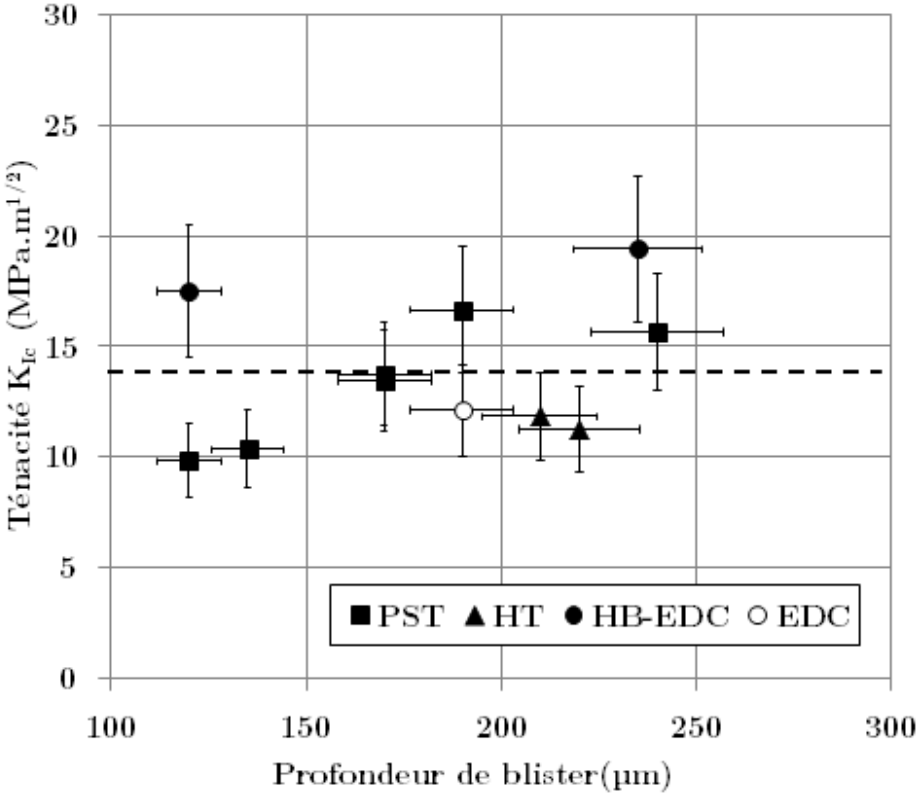


Figure 134 : Ténacité en fonction de la profondeur de défaut et du type d'essai

2.3.2. Comparaison avec la littérature

2.3.2.1. Détermination de ténacités à partir d'essais analytiques

Une analyse en mécanique élasto-plastique de la rupture a été effectuée par (Raynaud 2012) pour interpréter des essais de flexions 4 points sur des plaques de Zircaloy-4 contenant des blisters d'hydrures linéaires (Figure 75 a). Cette analyse a été effectuée par éléments finis avec le code CAST3M pour obtenir des courbes d'intégrale-J en fonction de l'ouverture de la fissure.

La microstructure sous le blister est caractérisée par un gradient d'hydrogène et d'orientation des hydrures radiaux dans l'épaisseur, la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux étant plus élevés en périphérie du blister (Figure 75 b). Les résultats de ténacité à 25 °C (Figure 76) sont assez dispersés de 12 à 50 MPa.m$^{1/2}$, pour des teneurs en hydrogène allant jusqu'à 200-300 wppm, et pour des fractions d'hydrures radiaux de 0 à 45 %. Au-delà, les valeurs sont comprises entre 10 et 20 MPa.m$^{1/2}$. Les résultats de (Raynaud 2012) sont donc en accord avec ceux présentés dans le paragraphe 2.3.1, où des valeurs de ténacité de 10 à 20 MPa.m$^{1/2}$ ont également été obtenues, sur des tronçons de gaine où la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux sous le blister sont respectivement de 500-1000 wppm et 13-23% (Figure 9 du paragraphe 1.2.3.2).

2.3.2.2. Détermination de ténacités à partir d'essais intégraux

Des simulations numériques des essais intégraux NSRR ont été effectuées par (Udagawa et al. 2009) avec le code de calcul thermomécanique RANNS, et les facteurs d'intensité des contraintes ont été évalués en pointe de fissure. Les profondeurs maximales des rims d'hydrures ont été déterminées par des observations métallographiques.

Parmi les essais sur gaines de Zircaloy-4, les auteurs ont relevé des valeurs de K_{Ic} de 16,7 MPa.m$^{1/2}$ (essai HBO-1, rim étendu de 90 µm), 23,5 MPa.m$^{1/2}$ (essai HBO-5, rim étendu de 277 µm), 19,3 MPa.m$^{1/2}$ (essai TK-2, rim étendu de 120 µm), 16,0 MPa.m$^{1/2}$ (essai TK-7, rim étendu de 78 µm). Ces essais intégraux ont été réalisés à partir d'une température ambiante, mais un gradient de température, estimé entre 18°C en paroi externe et 280 °C en paroi interne (Figure 135), apparait dans la gaine pendant l'essai intégral, et le mode de rupture du matériau peut évoluer vers une rupture ductile comme illustré en Figure 135.

Ces valeurs sont encore une fois du même ordre de grandeur que celles obtenues dans la présente étude, bien qu'elles soient obtenues sur des crayons pré-irradiés, contenant des rims, testés lors d'essais intégraux. L'irradiation du matériau peut mener à une fragilisation de celui-ci et donc à une diminution de la ténacité, tandis que le gradient de température induit par l'essai intégral peut mener à une augmentation de la ténacité puisque la température augmente en paroi interne de gaine.

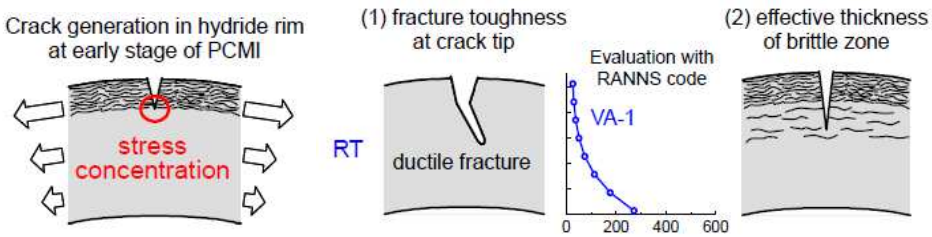


Figure 135 : Gradient de température (en °C) dans l'épaisseur estimé par une simulation avec le code RANNS et mode de rupture des essais intégraux NSRR réalisés à température initiale ambiante (Sugiyama et al. 2009b)

2.3.3. Limites de l'approche

Cette analyse en mécanique de la rupture est valable pour un blister suffisamment profond, c'est-à-dire d'une profondeur de plus de 120 µm, pour un tronçon de Zircaloy-4 pré-hydruré de façon homogène à une teneur de 300 wppm. Pour un défaut moins profond ou pour un matériau non hydruré, le mode de rupture peut évoluer vers une déchirure ductile, comme les modes de rupture observés en Figure 45 a) ou en Figure 58.

Nous avons considéré dans cette étude que notre matériau était homogène, alors qu'il est en réalité hétérogène, d'une part puisque le blister lui-même est une phase fortement hydrurée au comportement élasto-fragile, et d'autre part en raison du gradient de concentration d'hydrogène et de fraction d'hydrures radiaux sous blister, comme illustré sur la Figure 9. Le blister n'est pas modélisé avec un comportement différent de celui de la matrice de Zircaloy-4, et on peut difficilement identifier le gradient de propriétés dans l'épaisseur, puisque la teneur en hydrogène et la fraction d'hydrures radiaux sous le blister évoluent avec la profondeur du blister. La définition d'un bi-matériau ou d'un matériau à gradient de propriétés apporte quelques difficultés pour le calcul de l'intégrale-J et n'est pas forcément justifiée, en raison de la faible taille de la zone plastique en pointe de fissure, et de la propagation fragile et quasi-instantanée de la fissure dans l'épaisseur. Plusieurs études de la littérature portent cependant sur le comportement à rupture de bi-matériaux hétérogènes fissurés, dont la détermination des intégrales-J nécessite des traitements numériques bien spécifiques ((Kolednik et al. 2005) ; (Rakin et al. 2009)).

Il est également possible que l'on sous-estime la profondeur de défaut en ne prenant pas en compte la longueur des hydrures radiaux ou « sunburst » qui peut prolonger la profondeur de pré-fissure. La détermination de cette longueur de sunburst peut s'avérer délicate et nécessite l'emploi d'un critère de proximité des hydrures radiaux dans une certaine zone, il est également possible que la longueur du sunburst varie avec la profondeur de blister (Figure 100). On effectue une sous-estimation de la ténacité en ne prenant pas en compte la longueur des hydrures radiaux, mais cette approche s'inscrit toutefois dans une démarche conservatrice. Des calculs d'intégrales-J par éléments finis ont été réalisés dans les mêmes conditions que précédemment, à la différence près qu'une longueur de sunburst était inclue dans les profondeurs de fissure, cette longueur étant fixée à 20 % de la profondeur de fissure initiale. Il est apparu que la ténacité moyenne augmentait de 28 %, puisqu'elle passe de 13,8 MPa.m$^{1/2}$ initialement à une valeur moyenne de 17,7 MPa.m$^{1/2}$. Bien qu'il y ait alors une certaine incertitude sur la profondeur de fissure équivalente, l'ordre de grandeur de la ténacité reste inchangé.

Le modèle de comportement influence les champs de contrainte-déformation en pointe de blister, et donc également les niveaux d'intégrales-J. Nous avons vu que le modèle de comportement utilisé pouvait être amélioré afin de mieux représenter les résultats expérimentaux. La difficulté est liée aux nombreux effets de structures qui apparaissent dans ces essais mécaniques, comme la compression du média Téflon et le frottement entre gaine et média de Téflon pour les essais EDC et HB-EDC, la flexion des sections utiles et les frottements entre la gaine et le mandrin d'Inconel pour les essais HT et PST. Il serait également intéressant d'utiliser un modèle viscoplastique anisotrope pour la gaine, ce qui nécessite quelques traitements numériques supplémentaires pour rendre compatible la procédure *G_THETA* avec l'orthotropie du matériau.

2.3.4. **Conclusions**

Une analyse en mécanique élasto-plastique de la rupture a été effectuée à partir d'une base expérimentale d'essais mécaniques correspondant à différents taux de biaxialité des contraintes, réalisés sur des tronçons de tubes de Zircaloy-4 contenant des blisters.

Une étude approfondie des profils et des faciès de rupture a permis de mettre en évidence la rupture fragile du blister et du ligament de matrice sous-jacente, caractérisée par la propagation d'une fissure amorcée au niveau du blister à 90° par rapport à la direction principale de sollicitation.

Des simulations numériques par éléments finis ont été réalisées à partir des essais mécaniques effectués sur les gaines contenant des blisters. En considérant une fissure semi-elliptique dans un matériau élasto-plastique isotrope, des calculs d'intégrales-J en pointe de fissure ont permis d'identifier un critère de rupture en ténacité, avec une ténacité moyenne de 13,8 +/- 3,1 MPa.m$^{1/2}$.

Ces résultats viennent compléter de manière cohérente les données de la littérature. En effet, de précédentes études portaient sur la détermination de la ténacité de tôles de Zircaloy-4 ou de crayons pré-irradiés soumis à des essais intégraux. La présente étude a alors permis de déterminer directement une valeur de ténacité moyenne sur les tubes de gainage de Zircaloy-4, de façon découplée vis-à-vis de la température et du niveau d'irradiation.

2.3.5. **Perspectives**

La présente étude s'est principalement intéressée à des blisters d'une profondeur supérieure à 150 µm. Afin de préciser la valeur de ténacité moyenne obtenue, il serait intéressant d'enrichir la base expérimentale en variant la profondeur de blister pour chacun des essais mécaniques, et en étudiant notamment des blisters de profondeurs comprises entre 0 et 150 µm. Une estimation plus précise de la profondeur de défaut effective, prenant en compte les hydrures radiaux en périphérie du blister, permettrait également d'améliorer la détermination de la ténacité moyenne.

Cette démarche étant directement applicable aux tronçons de gaines irradiées, il est possible de déterminer la ténacité des gaines de Zircaloy-4 irradiées de façon similaire en développant une base expérimentale adéquate.

Des développements numériques autorisant dans la procédure G_THETA la prise en compte d'un modèle de comportement orthotrope, ou la description d'un matériau à gradient de propriétés dépendant de la profondeur de blister, permettront d'affiner la valeur de la ténacité moyenne.

Chapitre 3

3. Détermination d'un critère de rupture du gainage en présence d'un blister d'hydrures à 350°C

Sommaire

3.1. Essais mécaniques issus de la thèse d'A. Hellouin de Menibus à 350°C et analyses complémentaires 134
3.1.1. Courbes force-déplacement 134
3.1.2. Déformation diamétrale à rupture 136
3.1.3. Morphologie de la rupture 138
3.1.4. Conclusions 145
3.2. Etude expérimentale de l'effet de la biaxialité des contraintes sur la rupture des gaines de Zircaloy-4 147
3.2.1. Dispositif expérimental 147
3.2.2. Résultats 154
3.2.3. Discussions et conclusions 174
3.3. Simulation numérique du comportement et de la rupture des gaines de Zircaloy-4 175
3.3.1. Procédures de calcul 175
3.3.2. Simulation du comportement du Zircaloy-4 détendu hydruré non irradié 183
3.3.3. Simulation de l'endommagement et de la rupture ductile de gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré non irradié 194
3.3.4. Simulation de l'endommagement et de la rupture ductile de gaines de Zircaloy-4 détendu non irradié en présence d'un blister d'hydrures 212
3.3.5. Evaluation de la triaxialité des contraintes dans les simulations 221
3.3.6. Evaluation du paramètre de Lode dans les simulations 224
3.3.7. Discussions 227
3.3.8. Conclusions 230

Ce chapitre traite de la détermination d'un critère de rupture du gainage à 350°C en présence d'un blister, et s'appuie sur trois parties. La première présente une analyse de la rupture du gainage à partir de la base expérimentale existante. La seconde est dédiée aux résultats expérimentaux obtenus à 350°C lors d'une campagne originale d'essais mécaniques biaxés de type traction/pression interne réalisée sur des tubes en présence ou non d'un blister d'hydrures. Enfin, la troisième partie concerne la simulation numérique du comportement et de la rupture du gainage à 350°C, avec et sans blister, au moyen d'une approche locale en mécanique de l'endommagement ductile, permettant de déterminer un critère de rupture en porosité critique.

3.1. Essais mécaniques issus de la thèse d'A. Hellouin de Menibus à 350°C et analyses complémentaires

3.1.1. Courbes force-déplacement

Des essais mécaniques de type HT, PST, EDC et HB-EDC ont été réalisés à 350°C sur des tronçons de gaine en Zircaloy-4 détendu hydruré à 300 wppm et contenant ou non un blister (Hellouin de Menibus 2012). Les essais ont été présentés dans les paragraphes 1.4.3 et 2.1.1. Les évolutions de la charge mécanique en fonction du déplacement de la traverse sont présentées pour l'ensemble des essais à 350°C (Figure 136 et Figure 137). La présence d'un blister dans la gaine mène systématiquement à une rupture anticipée du tronçon, sauf dans le cas d'un essai EDC où la gaine contenait un blister de 60 µm de profondeur. Sur la Figure 137 c), on constate qu'une gaine contenant un blister de 28 µm a également rompu précocement lors d'un essai HB-EDC. Nous concluons donc qu'il n'existe pas de seuil de ductilité liée à la présence d'un blister, mais plutôt une transition directement liée à la réduction d'épaisseur de gaine occasionnée par le blister.

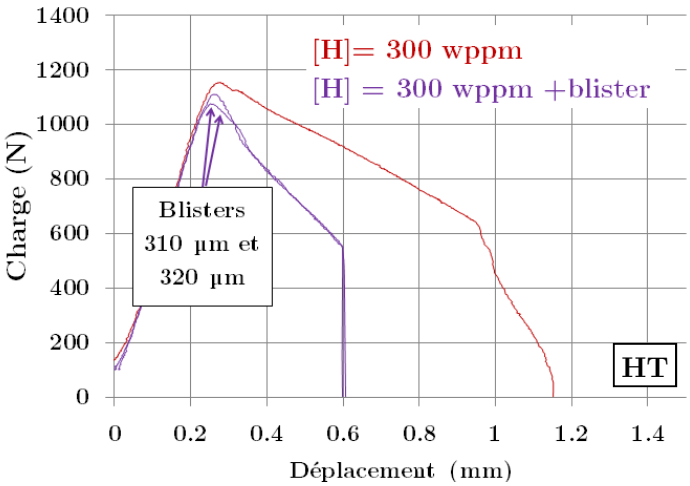


Figure 136 : Courbes Force-Déplacement à 350°C des essais HT sur Zy-4 hydruré à 300 wppm avec et sans blister (Hellouin de Menibus, 2012)

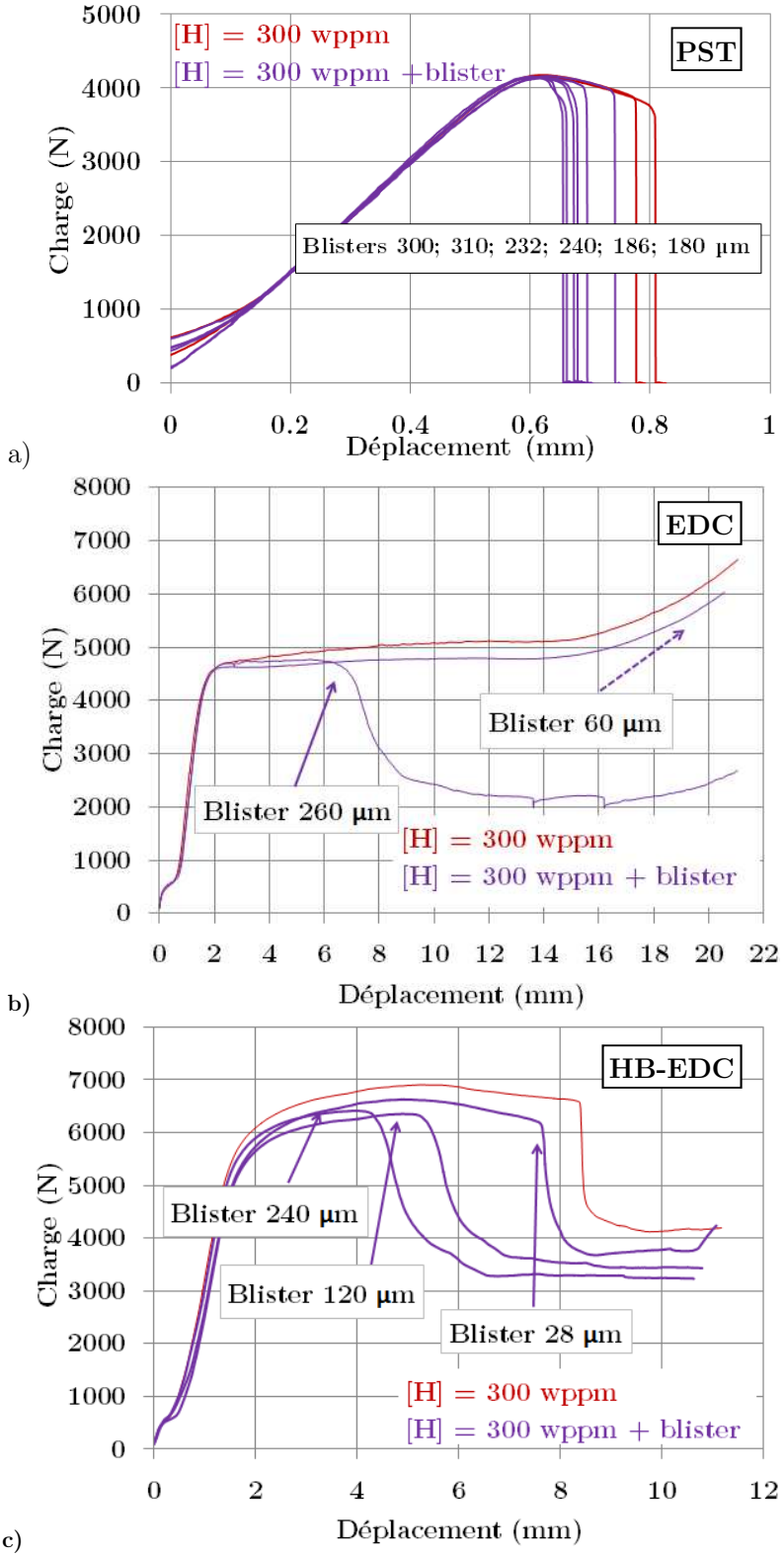


Figure 137 : Courbes Force-Déplacement à 350°C des essais a) PST b) EDC c) HB-EDC sur Zy-4 hydruré à 300 wppm avec et sans blister (Hellouin de Menibus, 2012)

3.1.2. **Déformation diamétrale à rupture**

Pour déterminer de façon conservative un critère de rupture des gaines contenant un blister en conditions accidentelles de type RIA, on peut envisager d'identifier la déformation diamétrale à partir de laquelle le ligament de matrice sous le blister est rompu. En effet, cet évènement correspondrait à une perte d'étanchéité de la gaine et donc à une pollution du milieu primaire par les produits de fission, la gaine n'assurant plus son rôle de barrière de confinement.

Les essais HT et PST sur anneaux de Zircaloy-4 contenant un blister sont difficiles à interpréter en termes de rupture puisqu'il faut distinguer d'une part la déchirure ductile du ligament de Zircaloy-4 situé sous le blister, et d'autre part la rupture du reste de la section utile située de part et d'autre du blister (Figure 138). Une fois que le ligament situé sous le blister est rompu, la déchirure du reste de la section utile semble stable pour les essais HT, contrairement aux essais PST où la rupture de l'ensemble de la section utile est quasi-simultanée.

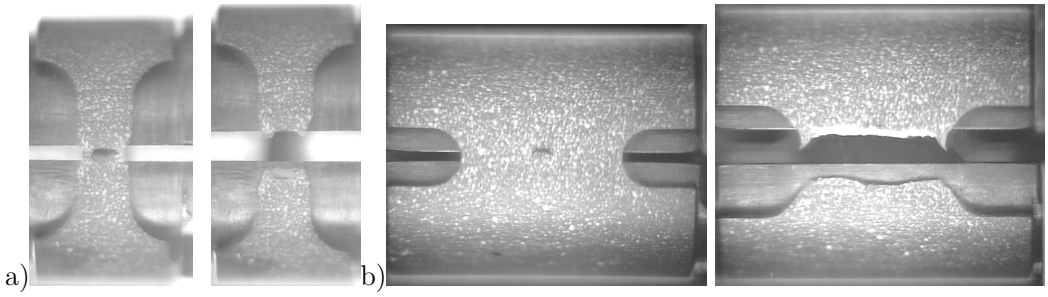


Figure 138 : Essais a) HT et b) PST sur Zy-4 avec blister, avant et après rupture de la section utile

De même, les tronçons soumis à des essais EDC et HB-EDC peuvent être déformés bien au-delà de la rupture du ligament de Zircaloy-4 sous le blister puisqu'on peut étudier la fissuration axiale stable de la gaine, et il peut s'avérer délicat de repérer l'instant où seul le ligament est fissuré (Figure 139).

En début d'essai EDC ou HB-EDC, la déformation diamétrale est maximale au niveau des pistons et non au centre de l'éprouvette, en raison du frottement entre le média et la gaine. Si la gaine ne contient pas de blister, les deux « plis » formés se rejoignent au cours de l'essai, au fur et à mesure que les pistons se rapprochent, pour ne former finalement qu'une seule « bosse ». Ce phénomène dépend d'une part de la longueur du tronçon de gaine, et d'autre part du matériau utilisé pour le média, qui conditionne le frottement contre la gaine. Ce phénomène est plus marqué avec le média en aluminium utilisé à 350°C qu'avec le média de Téflon utilisé à 25°C, puisqu'il y a plus de frottements entre Zircaloy-4 et aluminium qu'entre Zircaloy-4 et Téflon, et puisque les niveaux de

déformation diamétrale sont plus importants à 350°C qu'à 25°C. En présence d'un blister, la rupture du tronçon apparait systématiquement au niveau du blister, et non au niveau de la position axiale de plus grande déformation diamétrale de l'éprouvette (Figure 139).

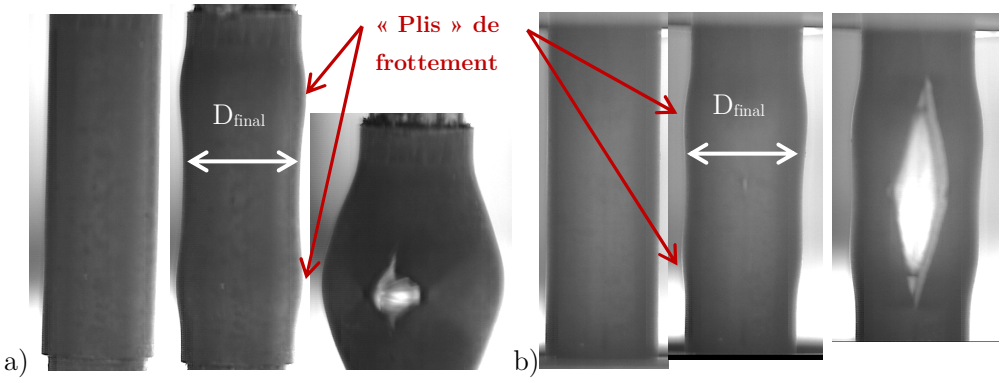


Figure 139 : Eprouvette de Zy-4 avec blister soumis à un essai a) EDC b) HB-EDC à 350°C

La déformation diamétrale à rupture, exprimée en %, a été déterminée par (Hellouin de Menibus 2012) grâce aux images prises avec une caméra rapide. Etant donné que l'instant de la rupture est détecté visuellement depuis la surface extérieure, il est possible que la déformation diamétrale à rupture soit légèrement surestimée. En effet, il se peut que l'épaisseur de la gaine ait déjà rompu par fissuration avant que l'on arrive à détecter visuellement une certaine ouverture de fissure au niveau du blister. Le diamètre « final » correspond au diamètre mesuré au niveau de la position axiale où apparait la fissuration de l'éprouvette (Figure 139) :

$$Déformation\ diamétrale\ \text{à}\ rupture = \frac{D_{final} - D_{initial}}{D_{initial}}$$

En l'absence de blister ou avec un blister de faible profondeur, l'essai EDC ne permet pas d'aller jusqu'à la rupture de l'éprouvette, puisque les pistons permettant de comprimer le média arrivent en vis-à-vis (Figure 137 b). En revanche, l'essai HB-EDC mène à la rupture de l'ensemble des gaines testées (Figure 137 c). On constate qu'il y a un effet de la biaxialité des contraintes sur la déformation diamétrale à rupture uniquement en l'absence de blister ou en présence d'un blister de faible profondeur (Figure 140). Pour les blisters de 100 à 300 µm de profondeur, (Hellouin de Menibus 2012) ne distinguait pas d'influence de la biaxialité des contraintes, mais plutôt une influence de la profondeur du blister.

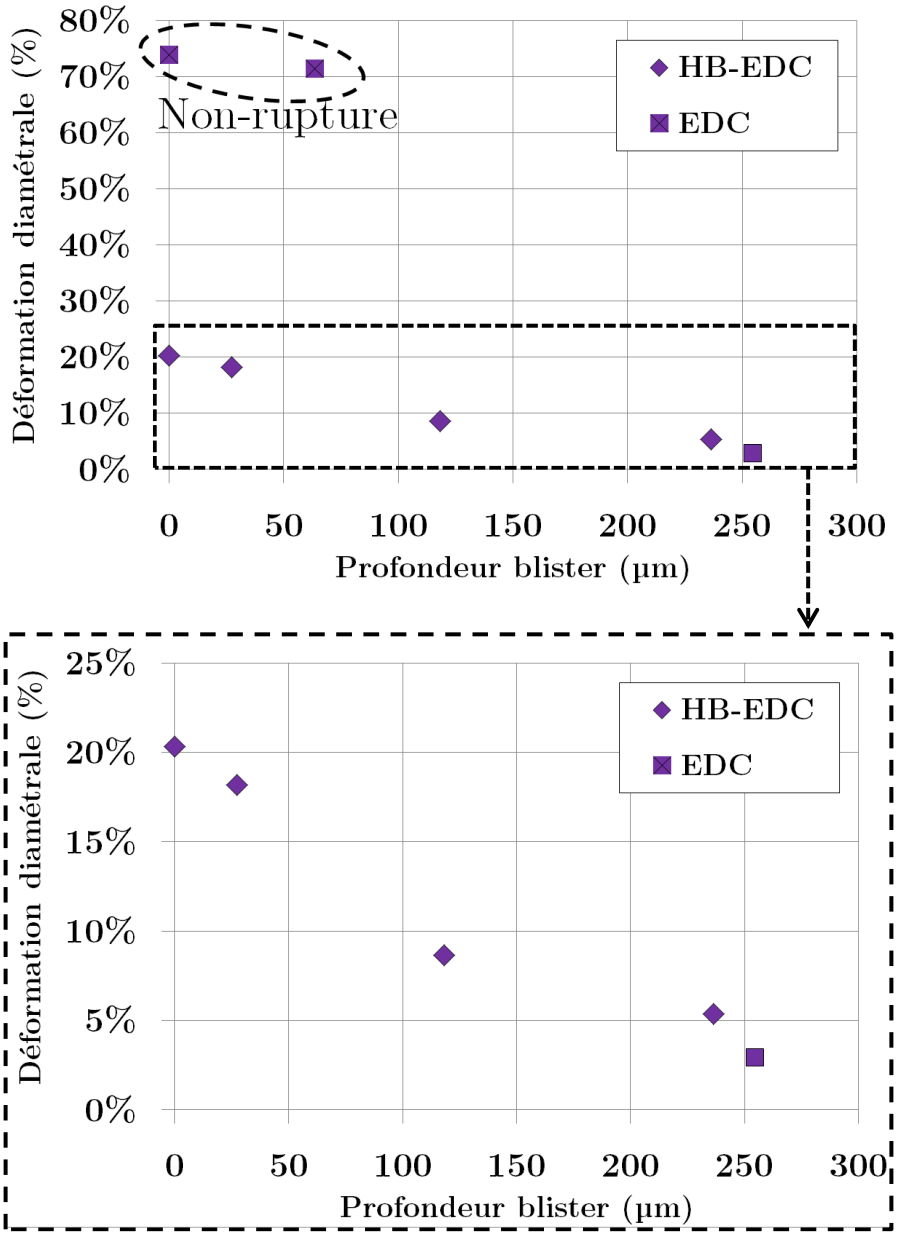


Figure 140: Déformation diamétrale à rupture (ou non) pour les essais EDC et HB-EDC contenant (ou non) des blisters d'hydrures à 350°C (Hellouin de Menibus 2012)

3.1.3. Morphologie de la rupture

3.1.3.1. Faciès de rupture observés au MEB

Les fractographies des éprouvettes avec et sans blister, rompues à 350°C lors d'essais HT, PST et HB-EDC, sont respectivement présentées en Figure 141, Figure 142 et Figure 143.

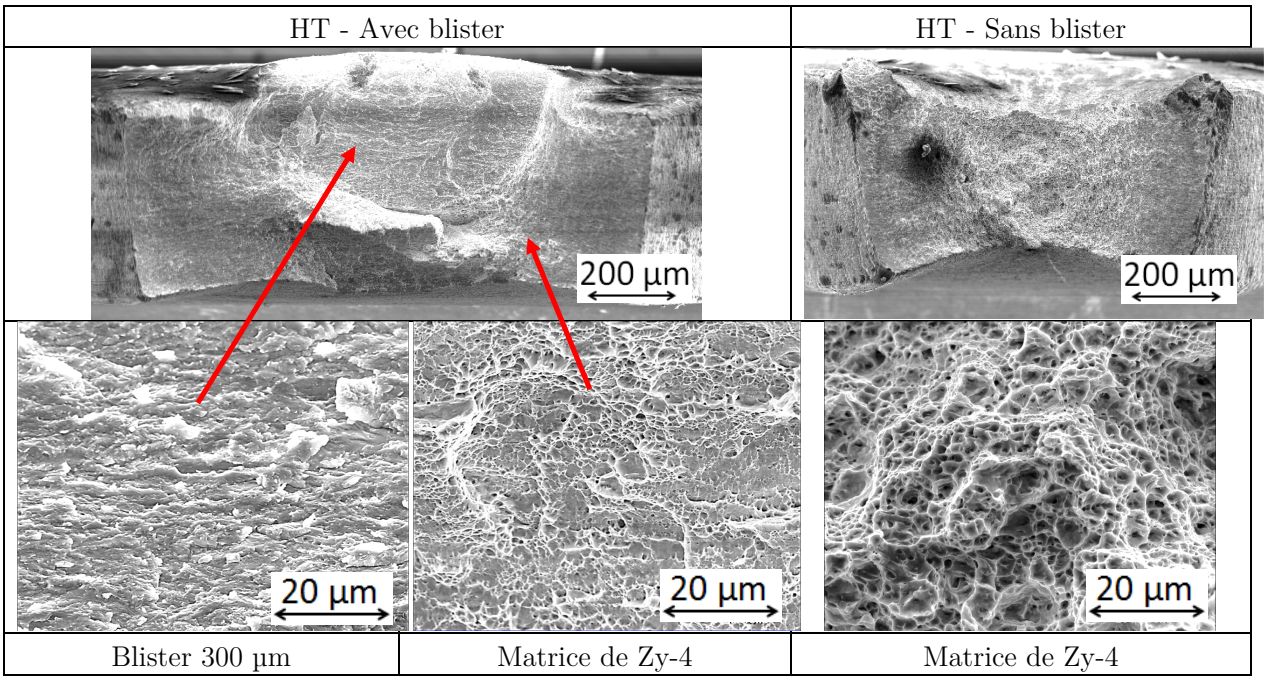


Figure 141 : Faciès de rupture des éprouvettes de Zy-4 contenant ou non un blister à 350°C lors d'essais HT

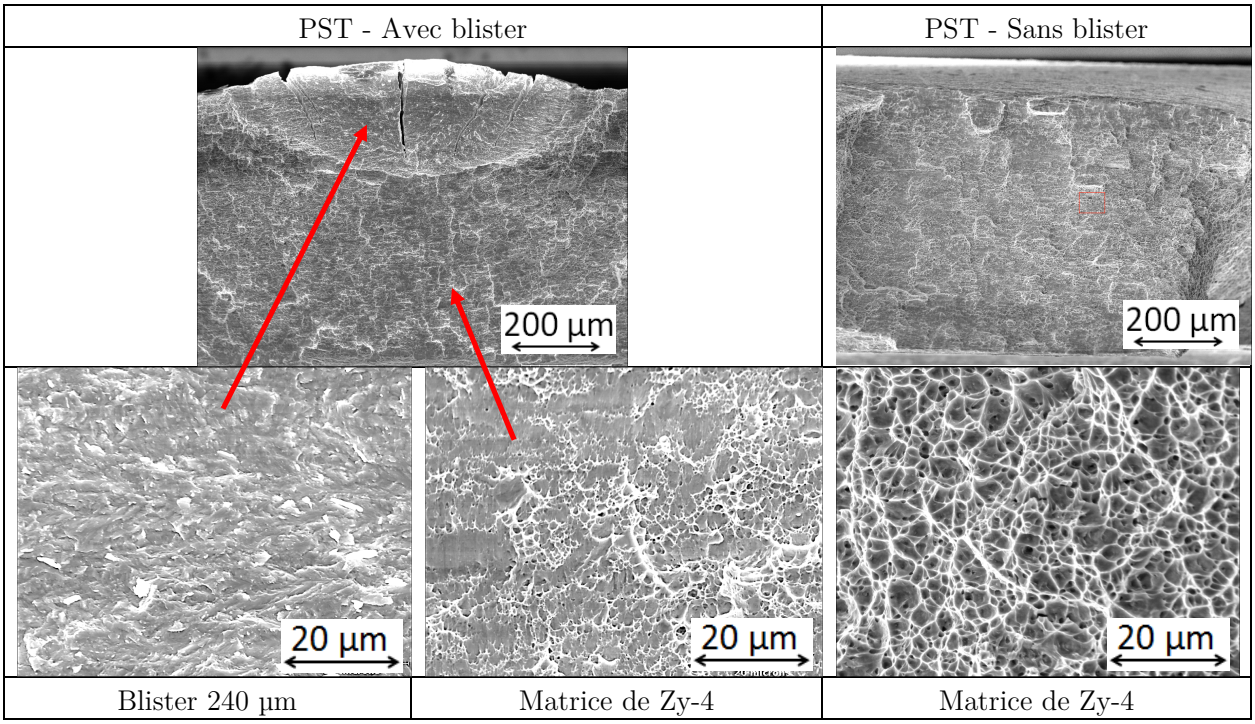


Figure 142 : Faciès de rupture des éprouvettes de Zy-4 comportant ou non un blister à 350°C lors d'essais PST

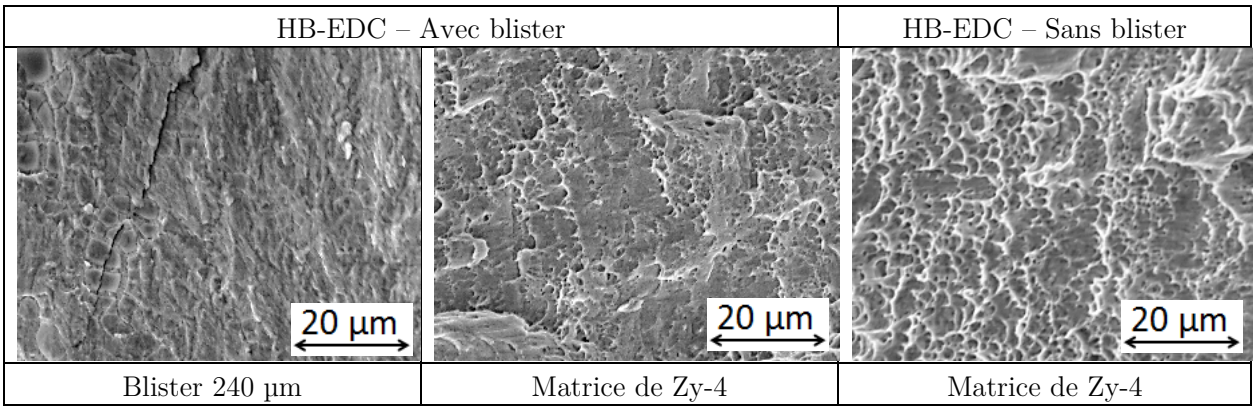


Figure 143 : Faciès de rupture des éprouvettes de Zy-4 contenant ou non un blister à 350°C lors d'essais HB-EDC

En l'absence de blister, la gaine rompt de façon ductile, la distribution et la taille des cupules dépendent de l'essai mécanique. Lorsque la gaine contient un blister, le blister rompt de façon fragile, puis la rupture du ligament de Zircaloy-4 sous-jacent a lieu par propagation ductile d'une fissure dans une bande de cisaillement caractérisée par de petites cupules allongées et cisaillées. La transition fragile-ductile a lieu de façon nette à l'interface entre le blister et la matrice de Zircaloy-4 (Figure 144). Si l'on compare les faciès de rupture des matrices avec et sans blister, nous constatons que les cupules sont plus grosses et plus nombreuses dans le cas des gaines sans blister. Cela est lié au fait que l'état de contraintes et le mécanisme de rupture ne soient pas les mêmes dans les deux cas de figure, puisque la gaine avec blister rompt par propagation de fissure dans l'épaisseur, tandis que la gaine sans blister rompt par localisation de la déformation plastique.

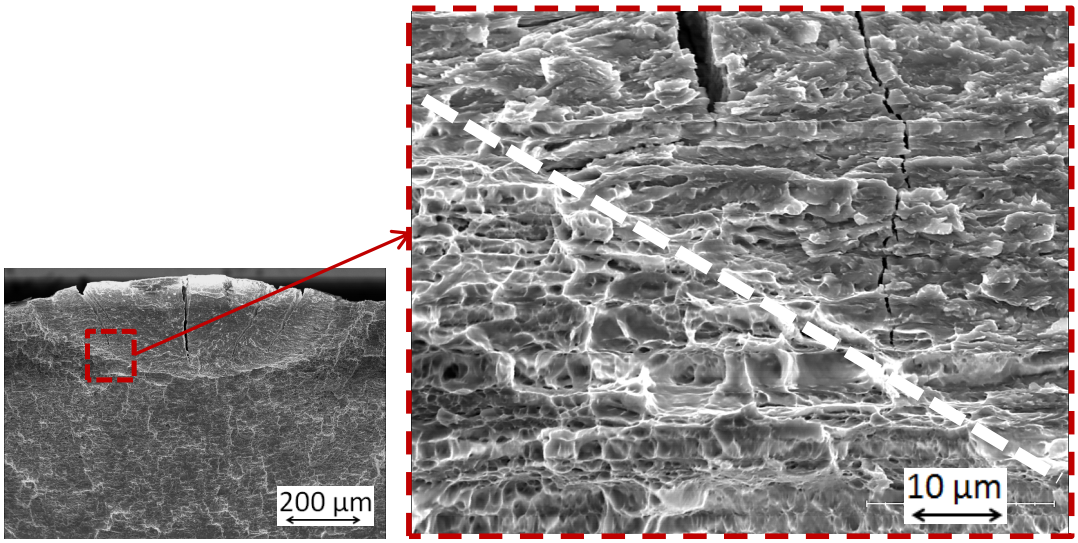


Figure 144 : Transition fragile-ductile observée lors d'un essai PST sur une gaine de Zy-4 contenant un blister de 240 µm

Un essai interrompu de type HB-EDC avait été effectué sur un tronçon de Zircaloy-4 détendu comportant un blister de 160 µm de profondeur à 480°C. Une observation de la surface extérieure de l'éprouvette par MEB montre une fragmentation du blister (Figure 145), ainsi qu'une bande de petites cupules cisaillées entre deux fragments de blister (Figure 146).

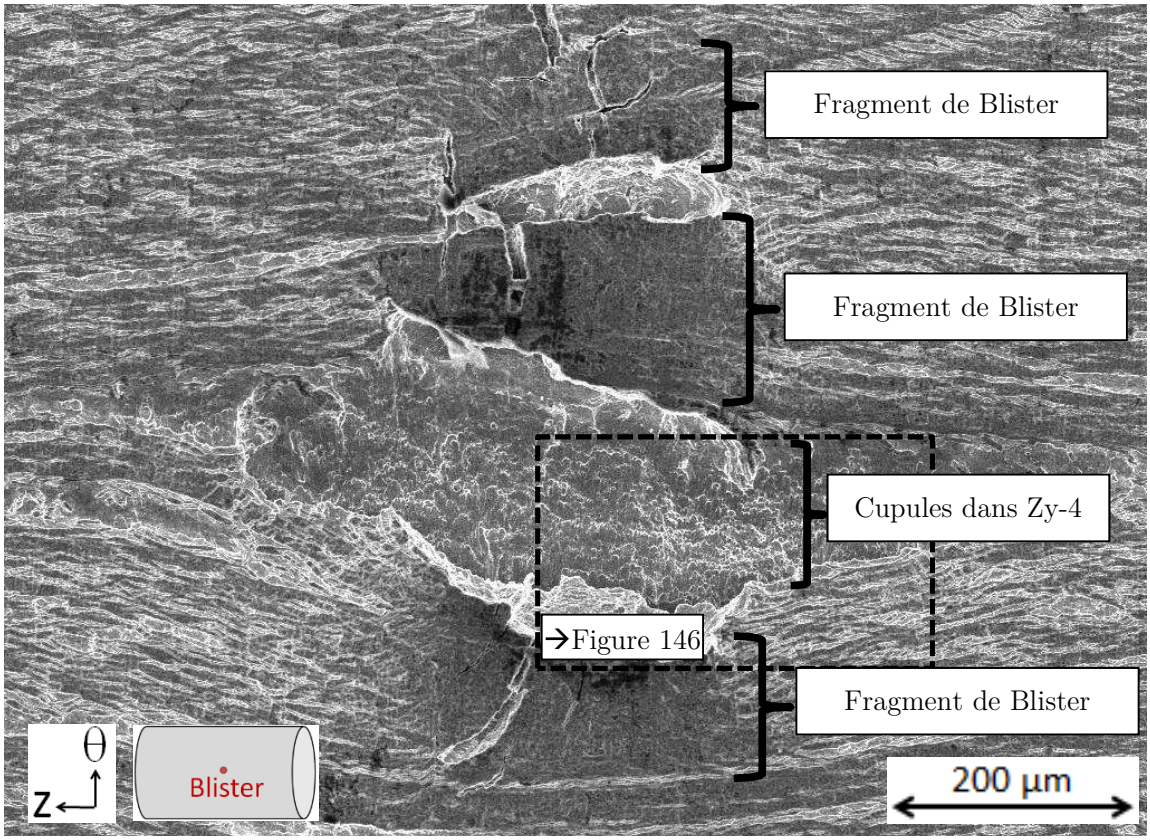


Figure 145 : Surface externe d'une éprouvette de Zy-4 détendu contenant un blister observée au MEB suite à un essai HB-EDC interrompu à 480°C

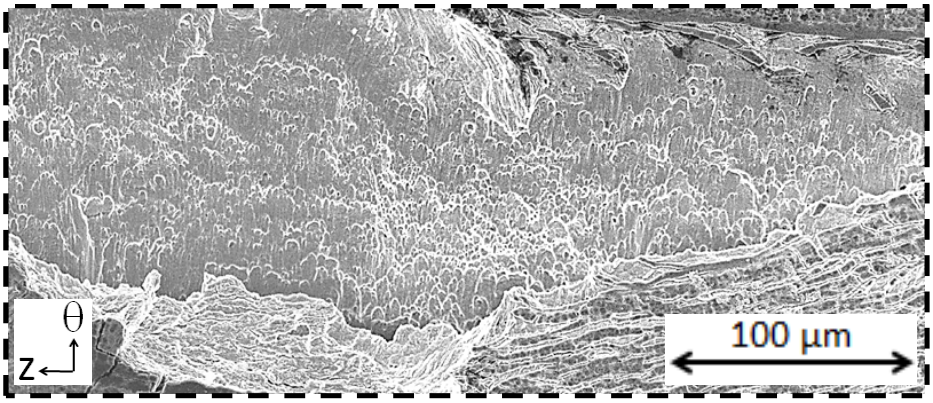


Figure 146 : Cupules cisaillées dans Zy-4 détendu contenant un blister suite à un essai HB-EDC interrompu à 480°C

La Figure 147 représente la coupe métallographique de cette éprouvette dans le plan radial-circonférentiel, après essai interrompu. L'éprouvette n'ayant pas été protégée par dépôt de nickel avant son polissage, le blister fragmenté après essai interrompu s'est décollé de l'éprouvette et n'apparait donc pas sur la coupe. On constate qu'une fissure amorcée au niveau du blister s'est propagée selon un chemin à 45° dans l'épaisseur de la gaine.

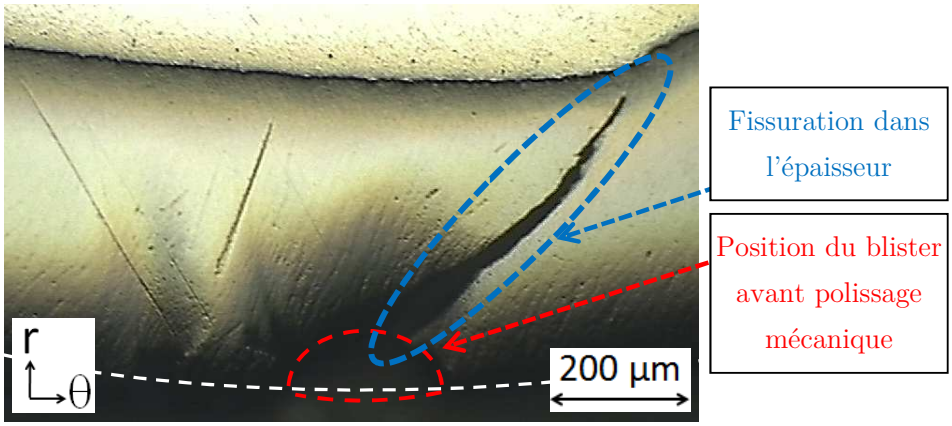


Figure 147 : Coupe métallographique de la propagation d'une fissure amorcée depuis un blister d'hydrures lors d'un essai interrompu HB-EDC à 480°C

3.1.3.2. Profilométrie optique des faciès de rupture

Des mesures de rugosité des faciès de rupture des éprouvettes contenant des blisters rompues à 350°C ont été effectuées à l'aide du profilomètre optique 3D présenté dans la section 2.1.3.3. Les rugosités des faciès de rupture ont été obtenues pour différents types d'essais mécaniques et pour plusieurs profondeurs de blister. Des zones de 0,6 mm x 2,0 mm autour du blister ont été analysées avec une résolution latérale de 2 µm et une résolution en altitude de 20 nm. A partir de ces mesures d'altitude, un profil moyen d'altitude dans l'épaisseur a été calculé à partir de 11 profils espacés de 20 µm chacun selon l'axe du tube. Les résultats de topographies des faciès de rupture avec blister à 350°C ainsi que les profils moyens d'altitude sont présentés en Figure 148. La ligne en pointillés blancs correspond à une délimitation entre le blister et la matrice de Zircaloy-4. Les pointillés rouges schématisent le plan de rupture du blister et le plan de rupture du ligament sous-jacent, et permettent de définir un angle θ entre ces deux plans. Les cartographies ainsi que les profils d'altitudes associés n'ont pas été redressés.

On constate que, quel que soit l'essai mécanique et la profondeur du blister, la rupture du blister ne s'effectue pas dans le même plan que la rupture du ligament de matrice sous-jacente. On relève un angle θ moyen de 60° (avec un écart-type de 13°) entre le plan de rupture du blister et le plan de rupture du ligament de matrice de Zircaloy-4 sous-jacente.

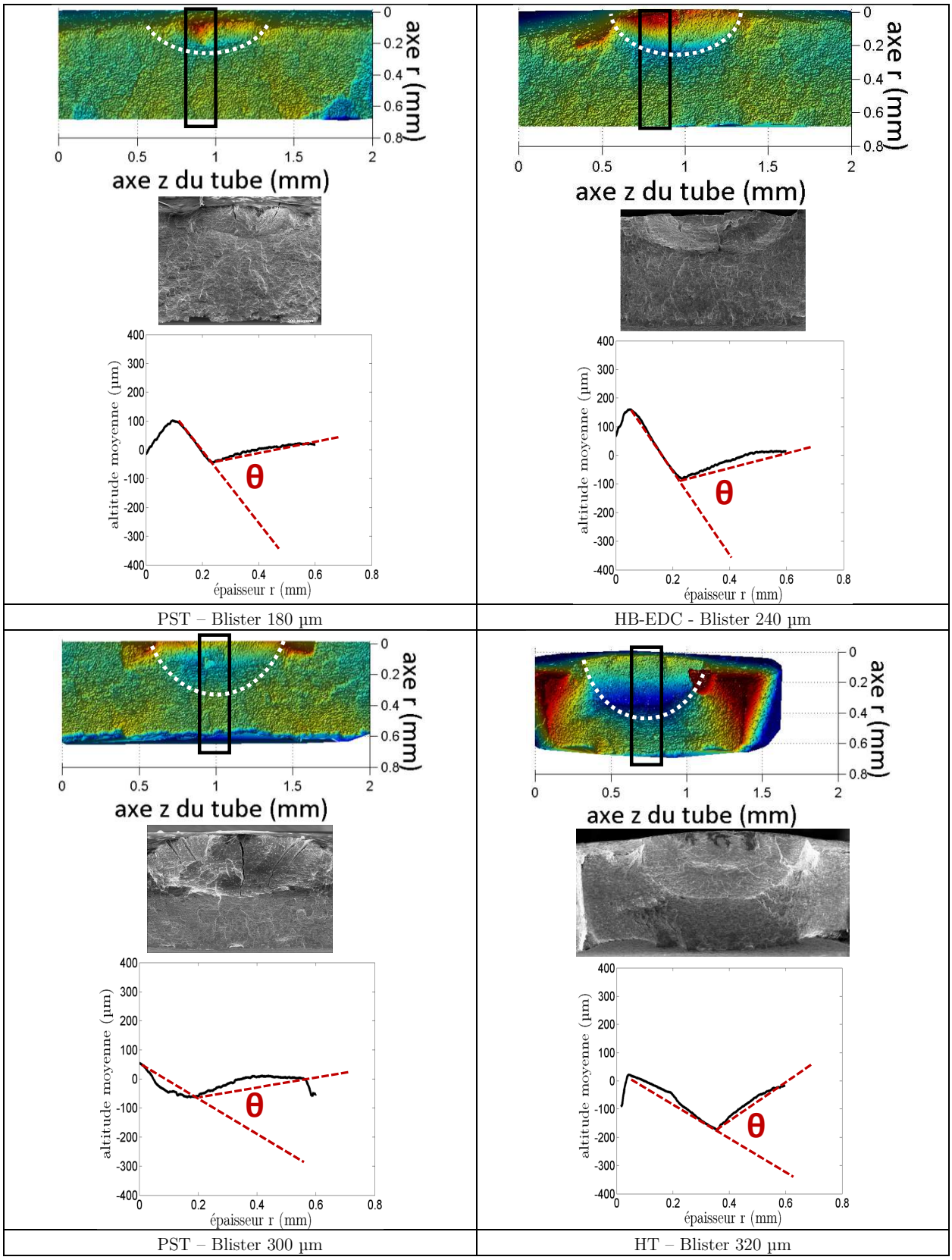


Figure 148 : Profilométrie optique des surfaces de rupture du Zy-4 avec blister d'hydrures à 350°C

3.1.3.3. Profils de rupture au microscope optique

Les profils de rupture des éprouvettes avec blister rompues à 350°C ont été observés en microscopie optique (Figure 149) dans le plan (radial-circonférentiel). Ces clichés sont une autre façon, complémentaire aux profils d'altitude de la section 3.1.3.2, d'observer la transition dans le mode de rupture entre le blister et la matrice sous-jacente. L'angle θ moyen par rapport à la direction radiale est de 43°, avec un écart-type de 4°.

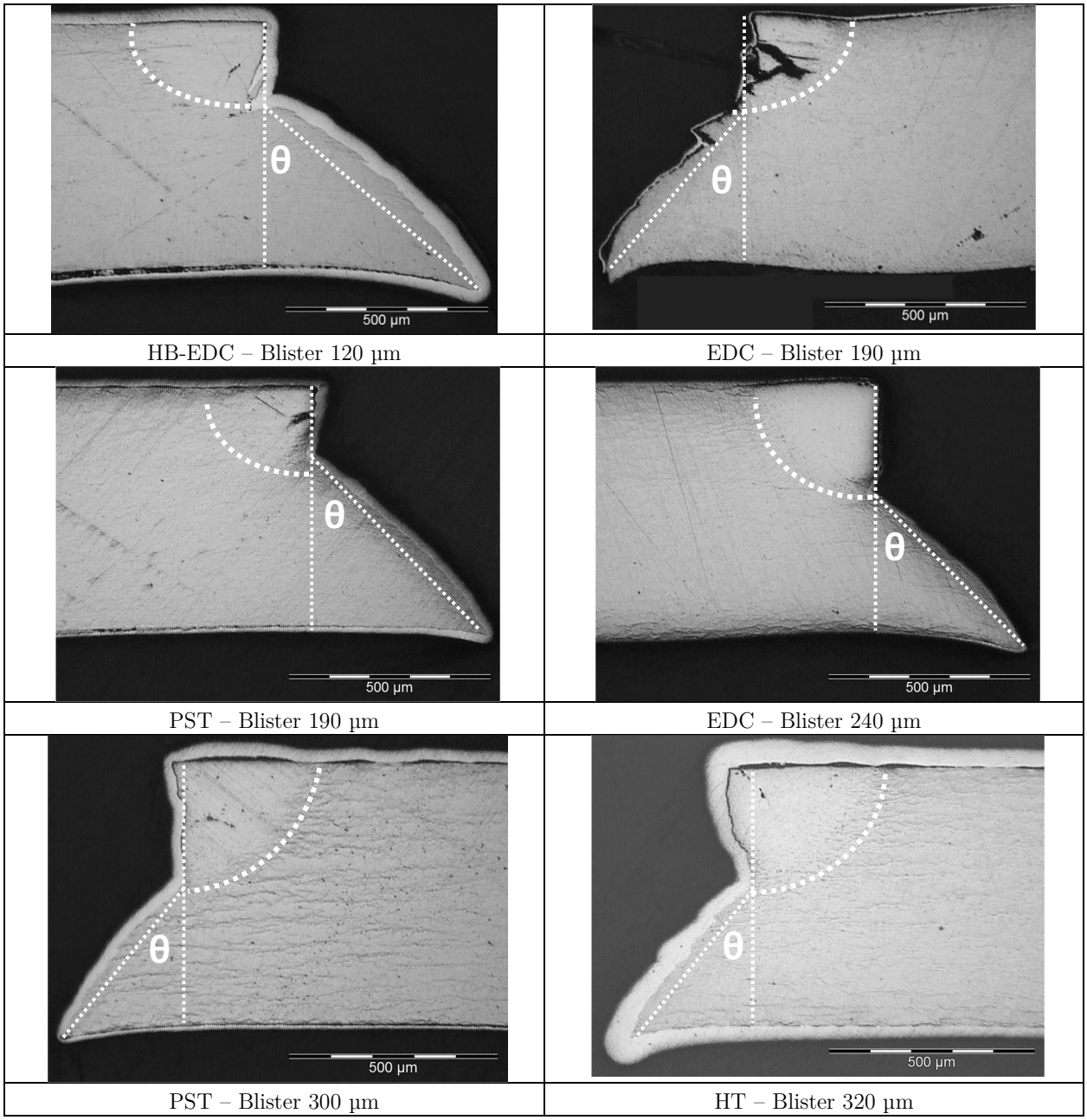


Figure 149 : Profils du Zy-4 avec blister rompu à 350°C, observé en microscopie optique dans le plan (radial - circonférentiel)

3.1.4. **Conclusions**

Les essais mécaniques réalisés, dans le cadre de la thèse d'(Hellouin de Menibus 2012), à 350°C, sur des tronçons de Zircaloy-4 détendu hydruré comportant des blisters d'hydrures, ont montré que le mode de rupture était différent de celui observé lors des essais à 25°C. Alors qu'on observe une rupture élasto-fragile à 25°C, le ligament de Zircaloy-4 situé sous le blister va rompre à 350°C de façon ductile, par propagation d'une fissure amorcée dans le blister, selon un plan incliné à environ 45° dans l'épaisseur, d'après les clichés de microscopie optique. Il a également été mis en évidence que la biaxialité des contraintes n'avait pas d'effet sur le mode de rupture du gainage en présence d'un blister de 100 à 300 µm de profondeur.

Ces observations ont été effectuées sur des essais dont la biaxialité des contraintes était inférieure ou égale à 0,5, ce qui constitue la borne inférieure des conditions représentatives de la phase de PCMI d'un accident de type RIA. En effet, nous avons vu dans la section 1.3.2 que la biaxialité des déformations pour le gainage en conditions de phase de PCMI était comprise entre 0 et 1, ce qui correspond à une biaxialité des contraintes comprises entre 0,5 et 1. La biaxialité des contraintes lors des essais EDC et HB-EDC étant respectivement de l'ordre de 0 et 0,5, on peut donc naturellement se demander si ces observations sont toujours valables pour des taux de biaxialité des contraintes plus élevés, c'est-à-dire pour une biaxialité comprise entre 0,5 et 1.

Il est alors nécessaire de mettre en œuvre des essais mécaniques dont la biaxialité des contraintes est plus élevée (voir Figure 19 du paragraphe 1.4.3). Actuellement, les seuls essais permettant d'atteindre de tels niveaux de biaxialité sur une géométrie tubulaire sont les essais de compression d'anneaux (ou « Ring Compression Test », « RCT ») (Busser 2009), les essais de magnétoformage (Leroy et al. 2007), les essais de type compression de média (EDC) avec traction axiale (Shinozaki 2014), les essais biaxés sur machine de pression interne couplée à une traction axiale. Une comparaison de ces différents essais mécaniques est présentée dans le Tableau 12.

	Maîtrise de la biaxialité des contraintes	Représentativité de la vitesse de chargement	Représentativité du mode de chargement	Facilité pour déterminer un critère de rupture	Facilité de mise en œuvre
Compression d'anneau	--	+	-	-	++
Compression de média EDC + traction axiale	+	+	++	++	-
Magnétoformage	-	++	+	-	--
Pression interne + traction axiale	++	-	+	+	+

Tableau 12 : Comparaison des types d'essais mécaniques permettant d'atteindre des biaxialités de contraintes de 0,5 à 1 (++ : Très bonne ; + : Bonne ; - : Moyenne ; -- : Médiocre)

Les essais de compression d'anneaux, de compression de média avec traction axiale et de magnétoformage permettent d'atteindre des biaxialités de contraintes importantes mais ne permettent pas de bien la maîtriser. La biaxialité n'est pas constante au cours de l'essai et ne peut qu'être estimée grâce à des simulations numériques, contrairement aux essais biaxés de pression interne couplée à la traction axiale. On peut toutefois moduler la biaxialité des contraintes des essais de compression de média couplée à une traction axiale en modifiant le poids de la charge axiale appliquée, et on peut moduler celle des essais de magnétoformage en modifiant les dimensions de l'ouverture elliptique pour la zone utile. Enfin, les essais de compression d'anneaux permettent d'atteindre localement une biaxialité des contraintes supérieure à 0,5, mais les champs de contraintes et de déformations sont fortement hétérogènes sur l'ensemble de l'anneau.

Les essais de pression interne couplée à la traction axiale ne permettent pas d'atteindre des vitesses de chargement très élevées puisque le mode de pilotage, permettant de maîtriser la biaxialité des contraintes, repose sur la mesure de la déformation diamétrale grâce à un extensomètre. L'essai de magnétoformage est en revanche un très bon candidat pour atteindre des vitesses de déformation représentatives du domaine RIA.

Puisque le mode de chargement du RIA s'effectue en déplacement radial axisymétrique imposé en paroi interne de gaine, le chargement le plus représentatif est celui des essais de compression de média couplée à la traction axiale, malgré les difficultés expérimentales liées à la présence de plis en raison du frottement entre gaine et média. Le chargement de l'essai de magnétoformage s'effectue en déplacement imposé également mais uniquement sur une certaine section utile, alors que l'essai biaxé de pression interne couplée à la traction axiale offre un chargement en force imposée axisymétrique seulement jusqu'à la formation d'un ballon correspondant à une localisation de la déformation plastique. Les essais de compression de média et de pression interne permettent de déterminer un critère de rupture simple et facilement comparable comme la déformation diamétrale à rupture puisque le chargement est à peu près axisymétrique, contrairement aux autres essais dont le blister devrait être obligatoirement placé dans la section utile de l'éprouvette.

Les essais les plus simples de mise en œuvre sont les essais de compression sur anneaux puisqu'ils nécessitent uniquement une machine de traction avec un inverseur. L'essai de pression interne couplée à la traction nécessite une machine biaxée pour tubes, et enfin les essais de magnétoformage et de compression de média couplée à la traction peuvent nécessiter des développements expérimentaux plus complexes. Pour l'ensemble de ces raisons, notre choix a donc été d'effectuer des essais de pression interne couplée à la traction sur une machine biaxée, afin d'étudier l'effet de la biaxialité des contraintes sur la rupture de gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré contenant un blister. Cette thématique fait ainsi l'objet de la partie 3.2 de cette étude.

3.2. Etude expérimentale de l'effet de la biaxialité des contraintes sur la rupture des gaines de Zircaloy-4

D'après (Hellouin de Menibus 2012), le niveau de biaxialité macroscopique induit par les chargements mécaniques des essais EDC et HB-EDC ne semble pas affecter la déformation à rupture en présence de blister de 250 µm de profondeur environ.

La biaxialité de contrainte pour un essai HB-EDC étant inférieure ou égale à 0,5, nous avons voulu effectuer cette comparaison sur des essais mécaniques pour des taux de biaxialité de contraintes plus représentatifs des conditions PCMI d'un RIA. Ainsi, des essais de pression interne contrôlés en biaxialité par un vérin axial ont été réalisés à trois niveaux différents de biaxialité des contraintes : 0,5 ; 0,7 et 1,0, sur des éprouvettes hydrurées homogènes comportant un blister d'hydrures ou non.

3.2.1. Dispositif expérimental

Des essais mécaniques de type biaxé ont été réalisés sur la machine TEMA Concept® du CEA/DEN/DANS/DMN/SRMA. Cette machine de traction/pression interne sur tube comporte un vérin de traction axiale de ± 80 mm de course, une cellule de force de ± 50 kN, ainsi qu'un multiplicateur de pression d'huile de ± 35 mm de course, et dont la pression maxi est de 2500 bars.

3.2.1.1. Adaptation des tronçons de gaine en tubes équipés pour essais biaxés

Les blisters étant formés sur des tronçons de tube de 30 mm de long, il est nécessaire de rallonger ces tronçons afin d'obtenir une éprouvette dont les dimensions sont proches de celles des éprouvettes dites « classiques » (Figure 150).

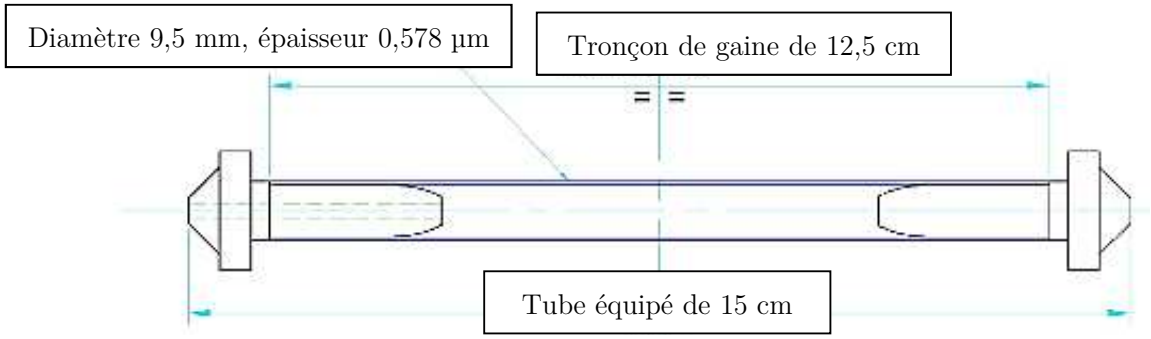


Figure 150 : Tube équipé pour machine biaxée

Ainsi, les éprouvettes ont été usinées selon des plans élaborés (Figure 151) dans le cadre de la thèse d'A. Hellouin de Menibus (Hellouin de Menibus 2012). Chacune des différentes jonctions de l'assemblage est soudée par faisceau d'électrons. Le soudage par faisceau d'électrons est un procédé de soudage par fusion, qui doit s'effectuer sous vide. Des électrons sont émis et accélérés par un canon à électrons, la chaleur générée par l'impact des électrons sur la pièce permet de fondre la matière.

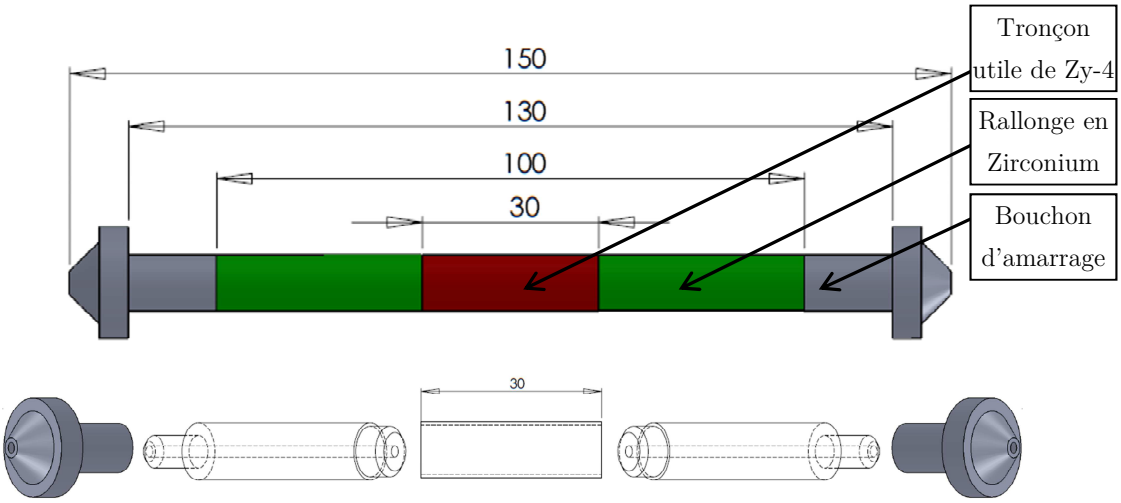


Figure 151 : Adaptateurs pour tronçon de 30 mm de long

3.2.1.2. Pilotage en vitesse de déformation diamétrale par extensomètre

Les essais mécaniques sont effectués à une vitesse de déformation diamétrale constante, de l'ordre de 3,4 x 10^{-4} s^{-1}, à biaxialité des contraintes α constante (Équation 11 et Équation 12), grâce à un extensomètre diamétral.

$$\sigma_z = \frac{P\, r_i^2}{r_e^2 - r_i^2} + \frac{F}{\pi\,(r_e^2 - r_i^2)} \qquad \sigma_\theta = \frac{P\, r_i}{r_e - r_i}$$

Équation 11 : Contraintes axiale et tangentielle dans un essai biaxé avec P la pression interne, F l'effort de traction, r_i et r_e les rayons internes et externes de la gaine

$$\alpha = {\sigma_z}/{\sigma_\theta} = \frac{1 + {F}/{P\pi r_i^2}}{1 + {r_e}/{r_i}}$$

Équation 12 : Rapport de biaxialité des contraintes α

La vitesse de déformation diamétrale étant fixée, on impose un certain diamètre à l'instant t grâce au vérin multiplicateur de pression, et la force de traction axiale à appliquer par le vérin axial est ensuite calculée en fonction de la biaxialité des contraintes souhaitée.
Les essais biaxés font généralement appel à deux extensomètres, axial et diamétral, permettant de piloter en biaxialité des contraintes ou en biaxialité des déformations (Figure 152), d'identifier des lois de comportement, ou d'évaluer des coefficients d'anisotropie.

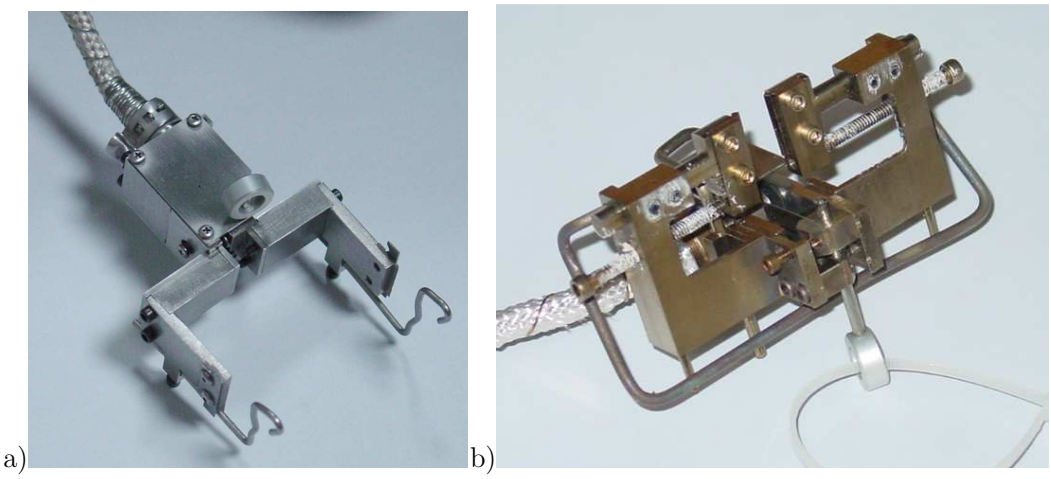


Figure 152 : a) Extensomètre axial b) Extensomètre diamétral

L'extensomètre axial admettant une base de mesure de 50 mm, il n'a pas été utilisé lors des essais puisque la longueur du tronçon utile de Zircaloy-4 n'était que de 30 mm (Figure 151), et qu'il n'était pas nécessaire pour le pilotage de ces essais. Nous aurions toutefois pu envisager d'adapter l'extensomètre de façon à avoir une base de mesure plus petite, afin d'obtenir une mesure de la déformation axiale de la gaine pour ensuite identifier des coefficients d'anisotropie de Hill. Nous aurons cependant accès aux déformations diamétrales et radiales post-mortem.

L'extensomètre diamétral admet initialement une base de mesure de 10 mm avec une étendue de mesure de ± 1 mm (soit ± 10 % de déformation diamétrale). Afin d'élargir cette étendue de mesure et d'éviter des détériorations de l'extensomètre diamétral lors d'une rupture par ballonnement, des rallonges ont été usinées selon des plans élaborés (Figure 153) dans le cadre de la thèse d'A. Hellouin de Menibus (Hellouin de Menibus 2012). Ces rallonges permettent de mesurer jusqu'à 30 % de déformation diamétrale au niveau des couteaux.

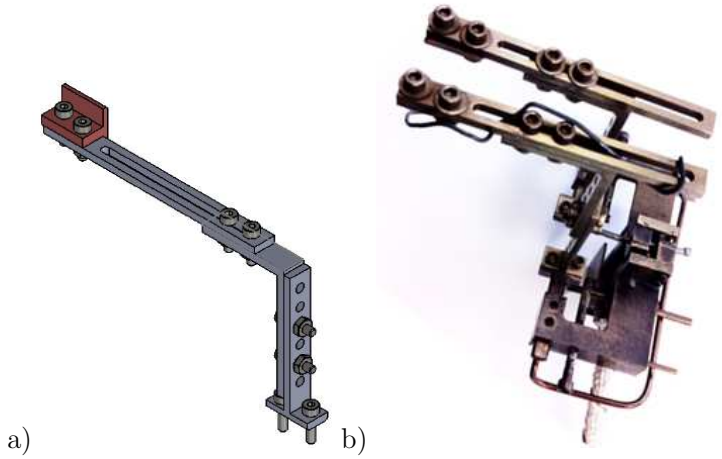


Figure 153 : a) Rallonge pour extensomètre diamétral b) Extensomètre diamétral avec rallonges

Avant chaque essai mécanique, l'extensomètre diamétral est étalonné au moyen d'une vis micrométrique, sur une ouverture allant de 9 à 12 mm. Cette étape d'étalonnage ou de vérification est effectuée trois fois de suite avant chaque essai, afin de vérifier la bonne gamme et la linéarité de la plage de mesure, et d'obtenir l'incertitude sur la mesure de diamètre. Ainsi, l'incertitude sur la mesure de diamètre est de ±20 µm, à température ambiante.

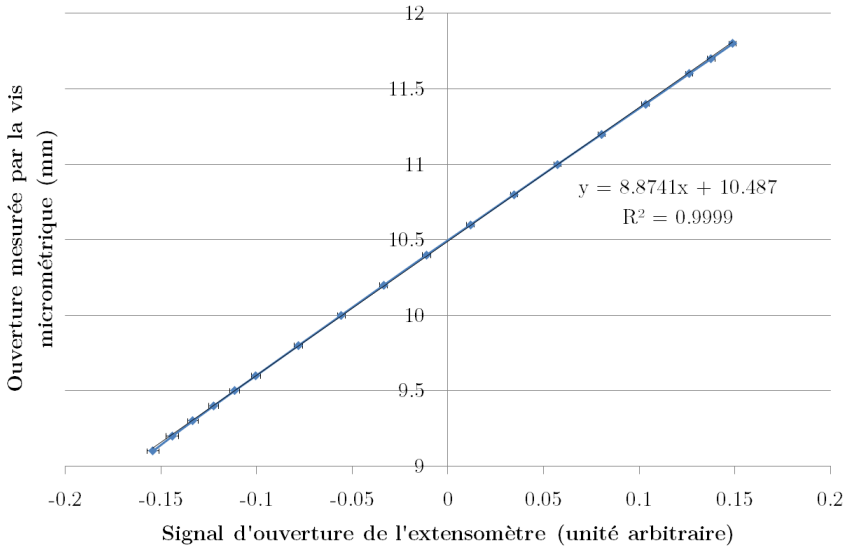


Figure 154 : Ouverture mesurée par la vis micrométrique en fonction du signal d'ouverture de l'extensomètre diamétral

3.2.1.3. Renforcement des jonctions soudées

Les jonctions soudées ont parfois présenté des ruptures prématurées lors d'essais en conditions d'équibiaxialité des contraintes. En effet, les deux essais équibiaxés effectués sur les tronçons contenant un blister ont été réalisés en deux fois, suite à des ruptures au niveau des soudures, à un très faible niveau de déformation plastique. Des précautions sont donc à prendre dans l'analyse des résultats de ces deux essais.

Les jonctions entre rallonges et bouchons ont été renforcées par une nouvelle soudure par faisceau d'électrons. Initialement, la valeur du courant de soudure était de 21 mA, correspondant à une profondeur de pénétration d'environ 1 mm, cette valeur a été augmentée à 30 mA, correspondant à une profondeur de pénétration d'environ 1,5 mm.

Les jonctions entre le tronçon utile de 30 mm et les rallonges ont été renforcées par l'ajout de 6 séries de 2 points de soudure par laser le long d'une circonférence du tronçon (Figure 155). Le laser utilisé est un laser YaG pulsé 400 W et de longueur d'onde 1064 nm. Des essais de soudure sur tube de Zircaloy-4 hydruré suivis d'une analyse métallographique ont permis de déterminer une puissance laser optimale, garantissant une profondeur de pénétration satisfaisante tout en conservant un état de surface convenable. Des pointés laser ainsi que des séries de pointés superposés ont été réalisés afin d'identifier la configuration optimale (Figure 156, Figure 157, Figure 158).

Les paramètres retenus pour les points de soudure sont un pourcentage de puissance de 55 %, à une fréquence de 10 Hz et pour une longueur d'impulsion de 4 ms.

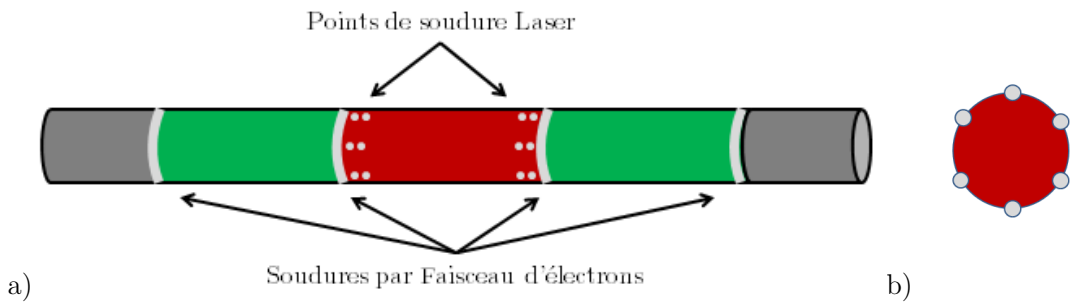


Figure 155 : a) Soudures des tubes équipés pour essai biaxé b) Points de soudure Laser sur le tronçon

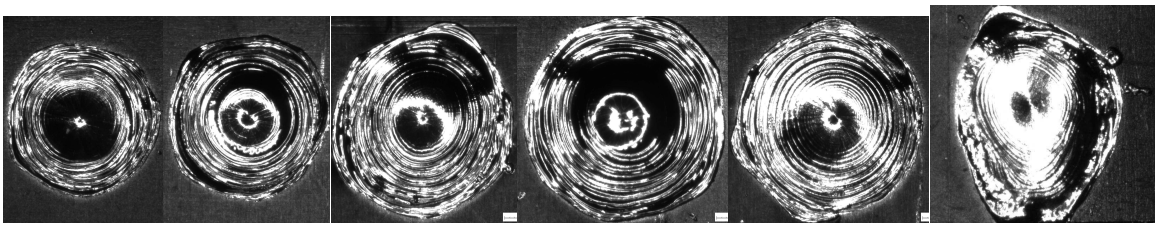


Figure 156 : Pointés laser sur tube de Zy-4 hydruré à différentes valeurs de puissance laser (%) : 28, 31, 35, 39, 44, 55 (%)

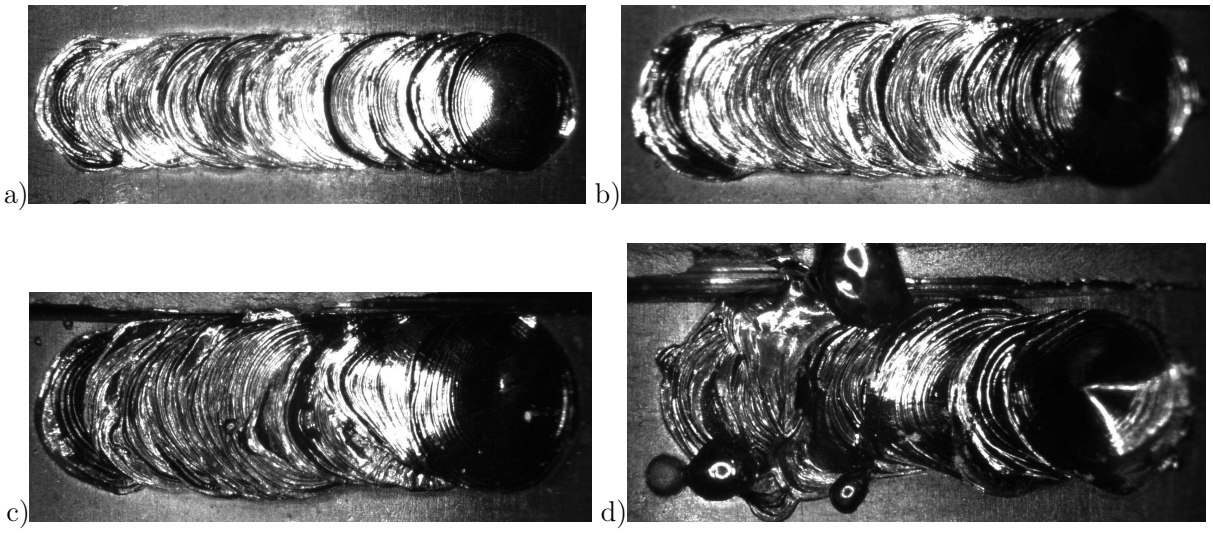


Figure 157 : Séries de pointés laser superposés sur tube de Zy-4 à différentes valeurs de puissance laser : a) 28 % b) 35 % c) 45 % d) 55%

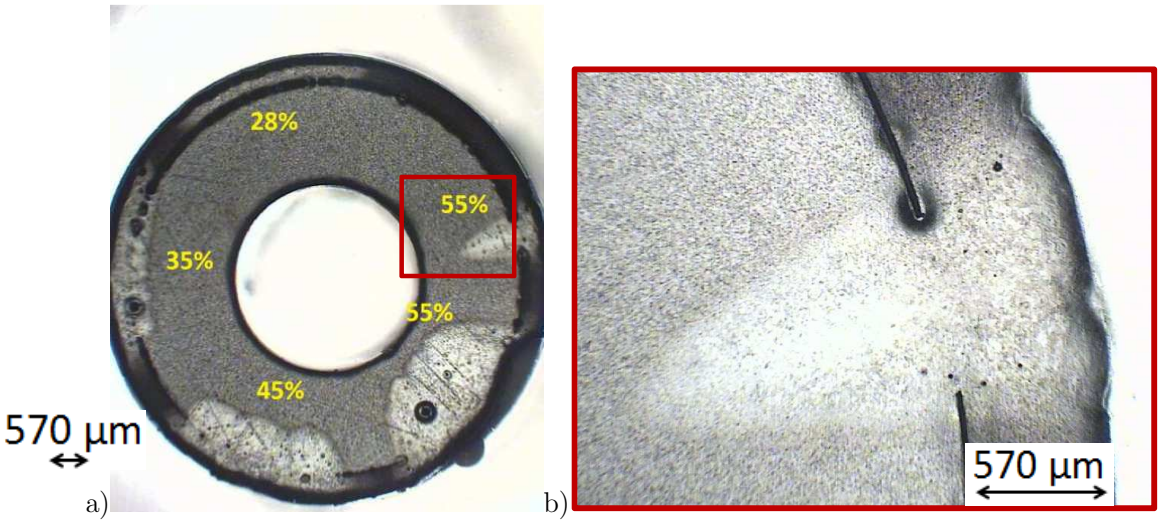


Figure 158 : Métallographie de soudures laser sur tube de Zy-4 emmanché, dans le plan radial-circonférentiel a) pour différentes puissances laser b) pour une puissance laser de 55%

L'éprouvette et les tiges de traction sont placées au sein d'une enceinte climatique à air pulsé, possédant une unique zone de régulation permettant de chauffer jusqu'à 600°C. Les essais sont effectués à une température cible de 350°C à l'extrémité inférieure du tronçon de 30 mm. La température est également mesurée aux 2 extrémités du tronçon grâce à 2 thermocouples de type K gainés dans de l'Inconel 600, afin d'évaluer le gradient thermique aux bords du tronçon (Figure 159).

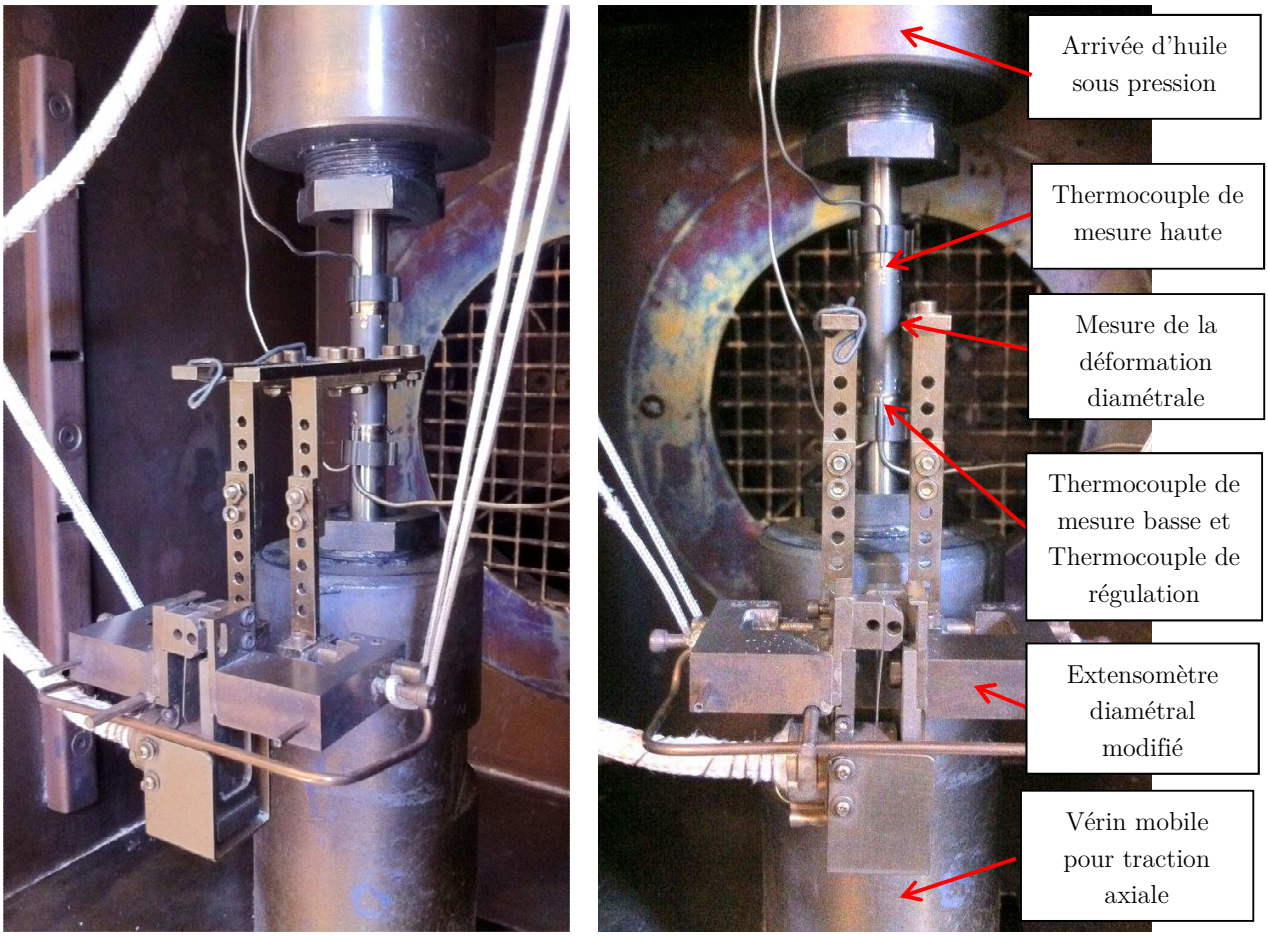


Figure 159 : Instrumentation d'un essai mécanique biaxé

La montée en température s'effectue en une heure, et l'essai est lancé dès que le thermocouple bas mesure une température supérieure ou égale à 350°C. Un gradient thermique de 3 à 6° est généralement observé entre les extrémités haute et basse du tronçon utile (Figure 160).

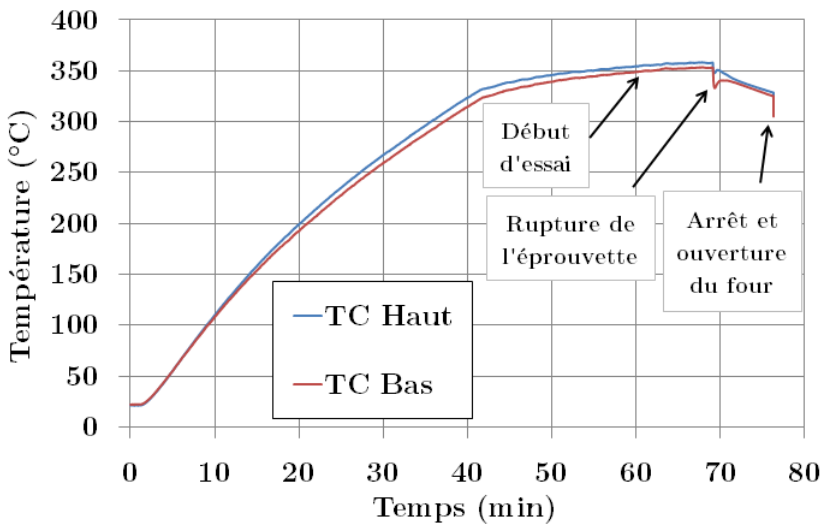


Figure 160 : Mesures de températures aux extrémités du tronçon utile en fonction du temps, au cours du chauffage et de l'essai

3.2.2. Résultats

3.2.2.1. Courbes contrainte-déformation

Les évolutions des contraintes circonférentielles et axiales au sens de l'Équation 11 sont données en Figure 161, Figure 162 et Figure 163, pour le Zircaloy-4 sans blister, aux trois taux de biaxialité des contraintes étudiées.

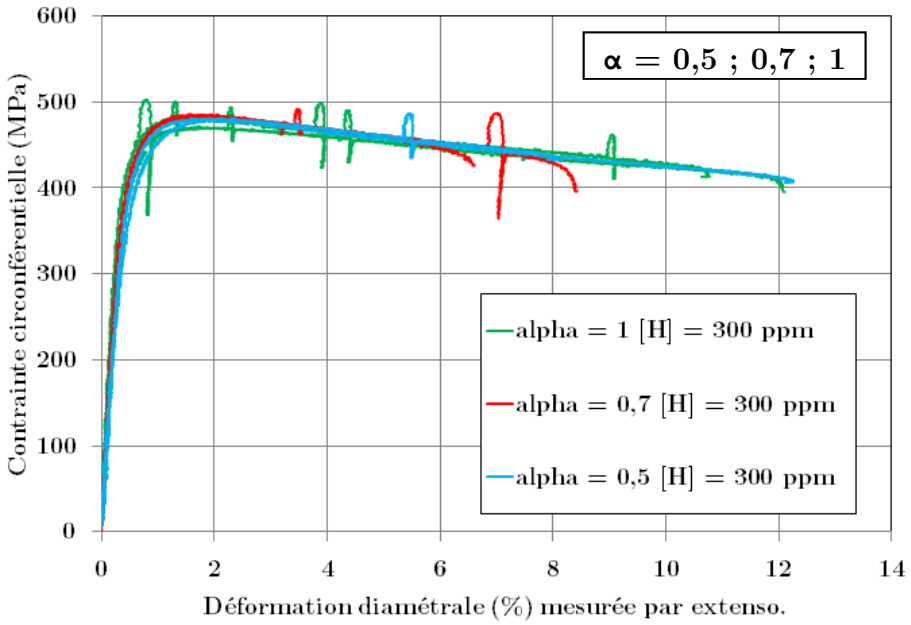


Figure 161 : Contrainte circonférentielle en fonction de la déformation diamétrale, aux trois taux de biaxialité des contraintes - Gaines de Zy-4 sans blister

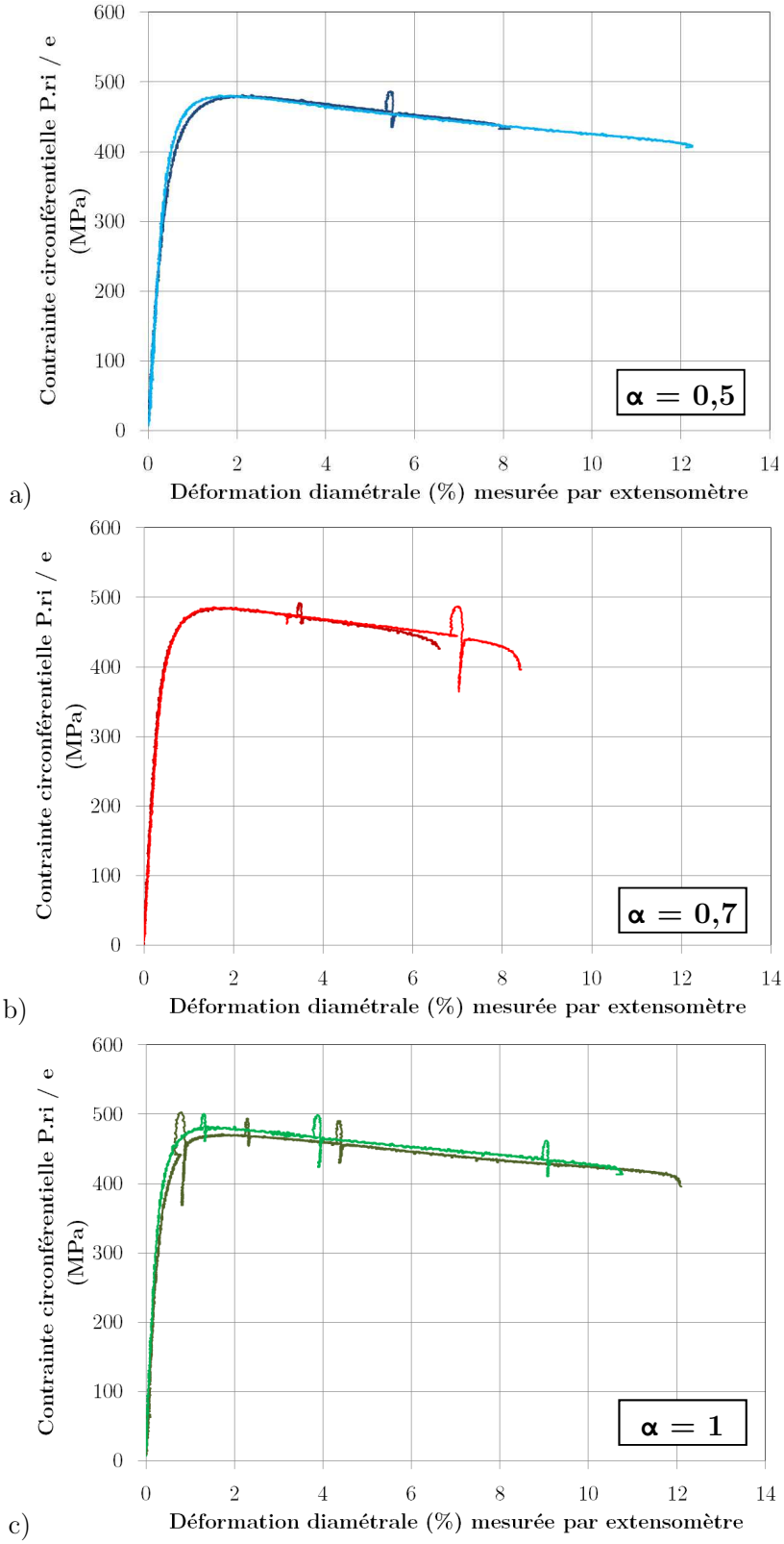


Figure 162 : Contrainte circonférentielle en fonction de la déformation diamétrale a) biaxialité 0,5 b) biaxialité 0,7 c) biaxialité 1 - Gaines de Zy-4 hydruré 300 wppm sans blister

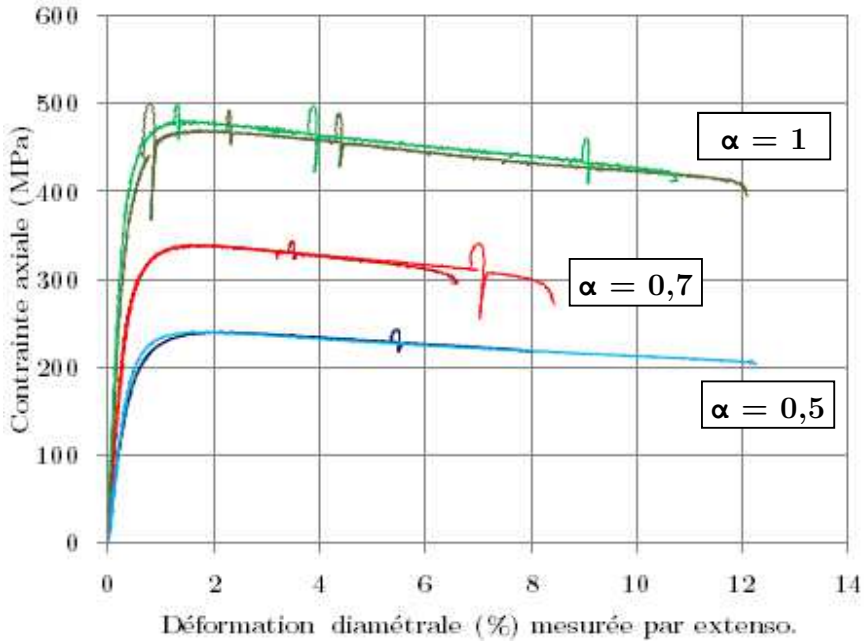


Figure 163 : Contrainte axiale en fonction de la déformation diamétrale, pour les biaxialités 0,5 ; 0,7 ; 1 Gaines de Zy-4 hydruré 300 wppm sans blister

En présence d'un blister dans la gaine, les courbes de contraintes-déformations se superposent à celles des gaines sans blister, mais la rupture de la gaine a lieu de façon anticipée (Figure 164). Les gaines avec des blisters de 300 µm rompent avant d'atteindre la contrainte maximale obtenue lors d'un essai sans blister.

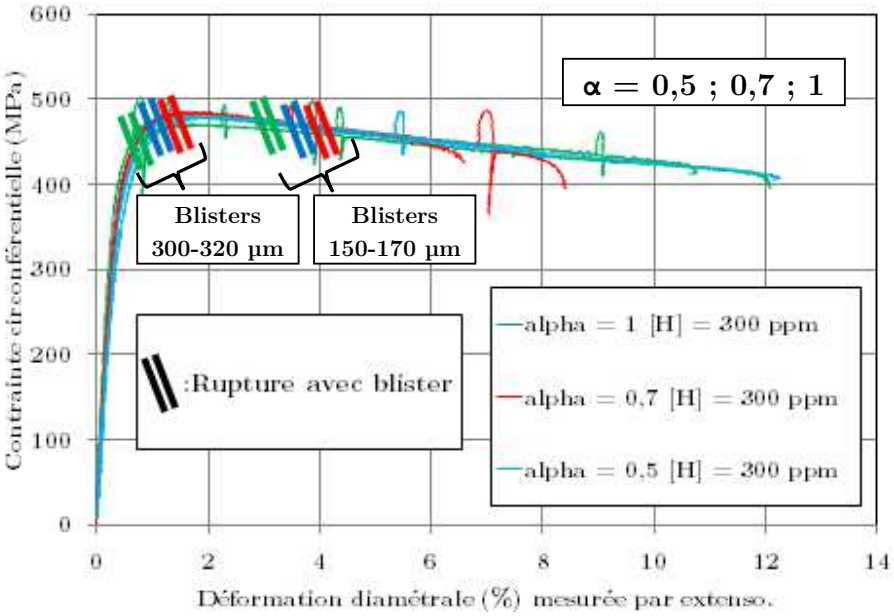


Figure 164 : Contrainte circonférentielle en fonction de la déformation diamétrale, aux trois taux de biaxialité des contraintes – Gaines de Zy-4 avec et sans blister

On distingue sur chacune des courbes de légers décrochements ou oscillations. En réalité, bien que l'extensomètre soit suspendu dans l'enceinte climatique, il peut glisser axialement de quelques microns le long de l'éprouvette et ainsi mesurer une déformation ou une vitesse de déformation plus faible que la consigne à l'instant t, c'est pourquoi il compense ce retard virtuel par un bref pic de pression. La pression étant mesurée à la sortie du vérin multiplicateur dans une tuyauterie élastique, la gaine ne ressent pas forcément un tel pic de pression. Ce phénomène est plus fréquent dans les essais à biaxialité $\alpha = 1$ que les essais à biaxialité $\alpha = 0{,}5$ en raison d'une déformation axiale plus importante, qui peut ainsi provoquer de tels glissements de l'extensomètre.

Chacun des essais sans blister a été doublé, afin d'évaluer la reproductibilité de l'expérience. On constate sur les Figure 162 a), b) et c) que les résultats sont assez reproductibles aux trois biaxialités, en terme de comportement uniquement. En effet, on constate une certaine variabilité dans les déformations diamétrales à rupture mesurées par extensomètre diamétral, ce point sera discuté en section 3.2.2.5. D'après la Figure 161, l'écrouissage dans la direction circonférentielle semble être identique pour les trois valeurs de biaxialité des contraintes étudiées.

3.2.2.2. Profils de rupture

Deux types de rupture des éprouvettes ont été mis en évidence lors de ces essais de pression interne et traction axiale combinées (Figure 166) :
- une rupture par ballonnement puis éclatement en l'absence de blister ou en présence d'un blister de taille moyenne (≤ 150 µm) (Figure 165 a) ;
- une rupture par perte d'étanchéité suite à une fissuration radiale sans propagation axiale au niveau du blister de taille plus importante (≥ 160 µm) (Figure 165 b).

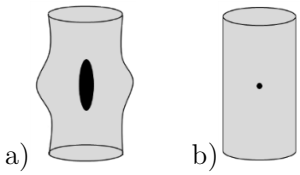
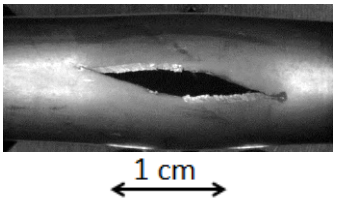
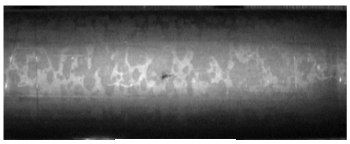
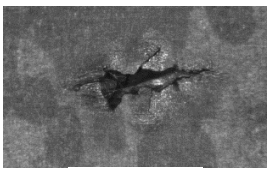
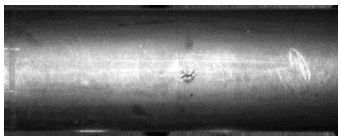
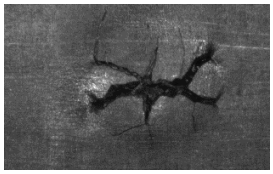
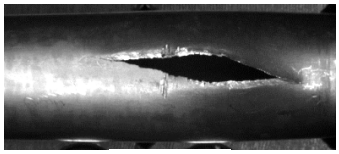
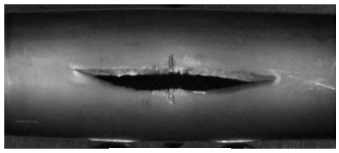
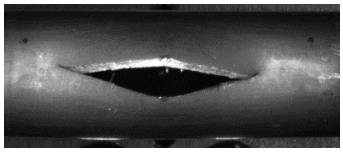
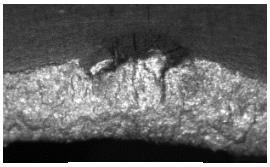
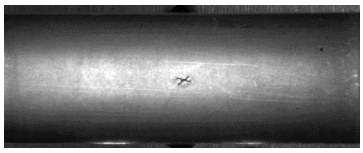
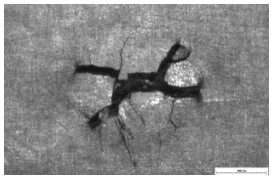
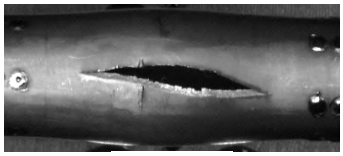
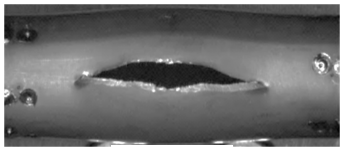
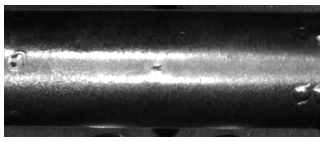
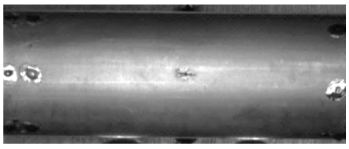
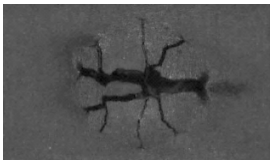


Figure 165 : Profils de rupture observés lors des essais de pression interne et tr action axiale combinées a) Rupture par ballonnement et éclatement b) Rupture par fissuration radiale

Cette transition entre les deux profils de rupture semble être liée à la taille de blister plutôt qu'à la biaxialité des contraintes, puisque mis à part l'éprouvette ayant le plus petit blister (150 µm de profondeur) sollicitée à $\alpha = 0{,}7$, toutes les autres éprouvettes contenant un blister (de 160 à 320 µm) ont rompu par perte d'étanchéité suite à une fissuration radiale sans propagation axiale. Le profil de rupture final dépend de la quantité d'énergie emmagasinée dans l'éprouvette au moment de la rupture, cette quantité dépendant d'une part de la présence ou non d'un blister, et d'autre part de la profondeur du blister le cas échéant.

$\alpha = \sigma_z/\sigma_\theta$	[H] = 300 wppm	Blister 150 – 170 µm	Blister 300 - 320 µm
0,5	 1 cm	 1 cm  800 µm	 1 cm  800 µm
0,7	 1 cm  1 cm	 1 cm  800 µm	 1 cm  800 µm
1,0	 1 cm  1 cm	 1 cm 800 µm	 1 cm  800 µm

θ
Z

Figure 166 : Eprouvettes de Zy-4 hydruré rompues lors d'un essai biaxé, observées au macroscope

3.2.2.3. Fissuration des éprouvettes avec blisters d'hydrures

Les distributions de fissures à la surface des éprouvettes ont été observées au MEB avant et après essai mécanique (Figure 167 et Figure 168).

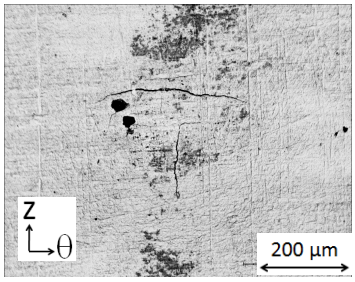
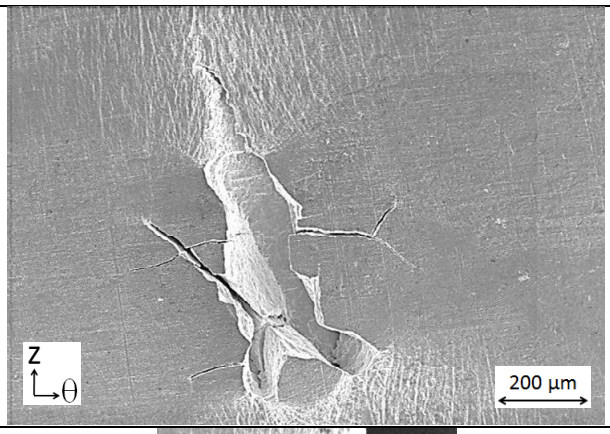
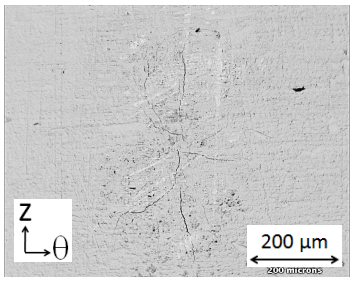
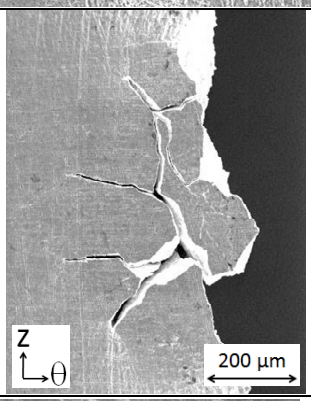
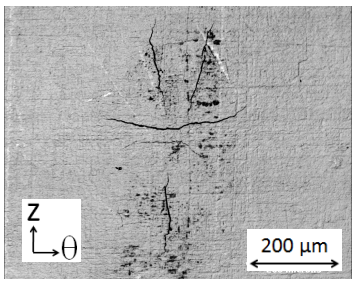
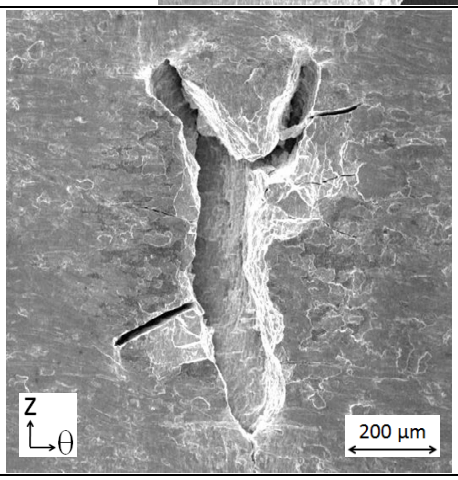
Biaxialité des contraintes α et profondeur totale du blister	Fissuration avant essai	Fissuration après essai
α = 0,5 Blister 170 µm		
α = 0,7 Blister 150 µm		
α = 1 Blister 160 µm		 Paroi interne

Figure 167 : Fissuration des blisters de 150-170 µm de profondeur, avant et après essai mécanique biaxé

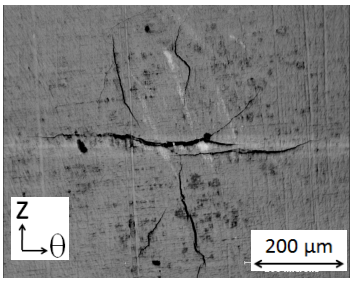
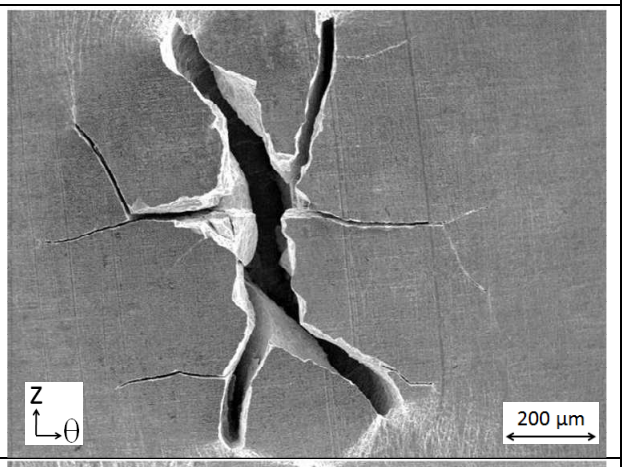
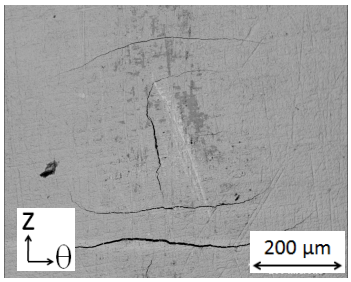
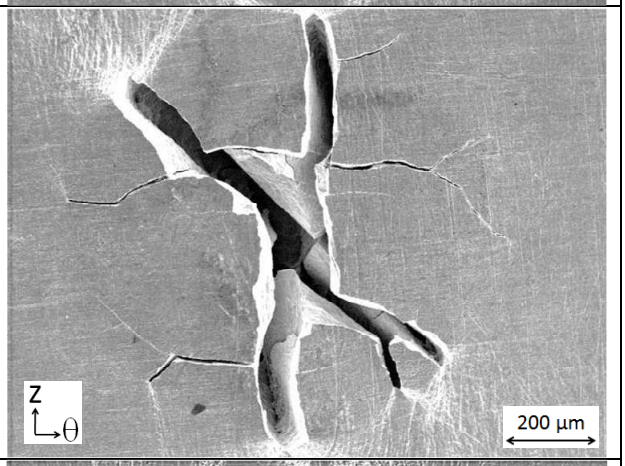
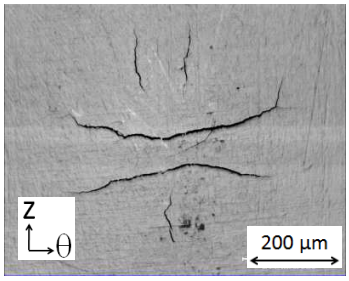
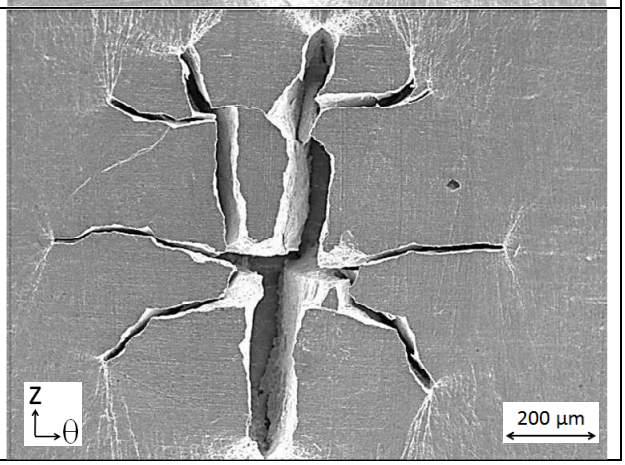
Biaxialité des contraintes et profondeur du blister	Fissuration avant essai	Fissuration après essai
$\alpha = 0{,}5$ Blister 315 µm		
$\alpha = 0{,}7$ Blister 320 µm		
$\alpha = 1$ Blister 300 µm		

Figure 168 : Fissuration des blisters de 300-320 µm de profondeur, avant et après essai mécanique biaxé

Après essai mécanique, il semble que les fissures se soient propagées à partir des fissures pré-existantes « avant essai ». L'état de fissuration « après essai » est lié à l'état de fissuration « avant essai », et donc à la profondeur du blister, puisque les fissures peuvent apparaitre lors de l'étape de refroidissement du processus de formation de blister (voir section 1.2.3.2)

Comme attendu, pour l'ensemble des essais sur gaines avec blister, l'ouverture des fissures s'effectue principalement selon un plan (radial-axial) passant par le blister, c'est-à-dire de façon normale à la direction circonférentielle. Cela a été confirmé sur l'éprouvette « $\alpha = 0{,}7$ - Blister 150 µm » rompue par éclatement, ainsi que sur l'éprouvette « $\alpha = 1$ - Blister 160 µm » où il a été vérifié que la fissuration était débouchante en paroi interne de gaine, ce qui cause la perte d'étanchéité lors des essais de pression interne.

3.2.2.4. Faciès de rupture observés au MEB

Les faciès de rupture des éprouvettes ayant rompu par ballonnement puis éclatement ont été observés au MEB (Figure 169) dans le plan radial-axial, soit dans l'épaisseur de la gaine.

On ne constate pas d'effet de la biaxialité des contraintes sur l'aspect de la distribution de cupules sur les éprouvettes ayant rompu par ballonnement puis éclatement, les cupules étant systématiquement cisaillées dans la direction radiale de la gaine. En ce qui concerne l'éprouvette contenant un blister, on remarque cependant l'existence de certaines zones moins riches en cupules cisaillées.

Si on compare les faciès de rupture des essais biaxés à ceux des essais HT, PST, EDC et HB-EDC, nous retrouvons le même constat effectué précédemment au paragraphe 3.1.3.1. En l'absence de blister les cupules sont plus grosses et plus nombreuses, puisque les modes de rupture sont différents. Sans blister, la gaine rompt par localisation de la déformation plastique, tandis que la gaine avec blister rompt par propagation d'une fissure dans l'épaisseur.

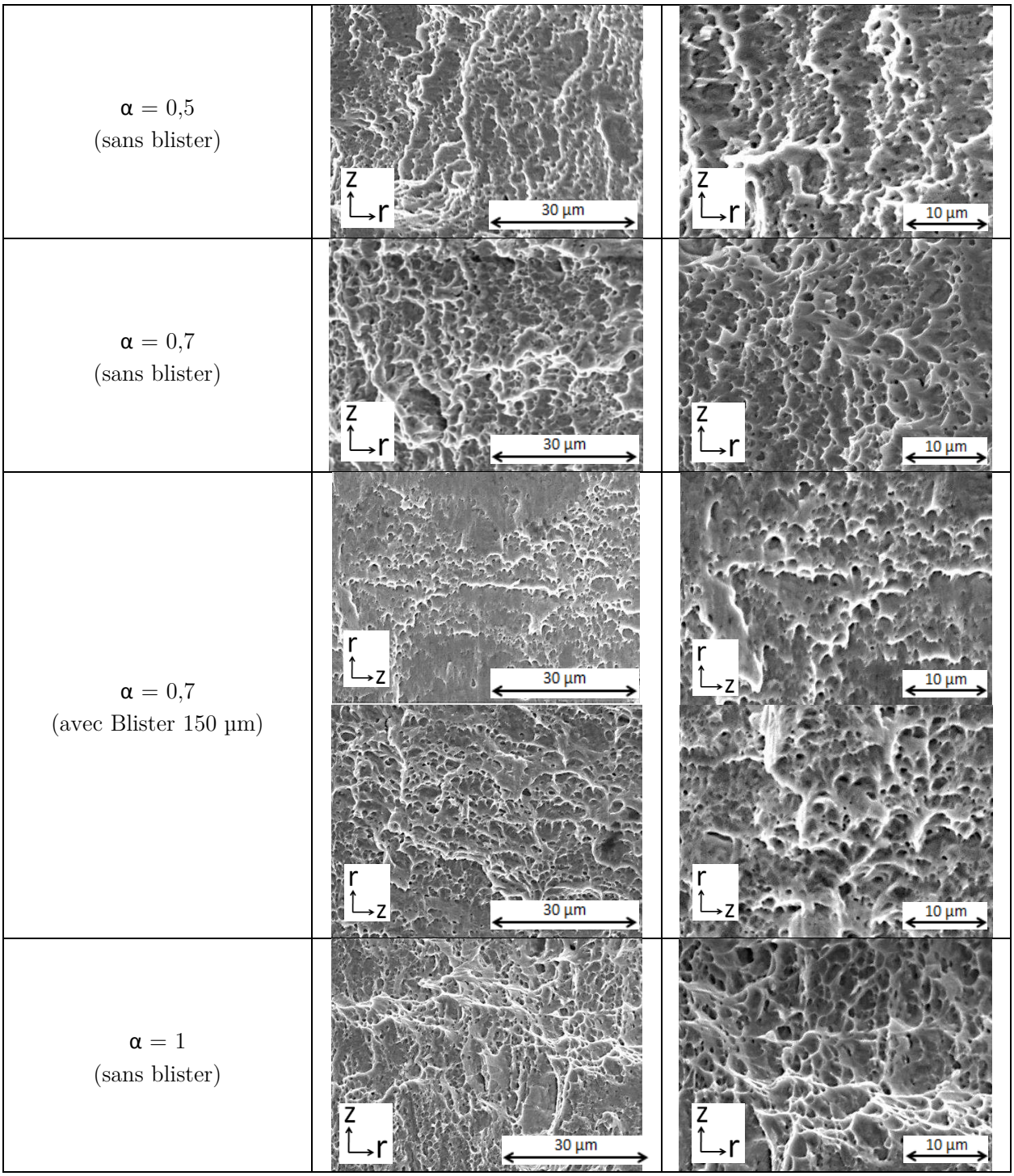


Figure 169 : Faciès de ruptures des éprouvettes ayant rompu par ballonnement puis éclatement

3.2.2.5. Déformation diamétrale à rupture

Pour l'ensemble des essais biaxés, nous allons estimer la *déformation diamétrale à rupture* (« *DDRupt* ») en fonction de la profondeur de blister, à partir de la valeur de déformation diamétrale mesurée par l'extensomètre diamétral, soit à l'instant où a lieu la rupture brutale par éclatement, soit à l'instant où on détecte une perte d'étanchéité au niveau du blister.

Au début de l'essai, la déformation diamétrale est homogène sur toute la circonférence de la gaine. Puis, un ballonnement va apparaitre par localisation de la déformation plastique, et la déformation diamétrale de la gaine devient alors hétérogène. Cette *DDRupt* est donc une mesure locale, puisque relevée à une certaine position axiale et diamétrale sur le tronçon de gaine, comme illustré sur la Figure 170. En conséquence, il se peut que la *DDRupt* soit sous-estimée pour les essais dont la rupture a lieu par ballonnement, selon la position axiale (Figure 170 a) et selon la position circonférentielle (Figure 170 b) de l'extensomètre par rapport au lieu de formation du ballon. Les *DDRupt* mesurées sont donc des bornes inférieures par rapport à celles qu'on pourrait mesurer sur des essais dont le chargement serait axisymétrique.

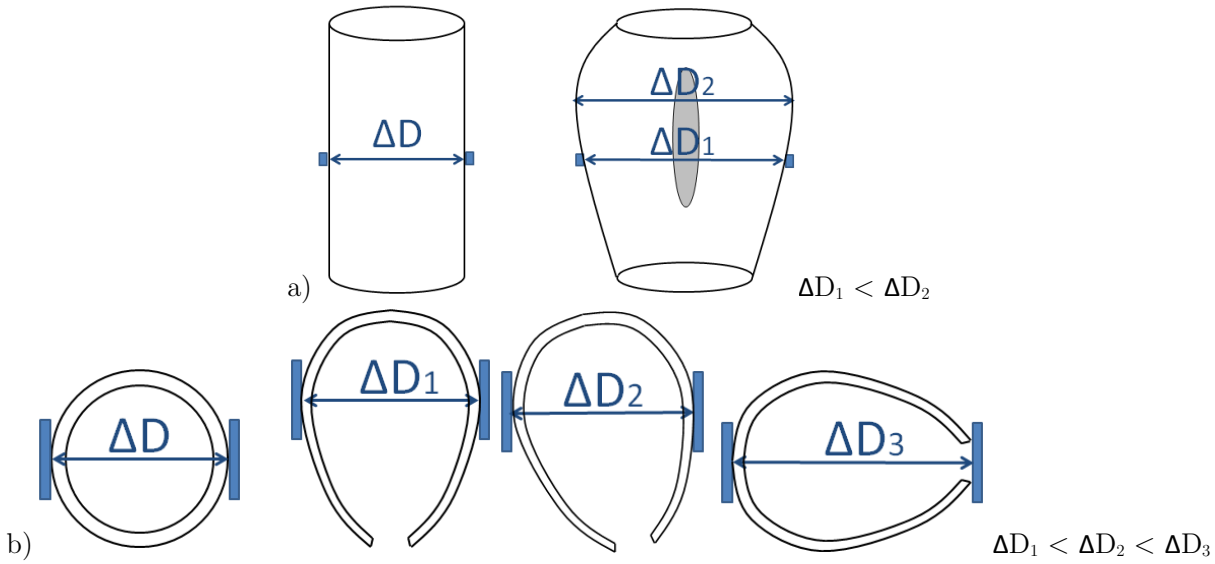


Figure 170 : Influence de la position a) axiale et b) circonférentielle de l'extensomètre sur la variation de diamètre mesurée au moment de la rupture par ballonnement/éclatement

Cependant, pour certains essais, le ballon s'est formé selon le diamètre où était placé l'extensomètre, ce qui permet de piloter l'instabilité plastique et d'atteindre des *DDRupt* plus élevées pour certains essais par rapport à d'autres réalisés dans les mêmes conditions expérimentales.

Pour les essais avec blister, l'extensomètre diamétral est systématiquement placé de part et d'autre du blister, c'est-à-dire selon un diamètre perpendiculaire au diamètre passant par le blister, comme indiqué sur la Figure 171 .

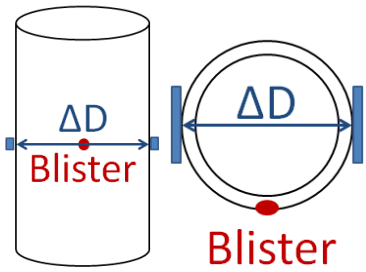


Figure 171 : Position de l'extensomètre diamétral par rapport au blister (en bleu : extensomètre diamétral)

La Figure 172 présente l'évolution de la déformation diamétrale à rupture des essais biaxés et des essais de type compression de média en fonction de la profondeur de blister.

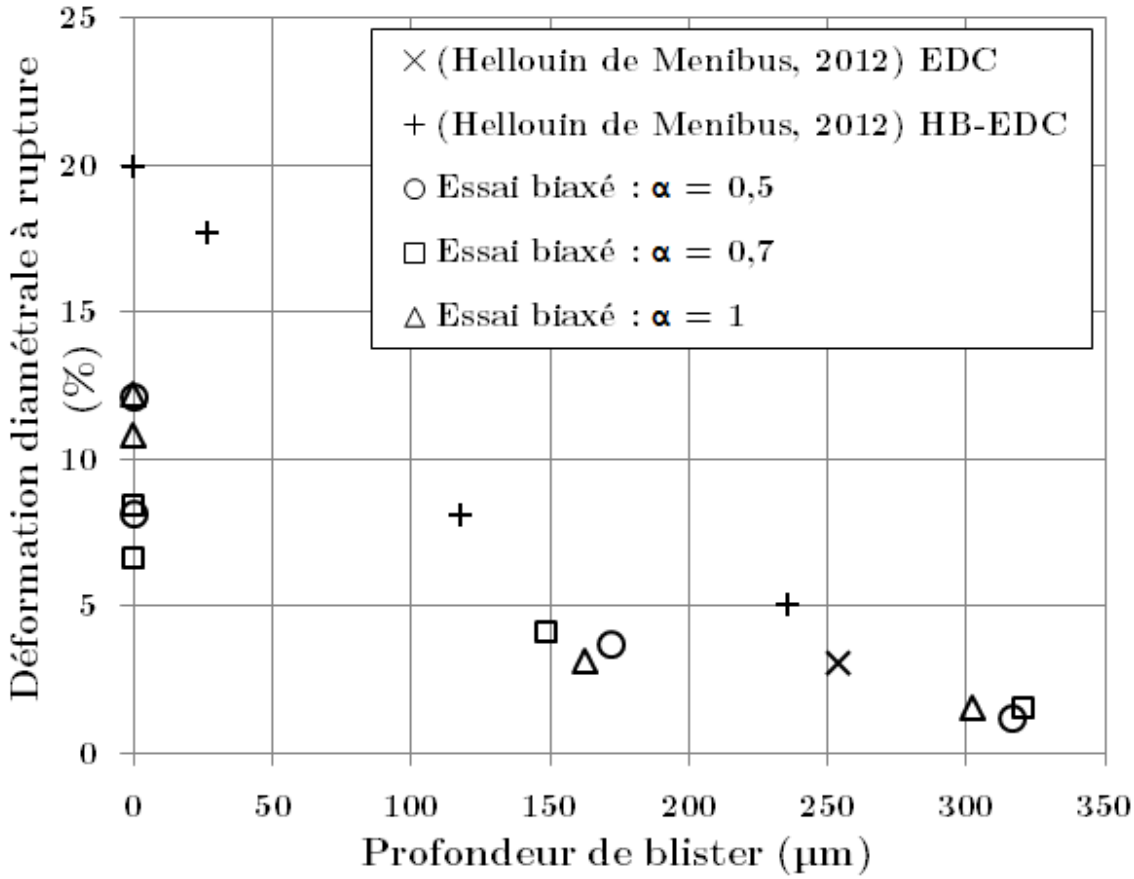


Figure 172 : Déformation diamétrale à rupture des essais biaxés (obtenue par extensomètre diamétral) et des essais de type compression de pastille (obtenue par corrélation d'images), en fonction de la profondeur de blister

En l'absence de blister, on ne distingue pas d'effet de la biaxialité des contraintes sur les valeurs de *DDRupt* dans les essais biaxés (Figure 172), étant donné que les valeurs sont assez dispersées pour les raisons de positionnement d'extensomètre évoquées précédemment.

Il apparait cependant que les valeurs de *DDRupt* des essais EDC et HB-EDC sont supérieures à celles des essais biaxés. Pour rappel, la *DDRupt* d'un tronçon de Zircaloy-4 hydruré à 300 wppm soumis à un essai EDC est supérieure à 80 %, tandis qu'un même tronçon soumis à un essai HB-EDC (biaxialité des contraintes de l'ordre de 0,5) va rompre à 20% de *DDRupt*, comme illustré en Figure 173.

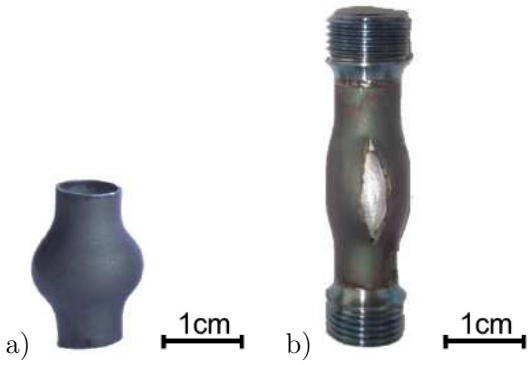


Figure 173 : Tronçon de Zy-4 hydruré à 300 wppm soumis un essai a) EDC b) HB-EDC

Les *DDRupt* obtenues pour les 2 essais biaxés $\alpha = 0{,}5$ sont de 8 et 12 %, soit bien inférieures à la valeur de 20 % obtenue pour un essai HB-EDC. Au-delà du fait que les *DDRupt* mesurées lors des essais biaxés constituent des bornes inférieures comme expliqué ci-dessus, le type de chargement doit également être discuté afin de comprendre cette différence dans les valeurs attendues de *DDRupt* à biaxialité des contraintes équivalente.

En effet, le chargement des essais de type pression interne imposée va conduire à une localisation de la déformation au niveau d'une instabilité plastique, et le chargement ne sera donc plus axisymétrique (Figure 174).

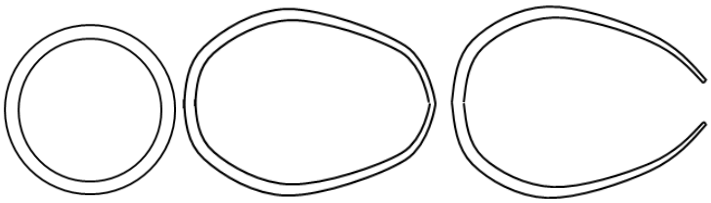


Figure 174 : Déformation diamétrale d'une gaine soumise à un essai de pression interne (coupe r-θ)

En revanche, le chargement des essais EDC et HB-EDC est axisymétrique grâce au déplacement imposé en paroi interne de gaine par la compression du média, ce qui autorise l'ensemble de la section circonférentielle de la gaine à participer au processus de déformation (Figure 175).

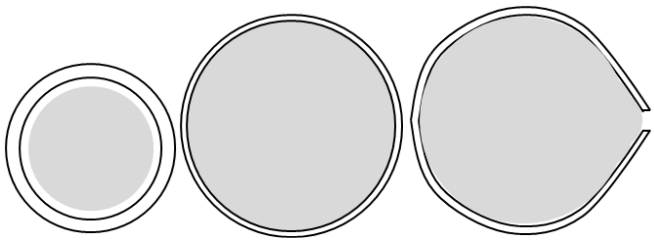


Figure 175 : Déformation diamétrale d'une gaine soumise à un essai de compression de média (coupe r-θ)

Ainsi, à biaxialité des contraintes équivalente, et à même vitesse de déformation, on s'attend bien à obtenir des *DDRupt* plus importantes pour les essais de compression de pastille que pour les essais de type pression interne.

On pourrait également s'attendre à avoir des déformations diamétrales à rupture différentes pour les essais d'(Hellouin de Menibus 2012) par rapport aux essais biaxés réalisés dans cette étude, car ils ont été effectués à plus haute vitesse de déformation (10^{-1} s^{-1} contre 3.10^{-4} s^{-1}). Cependant, ces données expérimentales seules ne permettent pas de conclure, puisque les effets de la vitesse de déformation et du mode de chargement ne sont pas découplés.

Enfin, les *DDRupt* des essais de compression de média ont été déterminées par corrélation d'images, grâce à un critère de rupture visuel, soit une technique qui risque de surestimer l'instant de la rupture par rapport à l'instant de la rupture où l'on perd l'étanchéité de la gaine.

En présence d'un blister, on peut également s'attendre à obtenir des valeurs de *DDRupt* pour les essais biaxés inférieures à celles des essais de compression de média pour les raisons vues précédemment.

On constate sur la Figure 172 une diminution de la *DDRupt* en fonction de la profondeur de blister. Comme l'avait remarqué (Hellouin de Menibus 2012) lors des essais de type compression de pastille, il ne semble pas y avoir d'effet de la biaxialité des contraintes sur la *DDRupt* des gaines également soumises à un essai biaxé en présence d'un blister.

Afin de vérifier les résultats de *DDRupt* obtenues par extensomètre diamétral, nous avons confronté ces valeurs aux mesures post mortem de *déformation diamétrale résiduelle* (« *DDRés* ») :

- Pour les essais ayant rompu par éclatement, la circonférence finale du ballon est mesurée à l'aide d'un ruban avec une précision de ± 3 %, à la côte axiale où la déformation diamétrale est maximale. La *DDRés* est calculée à partir de la circonférence d'une gaine de 9,508 mm de diamètre externe moyen :

$$DDRés = (C_f - C_i) / C_i$$

(avec C_i et C_f les circonférences externes respectivement initiale et finale de l'éprouvette).

Hydruration	α	Rupture	*DDRupt* plastique extenso. (%)	*DDRés* Ruban (%)
[H] = 300 wppm	0,5	Eclatement	7,7	(non mesuré)
[H] = 300 wppm	0,5	Eclatement	11,8	13,8 ± 3,0
[H] = 300 wppm	0,7	Eclatement	6,3	7,1 ± 3,0
[H] = 300 wppm	0,7	Eclatement	8,0	7,1 ± 3,0
Blister 150 µm	0,7	Eclatement	3,7	3,8 ± 3,0
[H] = 300 wppm	1	Eclatement	10,4	10,5 ± 3,0
[H] = 300 wppm	1	Eclatement	11,8	13,8 ± 3,0

Tableau 13 : Comparaison des déformations diamétrales plastiques à rupture enregistrées par extensomètre diamétral avec les déformations résiduelles mesurées par ruban

Etant donné l'incertitude de mesure liée à cette technique, ces résultats de *DDRés* permettent uniquement de valider l'ordre de grandeur des *DDRupt*. D'après la Figure 176, il semble toutefois y avoir une bonne corrélation entre les mesures effectuées par ruban et les mesures obtenues par extensomètre.

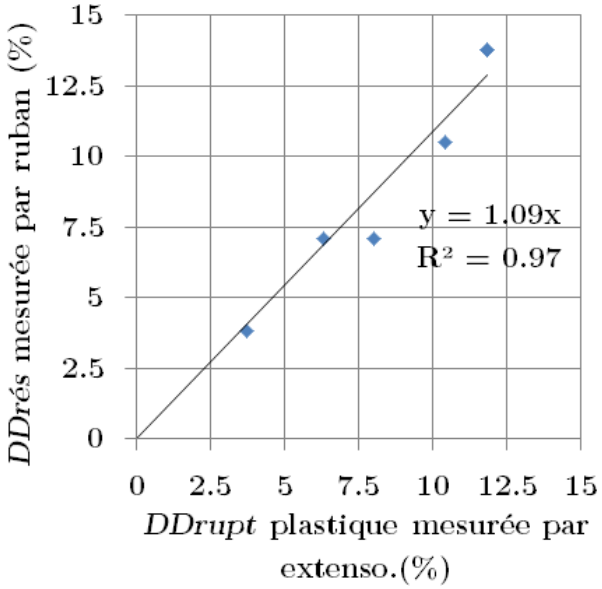


Figure 176 : Corrélation entre déformation diamétrale résiduelle mesurée par ruban et déformation diamétrale plastique à rupture mesurée par extensomètre diamétral, pour les gaines de Zy-4 ayant rompu par ballonnement lors d'un essai biaxé

- Pour les essais avec blister ayant rompu par perte d'étanchéité suite à une fissuration radiale, les diamètres sont mesurés par laser le long de la circonférence où se trouve le blister. Ces mesures de diamètre au laser montrent que la déformation diamétrale n'est pas axisymétrique. Il s'avère que le diamètre minimal se trouve à 90° par rapport au blister, à la position circonférentielle où se trouvait l'extensomètre, et que le diamètre maximal se trouve au niveau du blister (Figure 177).

La Figure 177 illustre la distribution de diamètres le long de la circonférence passant par le blister des gaines ayant rompu par fissuration radiale. Les diamètres à 0° et 180° correspondent au même diamètre passant par le blister, auxquels les hauteurs de bosse des blisters ont été soustraites.

La précision de la mesure de diamètre, donnée par le constructeur, est de ± 1 µm, correspondant à une précision de ± 0,01 % en déformation diamétrale. La position angulaire n'étant pas mesurée de façon précise, il existe donc un certain écart entre les diamètres mesurés à un angle θ et à un angle (θ+180°), puisque le diamètre varie selon la position angulaire.

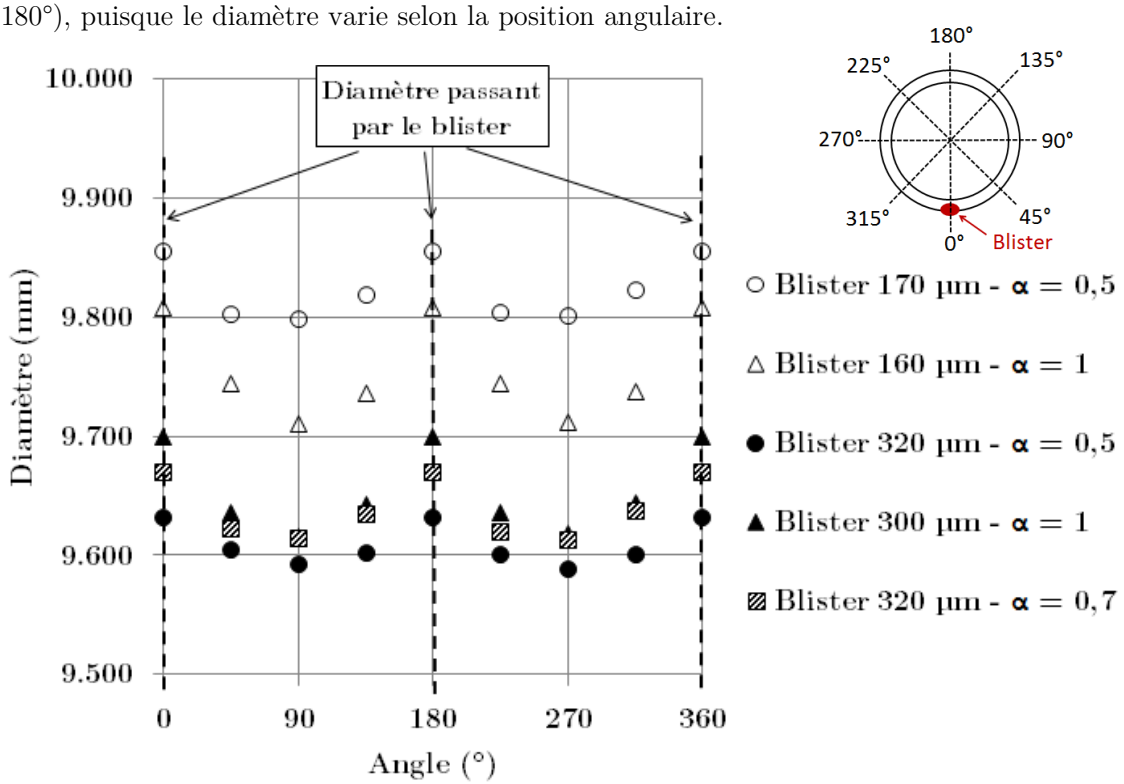


Figure 177 : Distribution de diamètres mesurés par laser, selon la circonférence passant par le blister

Les diamètres minimum sont relevés à 90° et à 270° pour chacune des éprouvettes fissurées, tandis que les diamètres maximaux sont relevés selon le diamètre passant par le blister (à 0° et à 180°). Ces diamètres sont considérés comme diamètres finaux dans le calcul des *DDrés*, et les valeurs sont renseignées dans le Tableau 14 : $DDRés = (D_f - D_i) / D_i$

(avec D_i et D_f les diamètres externes respectivement initial et final de l'éprouvette).

Hydruration	α	Rupture	*DDRupt* plastique extenso. (%)	*DDrés* Laser min (%) (90° / 270°)	*DDrés* Laser max (%) (0° / 180°)	Ecart *DDrés* Laser (%)
Blister 170 µm	0,5	Fissuration	3,3	3,02 ± 0,01	3,65 ± 0,01	17
Blister 320 µm	0,5	Fissuration	0,8	0,84 ± 0,01	1,30 ± 0,01	35
Blister 320 µm	0,7	Fissuration	1,1	1,09 ± 0,01	1,69 ± 0,01	35
Blister 160 µm	1	Fissuration	2,2	2,12 ± 0,01	3,16 ± 0,01	33
Blister 302 µm	1	Fissuration	1.2	1,14 ± 0,01	2,01 ± 0,01	43

Tableau 14 : Comparaison des déformations diamétrales plastiques à rupture enregistrées par extensomètre diamétral avec les déformations résiduelles mesurées par laser

Les valeurs de *DDrés* maximales, relevées à 0° et 180°, sont également renseignées dans le Tableau 14. On relève un écart relatif de 17 % à 43 % entre les valeurs relevées à 0°/180° et celles relevées à 90°/270°, ce qui caractérise la variation de diamètre par rapport au cas axisymétrique.

Les résultats de *DDRés* obtenues par laser à 90° et 270°, c'est-à-dire au niveau du diamètre où était placé l'extensomètre, permettent de confirmer les valeurs de *DDRupt* plastiques obtenues par extensomètre diamétral. On constate en effet sur la Figure 178 une bonne corrélation entre ces deux types de mesure.

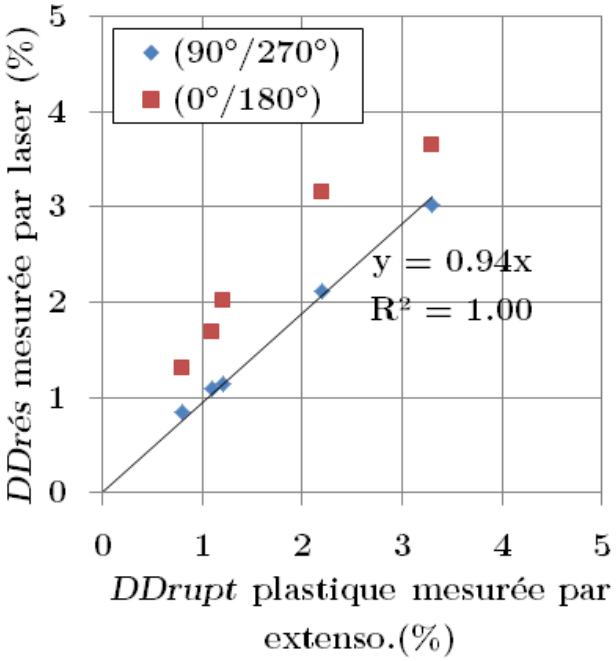


Figure 178 : Corrélation entre déformation diamétrale résiduelle mesurée par laser et déformation diamétrale plastique à rupture mesurée par extensomètre diamétral, pour les gaines de Zy-4 ayant rompu par fissuration radiale au niveau du blister lors d'un essai biaxé

3.2.2.6. Anisotropie de déformation plastique

Un appareil de type *Olympus Magna-Mike 8600* a été utilisé afin de mesurer les épaisseurs résiduelles des gaines rompues par éclatement ou par fissuration radiale.

La méthode consiste à introduire une bille en acier dans la gaine et à la déplacer avec une sonde magnétique. La distance entre la sonde et la bille, soit l'épaisseur de l'échantillon, est mesurée grâce à l'effet Hall (Figure 179 b)). La sonde est un capteur à effet Hall contenant un aimant, et est sensible aux différences de potentiel du champ magnétique créé.

Trois tailles de billes différentes sont disponibles : 1,59 mm, 3,18 mm, 4,76 mm (Figure 179 a)). Le choix du diamètre de la bille dépend de la courbure minimale de l'échantillon, de l'épaisseur maximale à mesurer, et de la précision requise pour la mesure.

Etant donné que la courbure de nos gaines est faible, et qu'on l'on souhaite mesurer de faibles variations d'épaisseur, la bille de 4,76 mm de diamètre (référence Olympus : 80TB3) est utilisée, permettant de mesurer des épaisseurs jusqu'à 9,14 mm, avec une précision de ± 3% après un étalonnage multipoint avec diverses cales d'épaisseurs différentes.

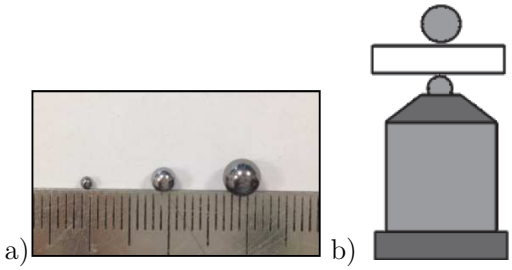


Figure 179 : a) Billes pour mesures d'épaisseur par effet Hall b) Schéma du dispositif de mesure

Ces mesures de réductions d'épaisseurs ont été couplées aux mesures de déformations diamétrales résiduelles obtenues par laser, afin de discuter de l'anisotropie plastique du matériau.

La plasticité orthotrope du matériau peut être décrite par le critère quadratique de Hill, dans le repère radial-circonférentiel-axial du tube. En négligeant les termes de cisaillement, la contrainte équivalente de Hill σ_H est de la forme suivante :

$$\sigma_H{}^2 = \underline{\sigma} : \underline{\underline{H}} : \underline{\sigma}$$

$$\sigma_H{}^2 = H_{rr}(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz})^2 + H_{\theta\theta}(\sigma_{zz} - \sigma_{rr})^2 + H_{zz}(\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta})^2$$

On néglige la contrainte radiale en faisant l'hypothèse d'un produit mince. Grâce à l'équation de normalité, on peut obtenir le rapport des déformations plastiques circonférentielles et radiales, en fonction des coefficients de Hill et du rapport de biaxialité des contraintes $\alpha = {}^{\sigma_{zz}}/_{\sigma_{\theta\theta}}$:

$$\underline{\dot{\varepsilon}_p} = \dot{\lambda}\,\frac{\partial \sigma_H}{\partial \underline{\sigma}} \rightarrow \frac{\varepsilon^p_{\theta\theta}}{\varepsilon^p_{rr}} = \frac{(\alpha-1)H_{rr} - H_{zz}}{H_{zz} + \alpha\, H_{\theta\theta}} = \frac{(\alpha-1)H_{rr} - H_{zz}}{H_{zz} + \alpha\,(1-H_{rr})}$$

Dans le cas où le matériau est isotrope, les coefficients de Hill sont $H_{rr} = H_{\theta\theta} = H_{zz} = 0{,}5$. On obtient le rapport de déformation plastique suivant :

$$\frac{\dot{\varepsilon}^p_{\theta\theta}}{\dot{\varepsilon}^p_{rr}} = \frac{(\alpha-2)}{(\alpha+1)} = \begin{matrix} -1{,}00\ si\ \alpha = 0{,}5 \\ -0{,}76\ si\ \alpha = 0{,}7 \\ -0{,}50\ si\ \alpha = 1{,}0 \end{matrix}$$

Pour les essais ayant rompu par éclatement, on relève l'épaisseur moyenne dans la zone où était positionné l'extensomètre diamétral, qu'on met en relation avec la déformation diamétrale plastique obtenue grâce à l'extensomètre pendant l'essai mécanique.

Pour les essais avec blister ayant rompu par fissuration radiale au niveau du blister, on relève :
- d'une part, l'épaisseur moyenne proche du blister correspondant à la déformation diamétrale résiduelle maximale mesurée au laser (position angulaire de 0°/180° sur le schéma de la Figure 177),
- d'autre part, l'épaisseur moyenne proche de la zone où était positionné l'extensomètre diamétral, confronté à la déformation diamétrale plastique obtenue par l'extensomètre (position angulaire de 90°/270° sur le schéma de la Figure 177).

La Figure 180 présente l'évolution de la déformation diamétrale résiduelle en fonction de la déformation radiale résiduelle mesurée post-mortem sur les éprouvettes des essais biaxés.

L'incertitude de mesure de l'épaisseur est de ±5-6 µm, ce qui correspond à une précision sur la mesure de diamètre et donc sur l'estimation de la déformation radiale résiduelle de ± 1%.

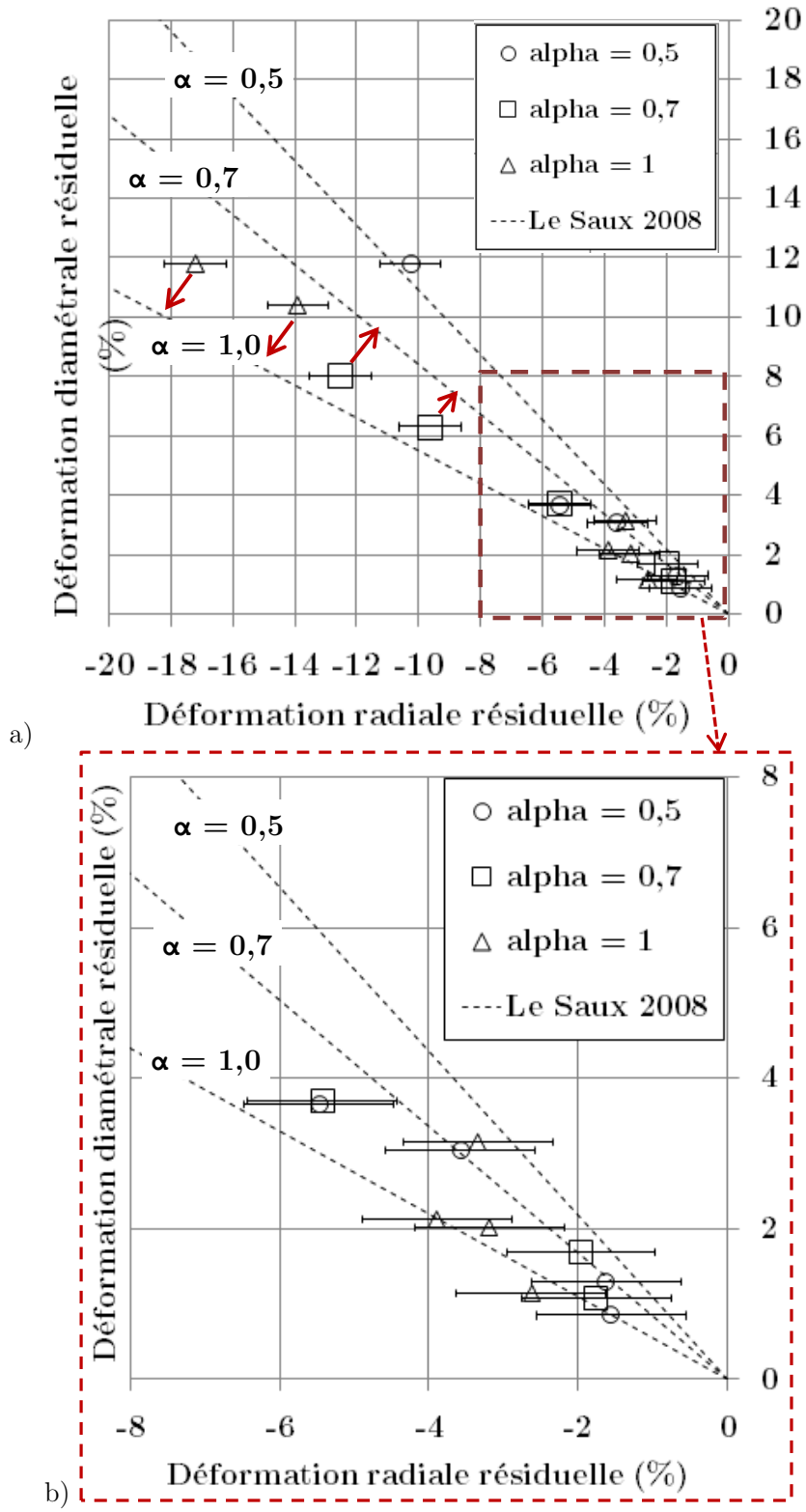


Figure 180 : Déformation diamétrale résiduelle en fonction de la déformation radiale résiduelle a) pour l'ensemble des essais biaxés b) pour les essais avec blister

D'après la Figure 180 a), ces mesures d'anisotropie plastique donnent respectivement des rapports entre déformation diamétrale et déformation radiale de l'ordre de -1,02 ; -0.65 ; -0.71 pour les biaxialités 0,5 ; 0,7 ; 1. Ces résultats sont comparés aux valeurs de rapports attendues dans le cadre d'un matériau isotrope, et dans le cas d'un matériau anisotrope dont les coefficients de Hill sont ceux identifiés dans la thèse de (Le Saux 2008) à 350°C (H_{rr} = 0.568 ; $H_{\theta\theta}$ = 1 - H_{rr} = 0.432 ; H_{zz} = 0.522) dans le Tableau 15. On constate que les rapports de déformations résiduelles diamétrales et radiales obtenus ne correspondent pas à ceux estimés par ces modèles.

α	Modèle Isotrope	Modèle anisotrope (Le Saux 2008)	Essais biaxés
0,5	-1.00	-1.09	-1.02
0,7	-0.76	-0.84	-0.65
1	-0.50	-0.55	-0.71

Tableau 15 : Rapports des déformations résiduelles diamétrales et radiales

D'après les valeurs issues de la Figure 180 b), il ne semble pas y avoir d'effet de la biaxialité des contraintes sur les résultats des rapports de déformations résiduelles pour les essais avec blister d'hydrures, mais la précision de la mesure de déformation radiale ne permet pas de l'affirmer avec certitude.

Ces résultats laissent penser qu'en raison de la localisation de la déformation plastique, soit au niveau du blister, soit à partir de l'apparition d'un ballon, le chargement ne soit plus axisymétrique, et que la biaxialité des contraintes ne soit donc pas la même en tout point de la circonférence. Ainsi, les estimations post-mortem de l'anisotropie de déformation sur ce type d'essai ne sont pas adaptées.

Pour estimer de façon plus précise les coefficients d'anisotropie du matériau, il faut utiliser des éprouvettes sans blister, et interrompre l'essai biaxé avant le ballonnement. On vérifie ensuite par des mesures laser que le diamètre est homogène sur toute la circonférence de l'éprouvette, pour s'assurer que le chargement était encore axisymétrique au moment où a été interrompu l'essai. On peut ensuite effectuer des mesures de réduction d'épaisseur sur le tronçon de gaine. On peut également envisager de mesurer la déformation axiale du tronçon grâce à un extensomètre axial, pour obtenir les deux autres rapports de déformation plastique $\varepsilon_{\theta\theta}^{p}/\varepsilon_{zz}^{p}$ et $\varepsilon_{rr}^{p}/\varepsilon_{zz}^{p}$.

Une autre piste est de mesurer la réduction d'épaisseur, mais de façon destructive, sur des essais EDC ou HB-EDC, par des découpes dans le plan (radial-circonférentiel). Ces mesures seront axisymétriques, cependant il sera nécessaire d'évaluer la biaxialité des contraintes dans la gaine par des simulations numériques.

3.2.3. **Discussions et conclusions**

Les essais biaxés de type pression interne couplée à la traction axiale ont permis d'étudier l'effet de la biaxialité des contraintes sur des tronçons de Zircaloy-4 détendu hydruré comportant des blisters d'hydrures. Ces essais ont été réalisés à 350°C, à une vitesse de déformation diamétrale de 3.10^{-4} s^{-1}, pour des taux de biaxialités constants de 0,5 ; 0,7 et 1, représentatifs des conditions accidentelles de type RIA. Il a été montré que la rupture de la matrice de Zircaloy-4, avec et sans blister, avait lieu de façon ductile, que le blister induisait une diminution de la déformation diamétrale à rupture qui dépend de la profondeur de blister, et que la biaxialité des contraintes ne semblait pas avoir d'effet sur les déformations diamétrales à rupture en présence d'un blister. Il serait nécessaire d'effectuer ces mêmes essais en variant les profondeurs de blister contenus dans la gaine, puisque cette étude s'est limitée à deux profondeurs par taux de biaxialité des contraintes.

Nous avons vu que l'essai biaxé est facile à mettre en œuvre et est un bon candidat pour effectuer des essais sur tubes en maitrisant le taux de biaxialité des contraintes, afin de déterminer un critère de rupture en déformation diamétrale en présence d'un blister. Cependant il a été observé que le chargement n'était pas rigoureusement axisymétrique à partir d'une certaine déformation diamétrale, et que la vitesse de déformation diamétrale était limitée par le pilotage par extensomètre diamétral.

Puisque la biaxialité des contraintes n'a que peu d'effet sur la rupture du gainage en présence de blister suffisamment profond, on peut envisager d'effectuer des essais biaxés en imposant une vitesse de pressurisation couplée à une traction axiale, afin de tendre vers des vitesses de déformation diamétrale plus représentatives du RIA. La vitesse de déformation diamétrale et la biaxialité des contraintes ne seront alors pas maitrisées au cours de l'essai, bien qu'elles puissent être mesurées tout au long de l'essai.

Le chargement des essais biaxés reste toutefois une pression imposée, alors que la phase de PCMI d'un accident RIA s'effectue en déplacement imposé. C'est pourquoi il serait également intéressant de développer des essais de type compression de média couplée à la traction, comme les essais décrits par (Shinozaki 2014), sur des gaines comportant des blisters, et de comparer les résultats de déformation diamétrales à rupture avec ceux obtenus lors des essais biaxés, à profondeur de blister équivalente.

On se propose maintenant d'étudier l'effet de la biaxialité des contraintes et de la profondeur de blister sur la rupture de gaines contenant un blister, grâce aux simulations numériques des essais mécaniques effectuées avec le code de calcul par éléments finis CAST3M.

3.3. Simulation numérique du comportement et de la rupture des gaines de Zircaloy-4

L'objectif de cette section est de simuler numériquement le comportement, l'endommagement et la rupture à 350°C de tronçons de gaines de Zircaloy-4 contenant ou non des blisters d'hydrures issus de la base expérimentale d'essais mécaniques. Après avoir décrit le modèle de comportement et d'endommagement utilisé, nous présenterons les résultats des simulations numériques, que nous comparerons aux résultats expérimentaux.

3.3.1. Procédures de calcul

3.3.1.1. Maillages

Pour simuler le comportement, l'endommagement et la rupture ductile des tronçons de gaine avec ou sans blister, lors d'essais mécaniques dont certains font intervenir des effets de structure comme le contact et le frottement, le choix du maillage s'est porté vers un maillage 2D dans le plan radial-circonférentiel, afin de limiter le temps de calcul.

En effet, certaines caractéristiques du calcul telles la viscoplasticité anisotrope du matériau, le contact et le frottement entre deux matériaux (gaine et mandrin), l'endommagement ductile, la propagation d'une fissure à partir d'un blister d'hydrures sont autant de facteurs qui peuvent rapidement alourdir la simulation numérique.

Les maillages sont constitués de mailles carrées quadratiques à intégration réduite, de type « QUA8 », comportant 8 nœuds et 4 points d'intégration de Gauss.

Les maillages de la portion de gaine 2D, avec ou sans blister, sont présentés sur la Figure 181. L'influence de la taille de maille dans la zone utile sur la rupture de la portion de gaine sera discutée dans la suite de l'étude pour l'ensemble des simulations.

Mailler une portion de gaine contenant un blister en 2D dans le plan radial-circonférentiel revient à simuler un blister linéaire traversant toute la hauteur de la gaine. Nous verrons que cette hypothèse mènera à des déformations diamétrales à rupture plus faibles que celles obtenues expérimentalement. On ne peut donc pas non plus représenter les effets de structure selon l'axe du tube comme la présence de congés autour des zones utiles des éprouvettes HT et PST, ou bien la formation de plis liés au frottement entre gaine et média d'aluminium dans les essais EDC et HB-EDC.

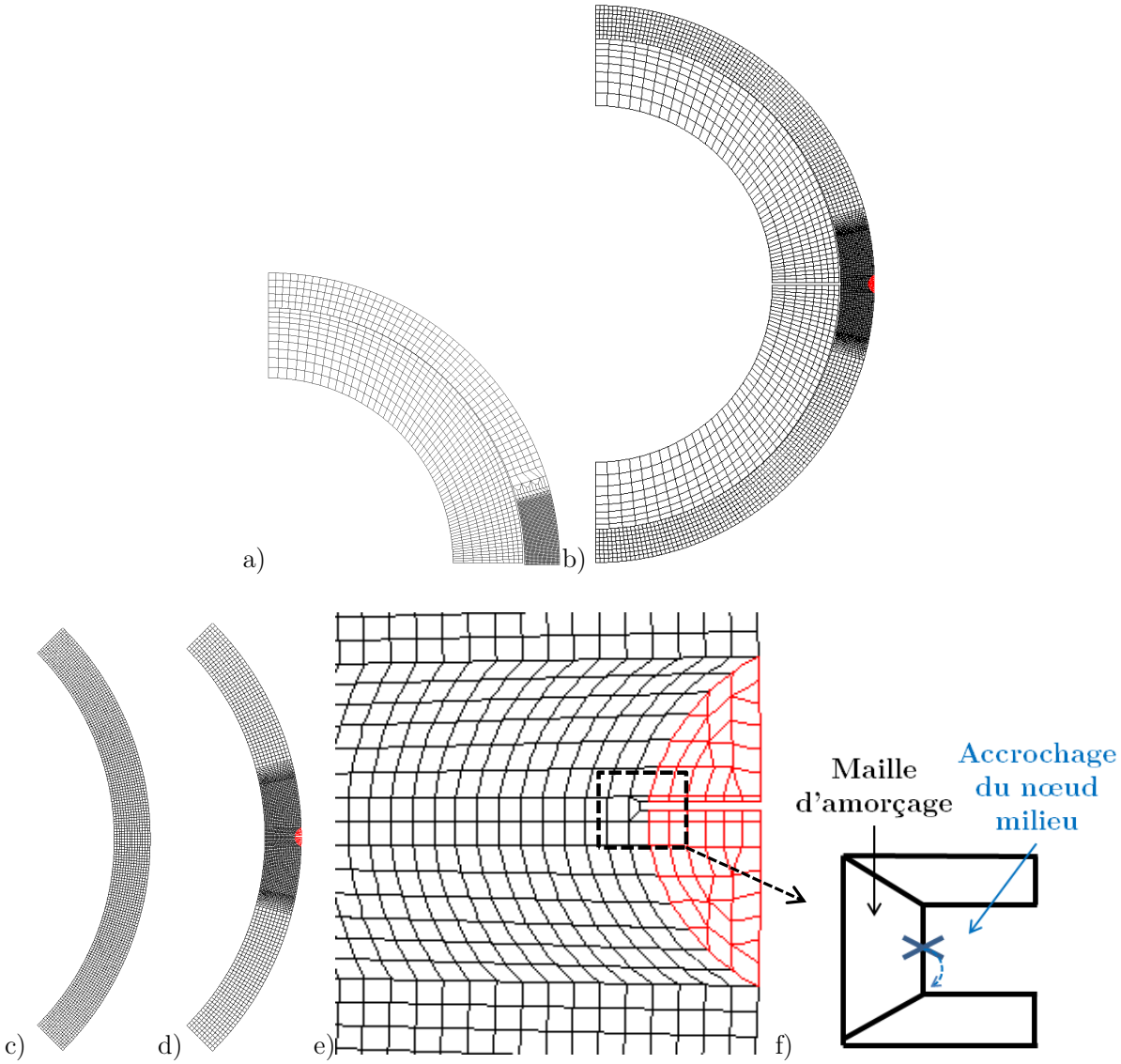


Figure 181 : Maillages 2D de la portion de gaine pour les essais :
a) HT et PST sans blister b) HT et PST avec blister
c) EDC, HB-EDC et biaxés sans blister d) EDC HB-EDC et biaxés avec blister
e) Maillage du blister (en rouge) f) Accrochage du nœud milieu de la maille d'amorçage

Sur la Figure 181 e), on distingue en pointe de fissure une maille dite d'amorçage permettant de faciliter numériquement l'amorçage puis la propagation d'une fissure dans l'épaisseur. Afin d'éviter un changement de signe du Jacobien de cette maille, on « accroche » le nœud milieu situé sur le bord libre de cette maille à l'un des deux éléments adjacents, dès lors que la porosité des deux points de Gauss situés sur le bord libre atteint la valeur de porosité critique définie par le modèle d'endommagement (voir Figure 181 f).

3.3.1.2. Hypothèses de calcul

L'ensemble des simulations est effectué avec l'hypothèse des grands déplacements, c'est-à-dire que la géométrie du maillage est actualisée entre chaque pas de temps de calcul. Ainsi, la réduction d'épaisseur des mailles est prise en compte, et une localisation de la déformation plastique peut alors apparaitre dans les calculs (Figure 182).

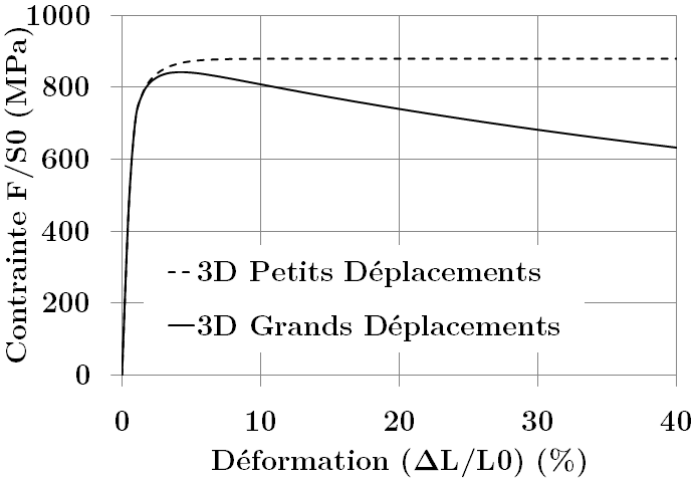


Figure 182 : Courbes de Contrainte - Déformation lors d'un calcul de traction unidirectionnelle sur un élément 3D - Influence des hypothèses de Grands déplacements et de Petits déplacements

Les différents essais mécaniques ont été simulés en 2D dans le cadre de l'hypothèse des contraintes planes, des déformations planes, ou des déformations planes généralisées, selon le type d'essai.

Le plan (Oxy) des simulations correspond au plan (r-θ) des éprouvettes.

Dans les calculs, l'hypothèse des contraintes planes consiste à imposer une contrainte nulle suivant l'axe (Oz) en tout point de la structure. L'hypothèse des déformations planes consiste à imposer une déformation totale nulle suivant l'axe (Oz) en tout point de la structure. La contrainte suivant l'axe (Oz) est une inconnue du calcul en chaque point de la structure. Enfin, l'hypothèse des déformations planes généralisées est similaire à l'hypothèse des déformations planes, à la différence qu'elle permet d'imposer une valeur non nulle à la déformation totale suivant l'axe (Oz), qui est la même en tout point de la structure. La déformation totale suivant l'axe (Oz) est le résultat d'un chargement axial et des conditions aux limites axiales, qui sont imposées sur un point de la structure appelé le centre de déformations planes généralisées, et qu'il convient d'ajouter aux autres chargements et conditions limites du calcul imposés dans le cadre de l'hypothèse des déformations planes. Dans le cas des déformations planes généralisées, on a par hypothèse :
$\varepsilon_{zz} = uniforme$; $\varepsilon_{rz} = 0$; $\varepsilon_{\theta z} = 0$.

Nous nous sommes placés dans le cadre de l'hypothèse des contraintes planes pour simuler les essais HT et EDC, ce qui revient à considérer qu'il n'y a pas de congé sur l'anneau HT ni de « zone utile », et que le tronçon EDC se déforme diamétralement de façon uniforme sur toute sa longueur.

L'hypothèse de déformations planes a été retenue pour simuler les essais PST et HB-EDC puisque la déformation axiale est négligeable dans ces essais, et enfin nous avons utilisé les déformations planes généralisées pour simuler les essais biaxés afin d'introduire une déformation axiale non nulle.

3.3.1.3. Chargements et conditions limites

Les essais HT et PST sans blister seront simulés sur un quart de gaine, un déplacement unidirectionnel sera imposé sur le plan horizontal du mandrin (Figure 183), et un contact frottant de type Coulomb sera pris en compte dans les calculs.

Les essais EDC et HB-EDC seront également simulés sur un quart de gaine, et un déplacement radial minimum sera imposé en paroi interne de gaine (Figure 184). Cela revient à simuler le déplacement imposé par un média cylindrique infiniment rigide duquel la gaine peut se décoller en cas d'apparition d'une localisation de la déformation plastique. La déformation diamétrale de la gaine peut alors être localement plus importante que la déformation diamétrale imposée.

Afin de représenter le chargement mécanique des essais biaxés (Figure 185), on applique une pression en paroi interne de gaine, qui se traduit par une distribution de forces nodales normales à la surface de la paroi interne dans les calculs, et on applique une force axiale résultante sur le centre des déformations planes généralisées. Cette force axiale résultante est déduite de l'Équation 11 et est divisée par 4 pour prendre en compte les symétries du calcul.

Du fait que les calculs soient réalisés en grands déplacements, les forces nodales dues à la pression ainsi que la force axiale résultante sont mises à jour sur la géométrie déformée à chaque pas de calcul.

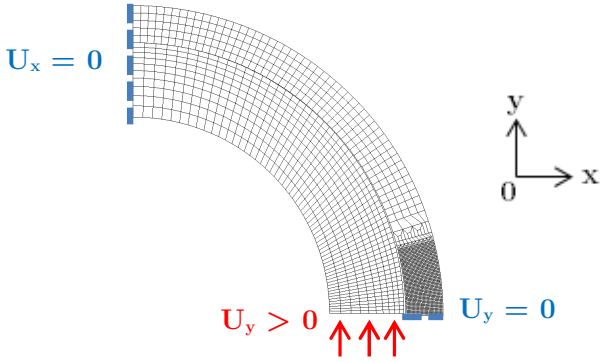


Figure 183 : Chargement mécanique (en rouge) et blocages de symétries (en bleu) pour les simulations des essais HT et PST

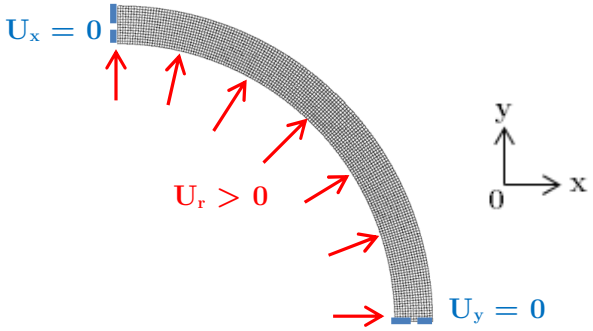


Figure 184 : Chargement mécanique (en rouge) et blocages de symétries (en bleu) pour les simulations des essais EDC et HB-EDC

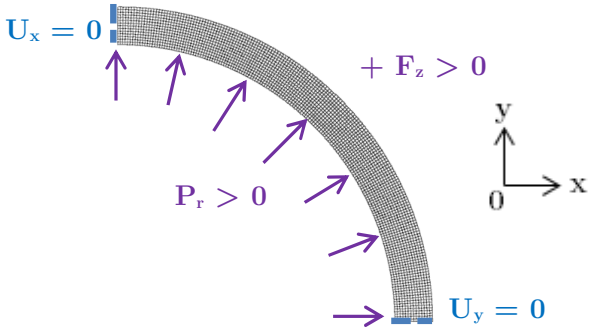


Figure 185 : Chargement mécanique (flèches en violet) et blocages de symétries (traits bleus) pour les simulations des essais biaxés

En présence d'un blister dans le maillage, on bloque les déplacements des nœuds des deux extrémités du maillage et on applique le chargement correspondant à l'essai mécanique souhaité, comme vu précédemment pour les maillages sans blister.

Une procédure de pilotage numérique de la vitesse de déformation diamétrale a été développée pour simuler le pilotage des essais biaxés en vitesse de déformation diamétrale, grâce à une procédure qui s'apparente à un régulateur de type Proportionnel-Intégral-Dérivé (PID), couplée à une réduction automatique du pas de temps (Le Boulch et al. 2013).

La pression « P(t) » à appliquer en paroi interne de gaine est évaluée à chaque pas de temps de calcul en fonction de l'écart « Err0 (t) » entre la valeur de la déformation diamétrale calculée en paroi externe de gaine et la consigne de déformation diamétrale :

$$P(t) = k_P.Err0\,(t-dt) + k_I.\int_0^{t-dt} Err0(t).dt \; + k_D\,.\frac{d(Err0(t-dt))}{dt}$$

Les paramètres ajustables du régulateur PID sont k_P, k_I, et k_D, les valeurs utilisées sont respectivement de 10^{12} Pa, 10^{12} Pa.s^{-1}, et 0.

La procédure de régulation de la vitesse de déformation diamétrale est couplée à une procédure de réduction automatique du pas de temps qui impose un pas de temps minimal autorisé ainsi qu'un incrément de déformation maximal entre chaque pas de temps. Le pas de temps minimal autorisé est 10^{-20} secondes, l'incrément de déformation maximal est de 10^{-3}.

3.3.1.4. Post-traitement des calculs

En post-traitement des calculs, nous allons évaluer des grandeurs mécaniques qui sont des grandeurs mesurables expérimentalement.

Pour les essais biaxés, ces grandeurs sont la déformation diamétrale (qui s'écrit comme la variation de diamètre divisée par le diamètre initial) et les contraintes « ingénieures » axiales et tangentielles dans la gaine telles que définies à l'aide de l'Équation 11. Ces contraintes sont déduites de la pression et de la force axiale imposées dans les calculs.

Pour tous les autres essais, ces grandeurs sont la déformation diamétrale (essais EDC et HB-EDC), la déformation « ingénieure » (qui s'écrit comme l'allongement circonférentiel de la zone utile divisée par la longueur initiale de la zone utile, pour les essais HT et PST), et la contrainte ingénieur de l'essai. Cette contrainte « ingénieure » s'écrit comme la force résultante dans la section utile de l'éprouvette divisée par l'aire initiale de cette section. La force résultante dans la section utile s'écrit comme la somme des forces nodales dans cette section. Sur les éprouvettes HT et PST, compte-tenu des symétries du calcul, il faut multiplier cette valeur par 4 pour obtenir la grandeur comparable à la force résultante mesurée expérimentalement.

Pour calculer la force résultante dans la section utile, il est important de noter, qu'en 2D, les forces nodales calculées sont exprimées par unité de longueur dans la direction (Oz). Pour pouvoir comparer la contrainte « ingénieure » calculée à la contrainte « ingénieure » mesurée dans les essais HT et PST, il convient donc de multiplier la force résultante calculée par la longueur de la section utile dans la direction (Oz) de l'éprouvette. Il est important de noter que puisqu'on ne modélise pas la compression du média, les réponses en contraintes-déformations obtenues dans les simulations des essais EDC et HB-EDC ne seront pas comparables aux réponses expérimentales en forces-déplacements.

Dans les simulations des essais PST et HB-EDC, par hypothèse des déformations planes, la longueur de la zone utile dans la direction (Oz) est constante et égale à sa valeur initiale tout au long du calcul. En revanche, dans les simulations des essais HT et EDC, la variation de longueur dans la direction (Oz) est une inconnue du calcul qu'il convient d'évaluer.

Afin de comprendre comment est gérée dans CAST3M la variation de longueur dans la direction (Oz) lorsqu'on emploie l'hypothèse 2D en contraintes planes, des simulations par éléments finis de traction uniaxiale ont été effectuées en grands déplacements sur un élément 3D et sur un élément 2D (Contraintes planes) avec un comportement élasto-plastique isotrope. En traction uniaxiale, pour un matériau au comportement élasto-plastique isotrope, et en négligeant la déformation élastique par rapport à la déformation plastique, l'hypothèse de variation de volume nulle donne :

$$Si\ V = S \times l\ et\ \frac{dV}{V} = 0\ , on\ a : \frac{dS}{S} = -\frac{dl}{l} = -d\varepsilon_{rat}\ avec\ \varepsilon_{rat} = \ln(1 + \varepsilon_{conv})$$
$$Soit\ \ln\left(\frac{S}{S_0}\right) = -\varepsilon_{rat}\ donc\ S = S_0.\exp(-\varepsilon_{rat}) = \frac{S_0}{1 + \varepsilon_{conv}}$$
$$d'où\ \sigma_{rat} = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0}.(1 + \varepsilon_{conv})$$

Si le calcul par éléments finis en 2D contraintes planes tient compte de la variation de section dans le plan 2D mais pas de la variation d'épaisseur dans la troisième direction, la résultante des forces dans l'élément est alors homogène à une force par unité de longueur, et on obtient seulement :

$$\sigma_{rat} = \frac{F}{S_0}\sqrt{1 + \varepsilon_{conv}}$$

Si on veut comparer les résultats obtenus en 2D contraintes planes aux résultats 3D, il faut alors corriger la force calculée en la multipliant par la longueur de l'élément dans la troisième direction, c'est-à-dire, dans le cas isotrope, par :

$$L = \frac{L_0}{\sqrt{1 + \varepsilon_{conv}}}$$

Les résultats issus du calcul 2D en contraintes planes montrent alors que la variation d'épaisseur selon la troisième direction n'est pas prise en compte. En effet, si on applique cette correction sur les valeurs de contraintes, correspondant à une estimation de la variation d'épaisseur dans la troisième direction, la courbe de contrainte-déformation se superpose à celle obtenue par le calcul 3D (Figure 186).

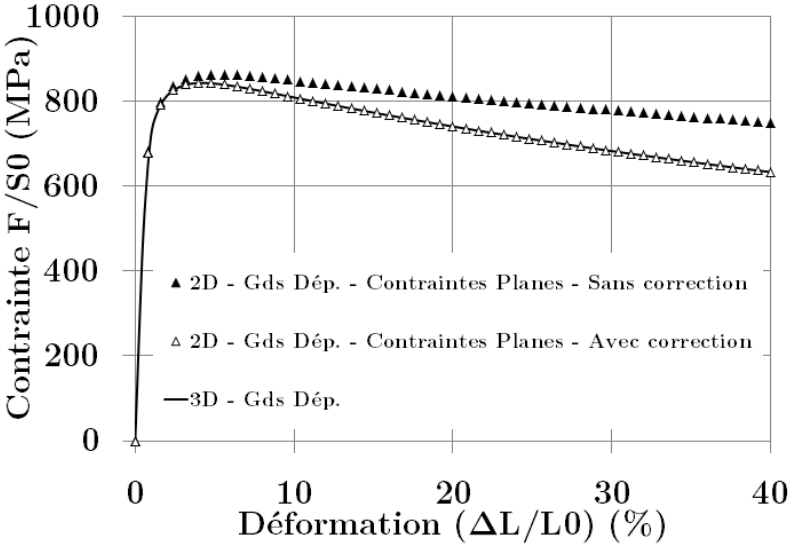


Figure 186 : Courbes Contrainte-Déformation lors de calculs de traction unidirectionnelle sur un élément 3D (Grands Déplacements) et sur un élément 2D (Grands Déplacements, Contraintes Planes, avec et sans prise en compte de la variation d'épaisseur)

Il sera donc nécessaire d'effectuer ce type de correction en post-traitement des simulations HT et EDC, puisque la variation de longueur de la zone utile dans la direction axiale du gainage n'est pas prise en compte dans les calculs effectués en 2D contraintes planes, ce qui peut alors mener à une surestimation des efforts résultants. On va donc l'évaluer, en post-traitement de chaque pas de calcul, sur la géométrie déformée, et sur une zone utile effective du maillage 2D. Cette zone utile effective correspond à la zone utile de l'éprouvette HT, ou à l'ensemble de la gaine pour la simulation de l'essai EDC.

En faisant l'hypothèse que le volume de la gaine est constant au cours du calcul, on estime la variation de la largeur dans la direction axiale du tube grâce à la variation de l'aire de la zone utile effective simulée dans le plan radial-circonférentiel :

$$V = V_0 = S_{r\theta}\,(t=0) \times L_z(t=0) = S_{r\theta}\,(t) \times L_z(t)$$

avec $S_{r\theta}$ l'aire de la zone utile du maillage 2D dans le plan radial-circonférentiel et L_z la largeur de la zone utile dans la direction axiale du tube.

3.3.2. Simulation du comportement du Zircaloy-4 détendu hydruré

Cette section vise à simuler numériquement le comportement des gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré non irradié soumises à différents essais mécaniques à 350°C. L'objectif est d'évaluer la pertinence du modèle de comportement et des hypothèses retenues dans les calculs. Nous discuterons également des effets possibles de la taille de maille et du coefficient de frottement (dans le cas des simulations des essais HT et PST) sur la réponse macroscopique de la gaine.

3.3.2.1. Description du modèle de comportement (Le Saux, 2008)

Un modèle de comportement viscoplastique anisotrope a été développé pour le Zircaloy-4 détendu hydruré non irradié dans le cadre de la thèse de (Le Saux 2008). Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir des essais de traction axiale, traction circonférentielle et de pression interne réalisés au cours de cette même étude. Le domaine d'identification du modèle couvre le domaine du RIA en termes de température (25 à 1100 °C) et de vitesse de déformation (de 3.10^{-4} s^{-1} à 5 s^{-1}).

L'état d'hydruration du matériau est pris en compte dans le modèle à travers les concentrations d'hydrogène total, dissous et précipité dans le matériau en fonction de la température, le modèle permettant notamment de représenter la nocivité des hydrures aux basses températures.

Le module de Young est donné par : E (en Pa) = $1.059.10^{11} - 36.10^{6}$ T (avec T la température en Kelvin), Le coefficient de Poisson ν est fixé à 0,342.

Ce modèle phénoménologique repose sur un formalisme standard de l'élastoviscoplasticité à écrouissage isotrope multiplicatif non linéaire sans seuil. Les quatre grandeurs principales du modèle sont la résistance mécanique, l'écrouissage, la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation et l'anisotropie plastique du matériau.

L'anisotropie plastique du matériau est décrite par le critère quadratique de Hill dont les coefficients sont donnés en fonction de la température T en Kelvin :

$$H_{rr} = 0.485 + \frac{9.5.10^{-2}}{1 + \mathrm{Exp}\left(12\left(\frac{T}{740} - 1\right)\right)}$$

$$H_{\theta\theta} = 1 - H_{rr}$$

$$H_{zz} = 0{,}52 + \frac{(-0{,}23 + 4.10^{-4}T)}{[1 + \mathrm{Exp}(15\left(\frac{T}{550} - 1\right)))]}$$

$$H_{r\theta} = H_{rz} = H_{\theta z} = 1{,}5$$

La contrainte équivalente σ_H est donnée dans le repère orthotrope radial-circonférentiel-axial du tube :

$$\sigma_H{}^2 = \underline{\sigma} : \underline{\underline{H}} : \underline{\sigma}$$

$$\sigma_H^2 = H_{rr}(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz})^2 + H_{\theta\theta}(\sigma_{zz} - \sigma_{rr})^2 + H_{zz}(\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta})^2 + 2\,H_{r\theta}.\sigma_{r\theta}{}^2 + 2\,H_{rz}.\sigma_{rz}{}^2 + 2\,H_{\theta z}.\sigma_{\theta z}{}^2$$

On obtient le tenseur de vitesse de déformation plastique grâce à la loi de normalité :

$\dot{\varepsilon}_p = \dot{p}\,\frac{\partial\sigma_H}{\partial\underline{\sigma}} = \dot{p}\underline{\underline{H}} : \frac{\underline{\sigma}}{\sigma_H}$ où $\underline{\underline{H}}$ est le tenseur de Hill, $\underline{\sigma}$ le tenseur des contraintes

La vitesse de déformation viscoplastique équivalente $\dot{p}$ est donnée par :

$$\dot{p} = \dot{p}_0\left(\frac{\sigma_H(T)}{\eta(p,T,C_{Hs},C_{Hp})}\right)^{1/m}$$

Avec T la température, C_{Hp} et C_{Hs} les concentrations massiques d'hydrogène respectivement précipité et dissous :

$$C_{Hs}(T) = \min(\,C_H\,;C_s(T)\,)\;et\;C_{Hp}(T) = C_H - C_{Hs}(T)$$

Avec C_H la concentration massique totale d'hydrogène et $C_s(T)$ la limite de solubilité de l'hydrogène dans le Zircaloy-4, valable à l'équilibre jusqu'à 550°C :

$C_s(T) = 99000.exp\left(-\frac{34523}{RT}\right)$ où R = 8,314 J.mol^{-1}.K^{-1} est la constante des gaz parfaits

Pour une température T = 350°C, et une concentration massique totale d'hydrogène C_H = 300 wppm, on a : $C_{Hs} = C_s$ (350°C) = 126 wppm et C_{Hp} = 174 wppm.

Avec m le paramètre de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation et η le coefficient d'écrouissage isotrope, caractérisé par le produit de deux paramètres, respectivement K et L, de résistance mécanique et d'écrouissage.

Sensibilité m de la contrainte à la vitesse de déformation :

$$m = \frac{1}{[77{,}68M_T + 4{,}11(1 - M_T)]}$$

$$\text{avec } M_T(T) = 1/\left[1 + \mathrm{Exp}\left(10{,}2\left(\frac{T}{692} - 1\right)\right)\right]$$

Coefficient d'écrouissage isotrope : $\eta = K(T, C_{Hs}, C_{Hp})\,.\;L(p, T, C_{Hp})$:

Paramètre K de résistance mécanique :

$$K = [1 - 1{,}175.10^{-4}C_{Hs} + (6{,}15.10^{-5} - 4{,}38.10^{-8}T)C_{Hp}]\,[(1{,}409.10^9 - 8{,}952.10^5T)K_T + 4{,}05.10^7(1 - K_T)]$$

$$\text{avec } K_T = 1/[1 + \mathrm{Exp}\left(1{,}77\left(\frac{T}{1007} - 1\right)\right)]$$

Paramètre L d'écrouissage :

$$L = (p + 1.10^{-4})^{n_0}\,\mathrm{Exp}(-\alpha_n p) + (1 - \mathrm{Exp}(-\alpha_n p))$$

$$\text{Avec } n_0 = \left(1 + 1{,}45.10^{-4}C_{Hp}\right)[4{,}86\,.10^{-2}N_{OT} + 2{,}35\,.10^{-2}(1 - N_{0T})]$$

$$\text{et } N_{0T} = \frac{1}{\left[1+\exp\left(12\left(\frac{T}{810-9{,}19.10^{-2}C_{Hp}}-1\right)\right)\right]}\ ;\ \alpha_n = \left(53{,}16 + 1{,}27.10^{-2}C_{Hp}\right)\left[1 + \mathrm{Exp}\left(11{,}1\left(\frac{T}{738} - 1\right)\right)\right]$$

Un écrouissage isotrope suppose que la surface seuil se dilate de façon isotrope dans l'espace des contraintes, c'est-à-dire que le critère de plasticité s'étend avec la même évolution dans l'ensemble des directions. Les coefficients de la matrice de Hill permettent de moduler les rapports des déformations plastiques et les rapports des contraintes selon les trois directions principales du repère d'orthotropie, mais la forme du critère de plasticité sera toujours la même dans les trois directions de sollicitation. Les paramètres d'écrouissage ont été identifiés dans la direction axiale, le comportement est donc mieux représenté dans cette direction que dans la direction circonférentielle, comme l'illustre la Figure 187 .

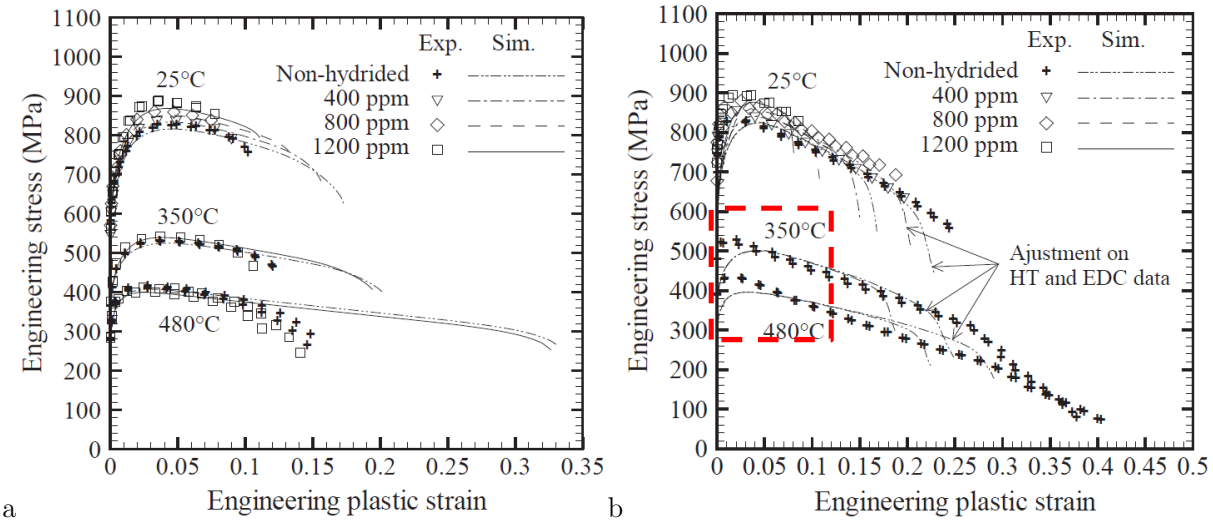


Figure 187 : Courbes contrainte-déformation plastique expérimentales et simulées des essais de traction a) axiale 3D b) circonférentielle 3D (μ = 0,4) (Le Saux et al. 2015)

Le modèle de comportement développé par (Le Saux 2008) ne représente pas toutes les caractéristiques de l'anisotropie plastique puisqu'il suppose un écrouissage isotrope et ne prend pas en compte la nature cinématique de l'écrouissage des alliages de zirconium. (Le Saux 2008) préconise d'introduire un écrouissage cinématique dont les paramètres seraient identifiés à partir d'essais de chargement cyclique, ou bien de décomposer la déformation plastique en deux déformations viscoplastiques à écrouissage isotrope décrites par des paramètres distincts, dont chacune des deux contributions seraient prédominantes à faibles et à fortes contraintes.

Une application numérique des valeurs des coefficients de la loi de comportement, valable pour les gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré, est présentée dans le Tableau 16, pour une température de 350°C et une teneur en hydrogène de 300 wppm.

Paramètre	**Valeur**
T(°C)	350
T (K)	623
E (Pa)	8.35E+10
ν	3.42E-01
H_{rr}	0.568
$H_{\theta\theta}$	0.432
H_{zz}	0.522
$H_{r\theta} = H_{rz} = H_{\theta z}$	1.500
C_H (wppm)	300
C_{Hs} (wppm)	126
C_{Hp} (wppm)	174
M_t	0.734
m	0.017
K_t	0.663
K	1.04E+09
α_n	65.2
N_{0T}	1.00
n_0	0.05

Tableau 16 : Application numérique des coefficients de la loi de comportement pour Zy-4 détendu hydruré pour une température de 350°C et pour une teneur en hydrogène de 300 wppm

3.3.2.2. Simulation des essais HT

Les essais HT et PST sont simulés en appliquant un déplacement unidirectionnel en paroi interne de mandrin. L'influence du coefficient de frottement entre la gaine et le mandrin sur la réponse macroscopique a été évaluée (Figure 188). On constate que si le coefficient de frottement augmente, l'allongement réparti diminue et la contrainte maximale augmente. La simulation 2D ne reproduit toutefois pas correctement la forme de l'écrouissage observé expérimentalement, cependant la chute de contrainte est satisfaisante lorsque le coefficient de frottement est de 0,4. Les isovaleurs de déformation plastique (Figure 189) montrent que le coefficient de frottement modifie également l'étendue de la zone où se localise la déformation plastique.

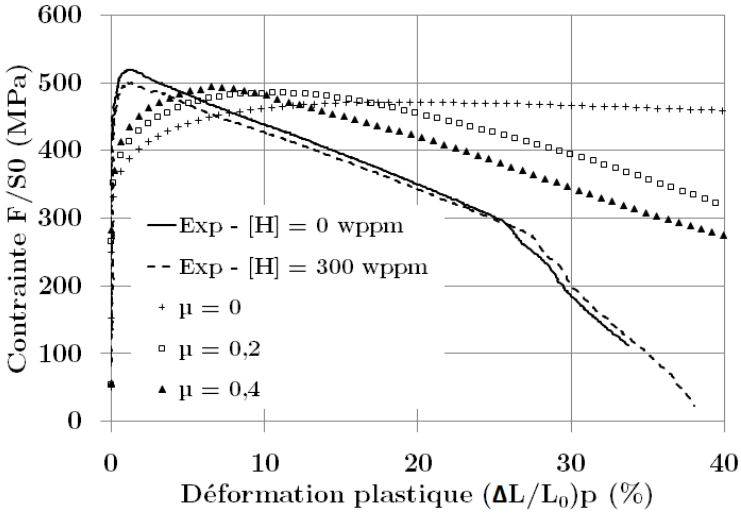


Figure 188 : Contrainte en fonction de la déformation plastique – HT
Influence du coefficient de frottement

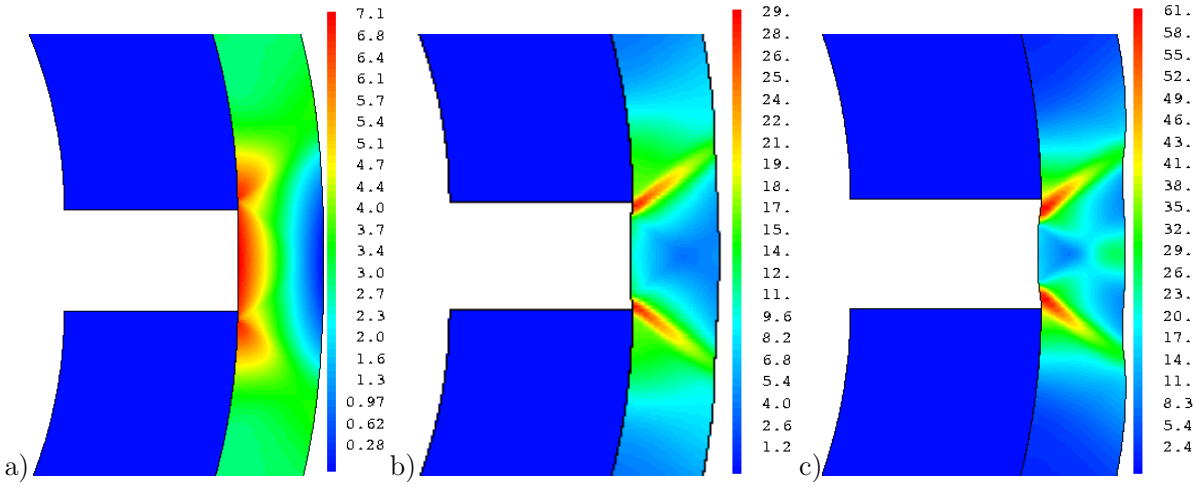


Figure 189 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente (%) lors de simulations d'essais HT à ΔL/Lo = 20 %, en fonction du coefficient de frottement gaine-mandrin :
a) μ = 0 b) μ = 0,2 c) μ = 0,4

Une simulation d'un essai HT a été effectuée en 3D avec une taille de maille de 100 µm et pour un coefficient de frottement gaine-mandrin de 0,2. La réponse macroscopique contrainte-déformation de cette simulation 3D a été comparée à celle obtenue lors d'une simulation en 2D contraintes planes avec la même taille de maille et le même coefficient de frottement (Figure 190). La forme de l'écrouissage obtenu dans les simulations en 2D contraintes planes n'est pas la même que celle observée expérimentalement, ni celle obtenue lors de la simulation en 3D. Cela peut être dû à la non prise en compte des congés de part et d'autre d'une zone utile sur l'éprouvette HT, puisque l'on simule en 2D un essai de traction sur anneau « uniforme » ne présentant alors pas de congés ni de longueur utile.

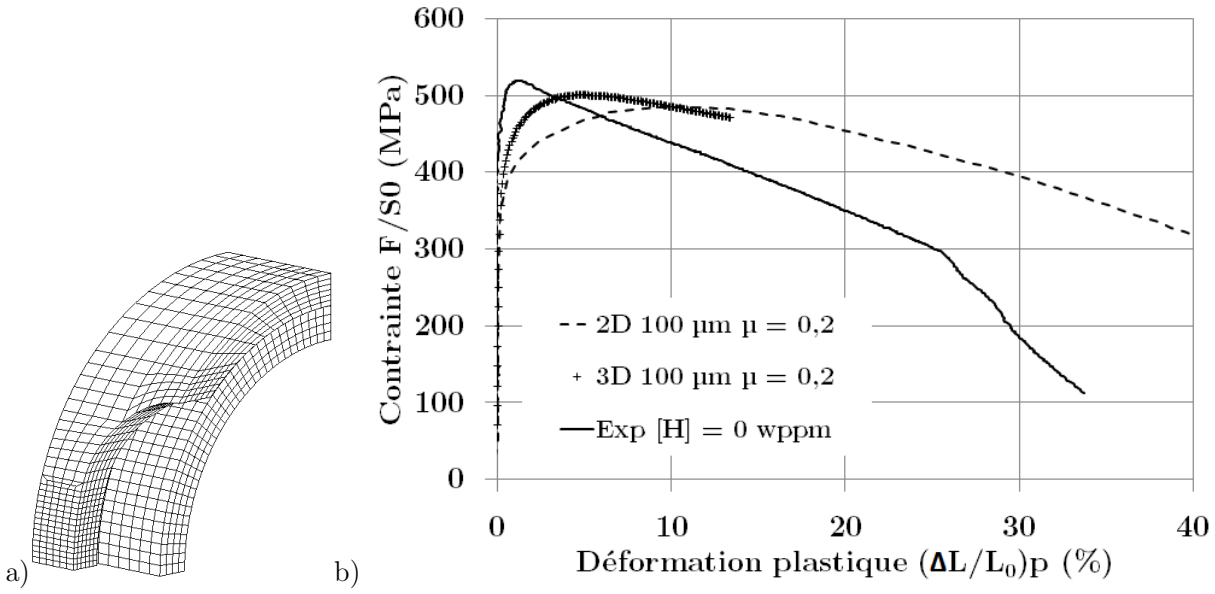


Figure 190 : a) Maillage d'un quart de l'anneau HT
b) Contrainte (MPa) en fonction de la déformation plastique (%) – HT
Simulation 2D vs Simulation 3D (Taille de maille : 100 µm)

La forme de l'écrouissage ainsi que la pente de la chute de contraintes lors d'une simulation 3D avec un coefficient de frottement de 0,4 sera plus proche de la réponse expérimentale, comme observé sur la Figure 187 b). Cette simulation en 3D est cependant assez couteuse d'un point de vue numérique en raison du contact et du frottement puisque la convergence est difficile à obtenir, malgré une taille de maille relativement grande, l'emploi d'éléments linéaires, et un découpage automatique du pas de temps. Cela justifie ainsi l'emploi de simulations en 2D dans le cadre de notre étude.

3.3.2.3. Simulation des essais PST

Les résultats de simulations en 2D déformations planes des essais PST donnent les mêmes évolutions que celles des essais HT. Le coefficient de frottement (Figure 191) joue un rôle non négligeable sur la réponse macroscopique du système. L'écrouissage n'a pas la même forme que celui obtenu expérimentalement, cependant la pente de la chute de contrainte est comparable à celle de la courbe expérimentale. Tout comme observé lors des simulations des essais HT, les isovaleurs de déformation plastique montrent que le coefficient de frottement modifie l'étendue de la zone où se localise la déformation plastique (Figure 192).

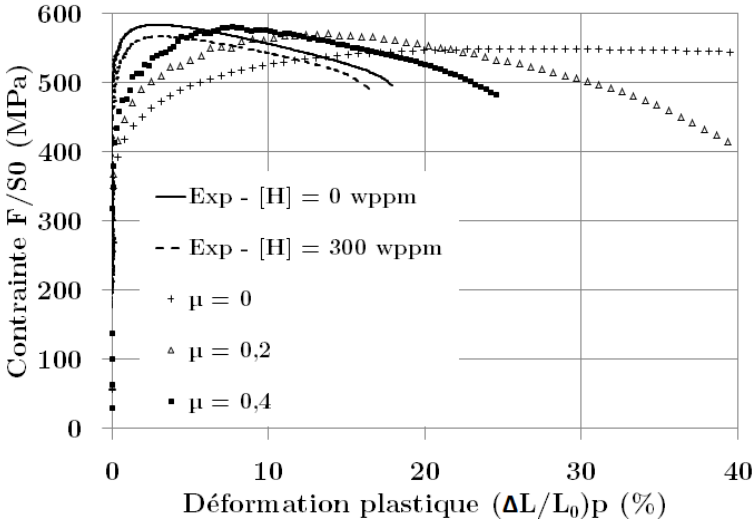


Figure 191 : Contrainte en fonction de la déformation plastique – PST
Influence du coefficient de frottement

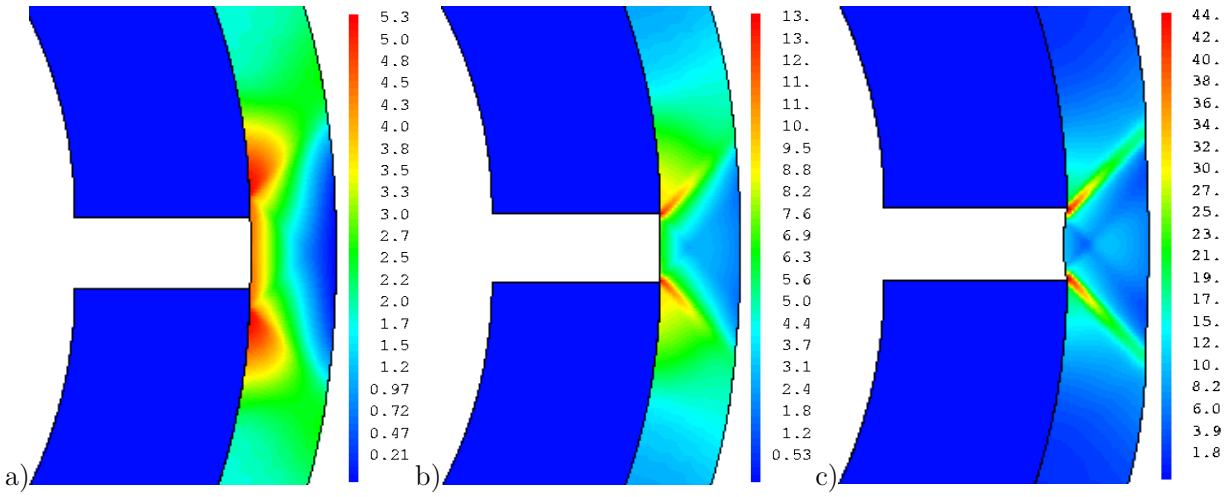


Figure 192 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente (%) lors de simulations d'essais PST à ΔL/Lo = 20 %, en fonction du coefficient de frottement gaine-mandrin
a) μ = 0 b) μ = 0,2 c) μ = 0,4

3.3.2.4. Simulation des essais EDC

Etant donné que les déformations diamétrales à rupture des essais HB-EDC et EDC sont respectivement de 20% et >80 %, il est nécessaire de pouvoir simuler le comportement (sans endommagement) de la portion de gaine 2D soumis à ces essais jusqu'à des déformations diamétrales supérieures ou égales aux valeurs de déformations diamétrales à rupture.

On constate sur la Figure 193 que ce type de calcul est instable, puisqu'il peut apparaitre une localisation de la déformation plastique à partir d'une certaine déformation diamétrale, qui dépend de la taille de maille et/ou du maillage. En effet, il apparait une striction autour de 70 % de déformation diamétrale pour le calcul dont la taille de maille est de 40 µm (Figure 194). Cette instabilité plastique est purement numérique et liée au maillage courbé de la gaine, bien que la taille de maille soit homogène sur l'ensemble du maillage.

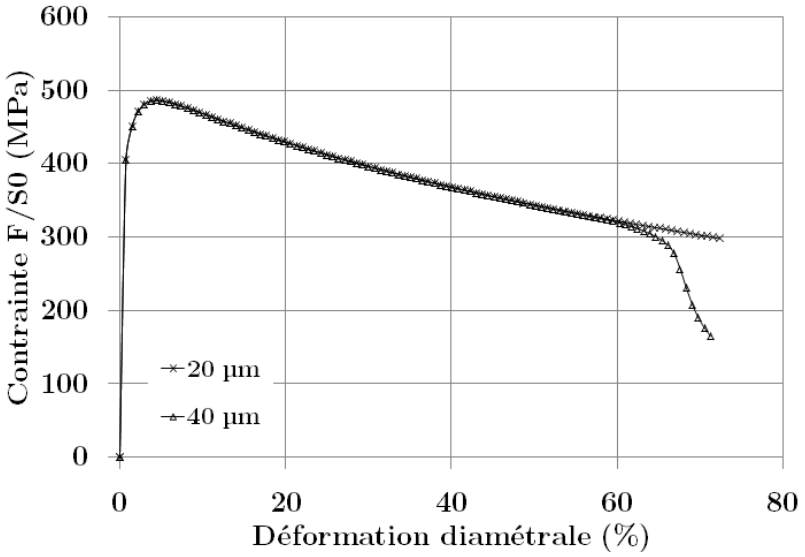


Figure 193 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – EDC
Influence de la taille de maille

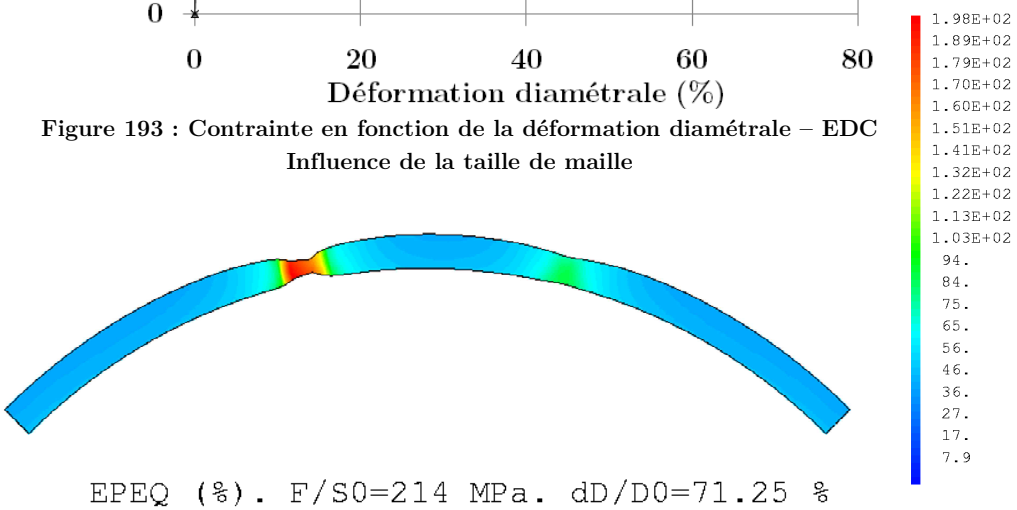


Figure 194 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente (%) – EDC (taille de maille : 40 µm)
Striction dans l'épaisseur

3.3.2.5. Simulation des essais HB-EDC

D'après la Figure 195, la taille de maille de la structure ne joue pas sur la forme de l'écrouissage. En revanche, les simulations des essais HB-EDC en déformations planes ont également montré l'apparition d'une localisation de la déformation plastique à partir d'une certaine déformation diamétrale (Figure 196), qui dépend également de la taille de maille, comme pour les simulations des essais EDC.

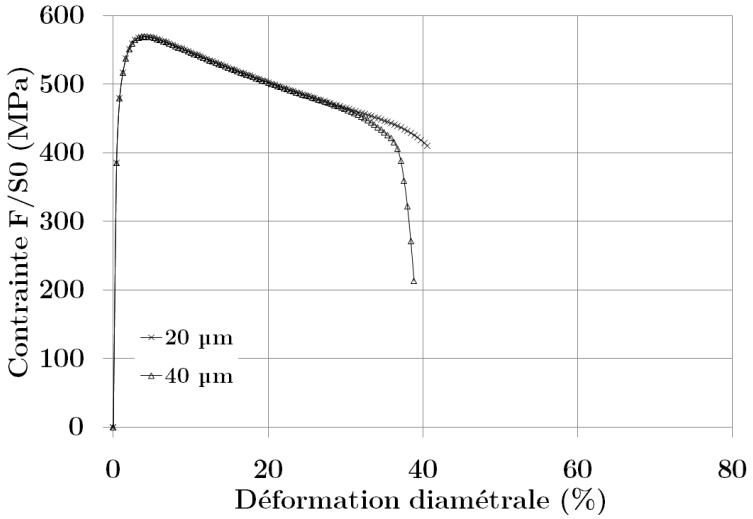


Figure 195 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC
Influence de la taille de maille

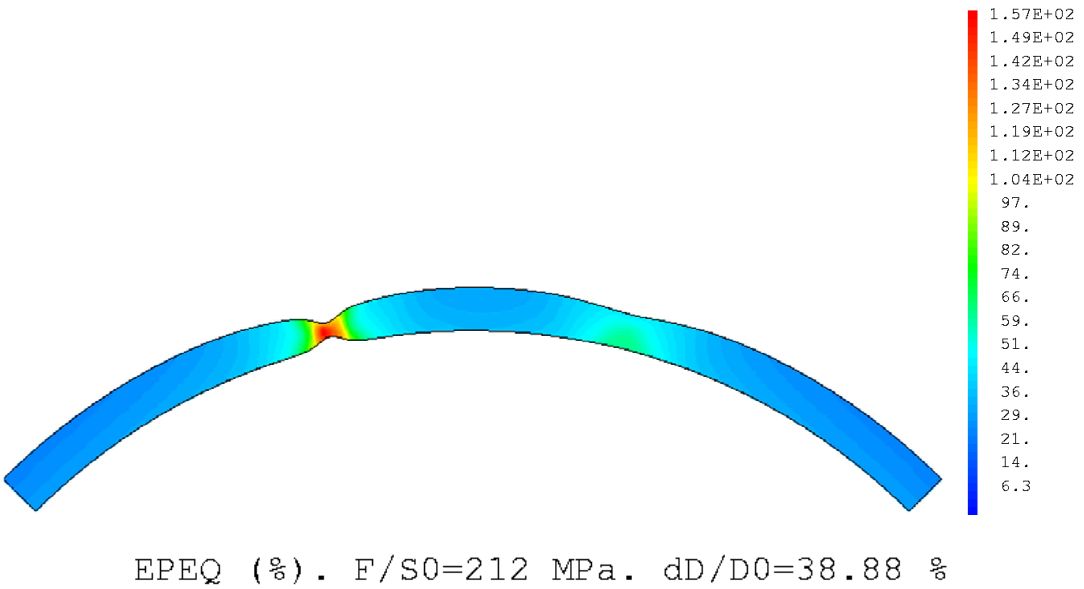


Figure 196 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente (%) – HB-EDC (taille de maille : 40 µm)
Striction dans l'épaisseur

3.3.2.6. Simulation des essais biaxés de pression interne couplée à la traction

L'intérêt des essais biaxés de pression interne couplée à la traction axiale réside dans le fait qu'ils ne font pas intervenir d'effets de structure dans la réponse macroscopique du matériau. Ils permettent ainsi d'identifier le comportement du matériau. La Figure 197 présente les courbes expérimentales et numériques des contraintes circonférentielles et axiales en fonction de la déformation diamétrale, obtenues à partir de l'Équation 11 (section 3.2.1.2). Selon la direction circonférentielle, le modèle prédit trois courbes d'écrouissages différentes en fonction des trois taux de biaxialité des contraintes, alors qu'on obtient expérimentalement le même écrouissage pour les trois biaxialités (Figure 161).

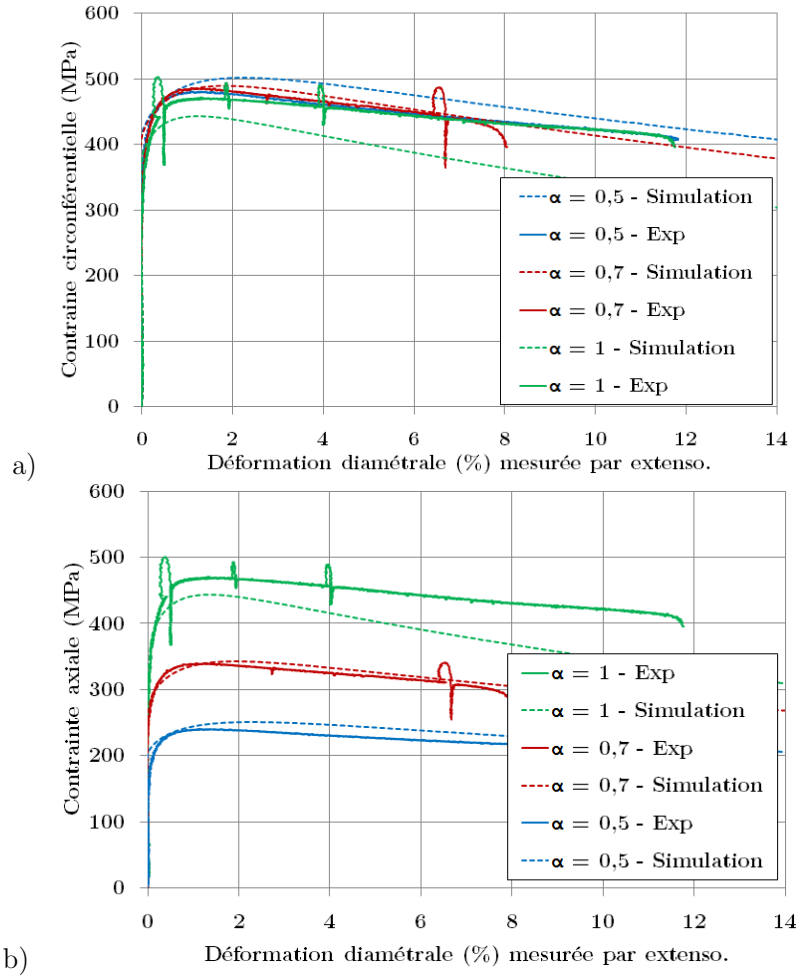


Figure 197 : Contrainte a) circonférentielle et b) axiale en fonction de la déformation diamétrale – Coefficients de Hill issus de (Le Saux 2008)

En modifiant les valeurs des coefficients de Hill ainsi que le paramètre α_n de la loi de comportement, avec les valeurs données dans le Tableau 17, on arrive à réduire l'écart entre les niveaux de contraintes circonférentielles, comme observé expérimentalement (Figure 198).

350°C	H_{rr}	$H_{\Theta\Theta}$	H_{zz}	α_n
(Le Saux 2008)	0,568	0,432	0,522	α_n (T, C_{Hp})
Macdonald	0,75	0,25	0,61	α_n x 2

Tableau 17 : Coefficients de Hill et paramètre α_n à 350°C issus de (Le Saux 2008) et coefficients modifiés

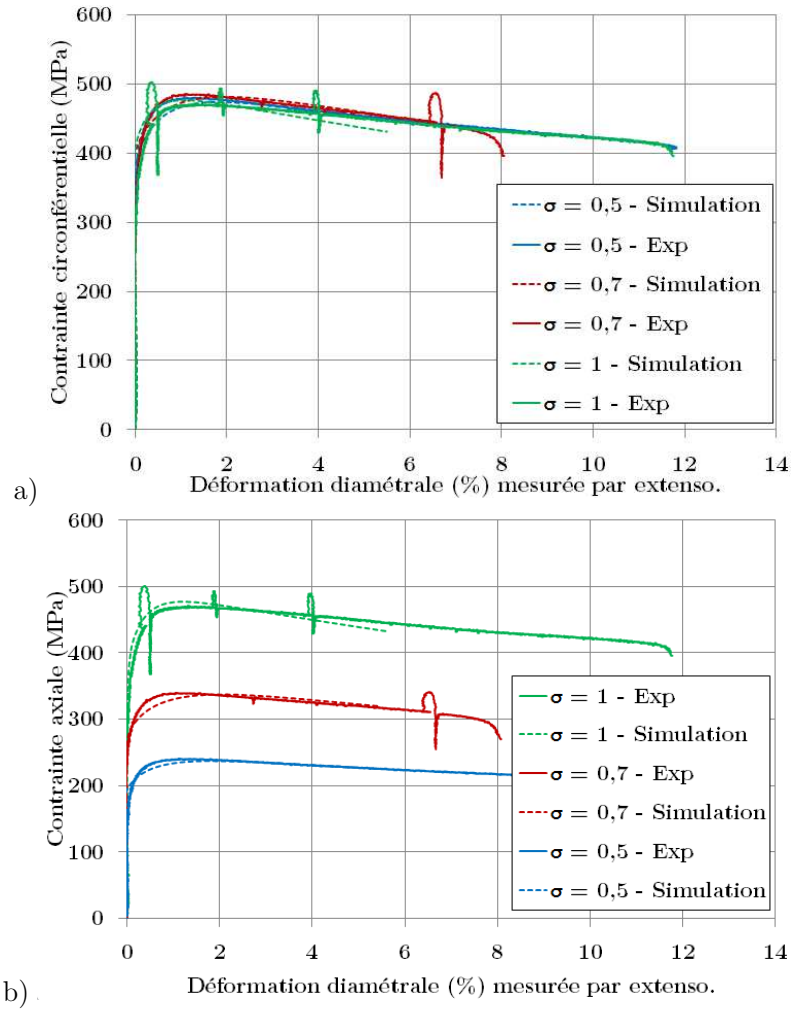


Figure 198 : Contrainte a) circonférentielle et b) axiale en fonction de la déformation diamétrale – Coefficients de Hill et paramètre α_n modifiés

Les essais biaxés peuvent permettre d'identifier proprement le comportement du matériau, en utilisant également un extensomètre axial, puisqu'on s'affranchit des effets de structure comme on peut observer dans les essais de type traction circonférentielle ou compression de média.

La modification des coefficients de Hill et du paramètre α_n telle que proposée ci-dessus permet d'améliorer la simulation du comportement du gainage lors des essais biaxés, mais dégrade les autres conditions sur lesquelles le modèle a été validé. Ainsi, le modèle de (Le Saux 2008) sera utilisé tel quel dans la suite de l'étude, sans les modifications énoncées ci-dessus.

3.3.3. Simulation de l'endommagement et de la rupture ductile de gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré

Cette section vise à simuler numériquement l'endommagement et la rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré non irradié soumises à différents essais mécaniques à 350°C. L'objectif est de reproduire les profils de rupture observés expérimentalement, et de discuter des effets de la taille de maille et des paramètres liés à l'endommagement sur la rupture numérique de la gaine.

3.3.3.1. Description du modèle d'endommagement (Le Saux, 2008)

Le modèle d'endommagement établi par (Le Saux 2008) pour décrire la rupture du Zircaloy-4 hydruré est basé sur un formalisme du type Gurson-Tvergaard-Needleman (« GTN ») étendu à la plasticité anisotrope et à la viscoplasticité. Il permet de représenter la germination, la croissance et la coalescence des cavités de façon couplée à la plasticité. L'expression du potentiel GTN étendu au comportement viscoplastique anisotrope est donnée en Équation 13 :

$$\Phi(\underline{\sigma}, \sigma_*, f_*) = (\frac{\sigma_H}{\sigma_*})^2 + 2q_1 f_* \cosh\left(q_2 \frac{3}{h}\frac{\sigma_m}{\sigma_*}\right) - 1 - {q_1}^2 f_*^2 = 0$$

Équation 13 : Expression générale du potentiel GTN étendu

Avec $\underline{\sigma}$ le tenseur des contraintes macroscopiques, σ_* est la contrainte effective vue par le matériau poreux, $\sigma_m = \sigma_{kk} / 3$ la contrainte hydrostatique, f_* la porosité effective, q_1 et q_2 les paramètres liés à la croissance et à la coalescence de cavités, qui permettent de tenir compte de l'interaction entre les cavités voisines, σ_H la contrainte de Hill définie en 3.3.2.1, h une fonction des coefficients de Hill permettant de prendre en compte l'effet de l'anisotropie plastique sur la croissance de cavités :

$$h = \left[\frac{4}{5}\left(\frac{H_{rr} + H_{\theta\theta} + H_{zz}}{5H_{rr}H_{\theta\theta} + H_{\theta\theta}H_{zz} + H_{zz}H_{rr}}\right) + \frac{6}{5}\left(\frac{1}{H_{r\theta}} + \frac{1}{H_{rz}} + \frac{1}{H_{\theta z}}\right)\right]^{\frac{1}{2}}$$

$$q_1 = 1{,}5 \; ; \; q_2 = 1$$

Le modèle intègre deux sources d'endommagement liées à la rupture des hydrures et à la décohésion de l'interface entre les phases de Laves (précipités présents dans l'alliage) et la matrice de Zircaloy-4. Les cavités créées par décohésion de l'interface entre phases de Laves et matrice de Zircaloy-4 sont supposées initialement sphériques d'après les observations décrites dans l'étude de (Le Saux et al. 2010), tandis que les cavités créées par la fragmentation des hydrures sont des microfissures supposées rectangulaires, auxquelles on attribue le même effet mécanique que des cavités cylindriques de même section projetée dans le plan perpendiculaire à la direction principale de chargement (Figure 199).

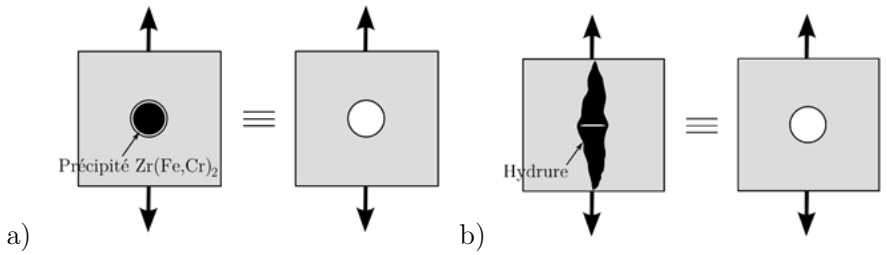


Figure 199 : Sources d'endommagement liées à la a) décohésion de l'interface entre phase de Laves et matrice de Zy-4 b) rupture des hydrures

La porosité totale efficace f_t ayant un effet mécanique est fonction de la porosité f_n de germination de nouvelles cavités et de la porosité f_g de croissance des cavités existantes par déformation plastique de la matrice :

$$f_t = f_n + f_g$$

La porosité de germination de nouvelles cavités f_n est fonction de f_{nL}, la fonction de germination de cavités par décohésion de l'interface précipités/matrice, et de f_{nH}, la fonction de germination de microfissures par rupture des hydrures :

$$f_n = f_{nL} + f_{nH}$$

La fonction f_{nL} de germination de cavités par décohésion de l'interface précipités/matrice est donnée par :

$$\dot{f}_{nL} = A_{nL}\dot{p}$$

$$\text{avec } A_{nL} = \begin{cases} \frac{f_{NL}}{p_{nLf} - p_{nLi}} & si\ p_{nLi} < p < p_{nLf} \\ 0 & sinon \end{cases}$$

où p_{nLi} et p_{nLf} sont respectivement les déformations plastiques auxquelles débute et s'arrête la germination, et f_{NL} la fraction volumique des précipités de phase de Laves autour de laquelle peut se produire la germination de cavités :

$f_{NL} = 0{,}0045$; $p_{nLi} = 0{,}2$; $p_{nLf} = 1$ (en traction circonférentielle).

La fonction de germination de microfissures par rupture des hydrures f_{nH} est donnée par :

$$\dot{f}_{nH} = A_{nH}\dot{p}$$

$$\text{Avec : } A_{nH} = \frac{f_{NH}}{S_{nH}\sqrt{2\pi}}\, exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{p-\epsilon_{nH}}{S_{nH}}\right)^2\right)$$

$$f_{NH} = f_{ZrH} \,/\, [1 + \exp(18(T/450 - 1))]$$

$$f_{ZrH} = 6{,}7.10^{-5} C_{Hp}$$

$$\epsilon_{nH} = 0{,}331 - 1{,}41.10^{-4} C_{Hp}$$

$$S_{nH} = 5{,}97.10^{-2} - 2{,}25.10^{-5} C_{Hp}$$

où f_{NH} est la fraction volumique des hydrures pouvant participer à la germination de cavités,
f_{ZrH} est la fraction volumique des hydrures,
ϵ_{nH} est la déformation moyenne pour laquelle 50% de f_{nH} ont conduit à la germination de cavités,
S_{nH} est l'écart-type de la distribution des déformations à rupture,
C_{Hp} est la concentration massique d'hydrogène précipité (définie en 3.3.2.1).

Il a été observé dans plusieurs études que la fraction volumique des hydrures susceptibles de rompre dépend de la température, et que l'effet fragilisant des hydrures s'amoindrit à partir de 100°C jusqu'à devenir négligeable autour de 300°C ((Fearnehough and Cowan 1967), (Huang and Huang 1994), (Shi and Puls 1999), (Viswanathan et al. 2006), (Tung et al. 2016)). La fonction f_{NH} permet de prendre en compte cette tendance puisque $f_{NH} = f_{ZrH}$ à température ambiante et $f_{NH} = 0$ à partir de 300°C (Figure 200). Ainsi, nous considérons qu'à 350°C, il n'y a pas d'endommagement lié aux hydrures.

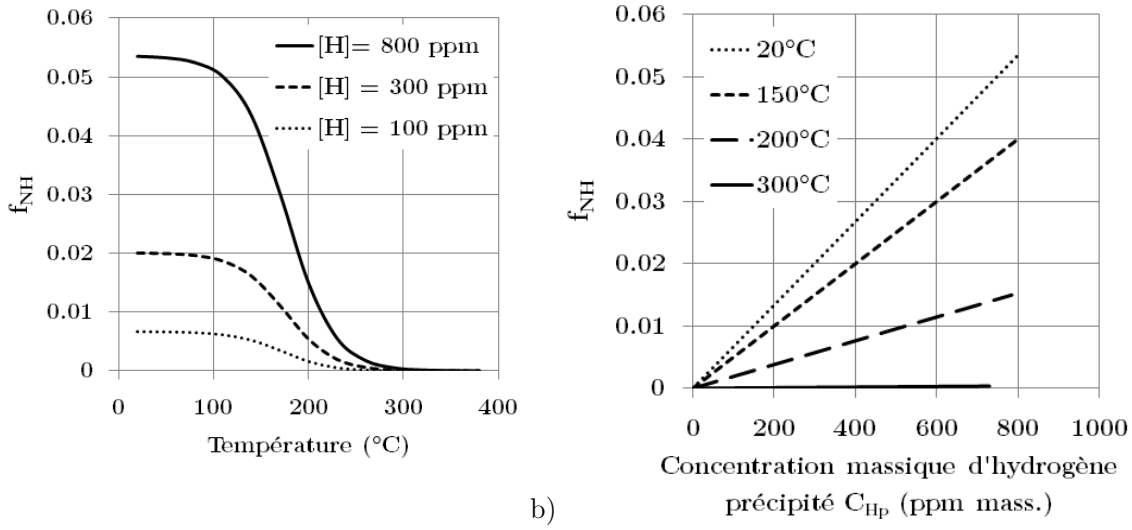


Figure 200 : a) Fraction volumique des hydrures pouvant participer à la germination de cavités en fonction :
a) de la température et de la concentration totale d'hydrogène et
b) de la concentration massique d'hydrogène précipité et de la température

La porosité effective f_* dépend de la porosité critique f_c, de la porosité totale efficace f_t, et d'un terme accélérateur δ :

$$f_*(f_t) = \begin{cases} f_t & si\ f_t < f_c \\ f_c + \delta(f_t - f_c) & sinon \end{cases}$$

Avec $\delta = \frac{f_{*u} - f_c}{f_f - f_c} > 1$ (δ est arbitrairement fixé à 5)

$$f_c = \begin{cases} 0{,}03\ si\ f_{NH} \neq 0 \\ 0{,}0045\ sinon \end{cases}$$

La rupture intervient quand $f_* = f_{*u} = {}^{1}/_{q_1}$, c'est-à-dire quand $f_t = f_f = f_c + (f_{*u} - f_c)/\delta$.
La porosité à rupture f_f vaut 0,13693 en l'absence de rupture d'hydrures, et 0,157 lorsque la germination a lieu par rupture des hydrures. Un point de Gauss est dit rompu dès lors que sa porosité atteint « 0,995 * f_r », afin d'assurer la stabilité numérique du schéma d'intégration.

Tel que défini par (Le Saux 2008), la rupture numérique des éléments se traduit par une contrainte quasi nulle pour toute déformation, en attribuant aux points de Gauss « rompus » un comportement élastique avec un module d'Young 10^{-5} fois plus petit que celui du matériau.

Le modèle d'endommagement est implémenté dans le code CAST3M, via l'interface utilisateur UMAT (User MATerial), et les variables internes sont intégrées par une méthode de Runge-Kutta du quatrième ordre avec pas de temps adaptatif. Le modèle comporte 8 paramètres liés à la loi d'écoulement viscoplastique, le tenseur de Hill, les lois de germination des cavités, les paramètres q_1 et q_2, la porosité critique f_c de coalescence des cavités, le paramètre d'accélération δ. Ces paramètres ont été ajustés à partir d'essais expérimentaux sur tubes de Zircaloy-4 détendu, et d'observations micromécaniques.

Malgré la prise en compte de l'anisotropie plastique, l'endommagement est décrit par ce modèle de façon isotrope. D'après (Le Saux 2008), il s'est avéré impossible de déterminer un jeu de paramètres unique permettant de simuler à la fois les essais de traction axiale et de traction circonférentielle, ce qui suggère une anisotropie d'endommagement puisque la germination des cavités semble plus tardive en traction circonférentielle qu'en traction axiale.

D'après (Le Saux et al. 2015), l'endommagement est anisotrope et influencé par l'état de contrainte local pour le matériau non-hydruré ou faiblement hydruré, tandis qu'il semble isotrope pour de plus fortes teneurs en hydrogène. L'auteur précise que la triaxialité des contraintes n'est pas suffisante pour décrire correctement l'endommagement lorsque le matériau se trouve dans un état de déformations planes, et préconise l'introduction d'une anisotropie d'endommagement ainsi que d'une nouvelle source d'endommagement liée au paramètre de Lode (voir définition en section 3.3.3.3), tel que décrit par (Nahshon and Hutchinson 2008) et (Morgeneyer and Besson 2011). En

effet, dans un état de contraintes dominé par le cisaillement, la fraction volumique de cavités évolue très peu, tandis que la forme des cavités est modifiée de façon significative. Ainsi alors que la porosité n'évolue pas, la déformation de ces cavités provoque un adoucissement du matériau.

3.3.3.2. Modification des conditions de coalescence

Les conditions de coalescence prévues par (Le Saux 2008) donnaient la définition suivante de la porosité critique f_c conduisant à la coalescence des cavités :

$$f_c = \begin{cases} 0{,}03 & si\ f_{NH} \neq 0 \\ f_{NL} = 0{,}0045 & sinon \end{cases}$$

En appliquant ce modèle d'endommagement à un calcul cellulaire 3D de traction uniaxiale, la rupture de l'élément est observée avec et sans hydrogène à 25°C, (Figure 201 a), et uniquement sans hydrogène à 350°C (Figure 201 b). En effet, le modèle d'endommagement prévoit pour le matériau hydruré une porosité critique dix fois plus élevée que celle du matériau non hydruré, de façon indépendante de la température. Or à 350°C, nous avons vu que les hydrures étaient beaucoup moins nocifs pour le matériau, mais la gaine n'est pas censée gagner en ductilité.

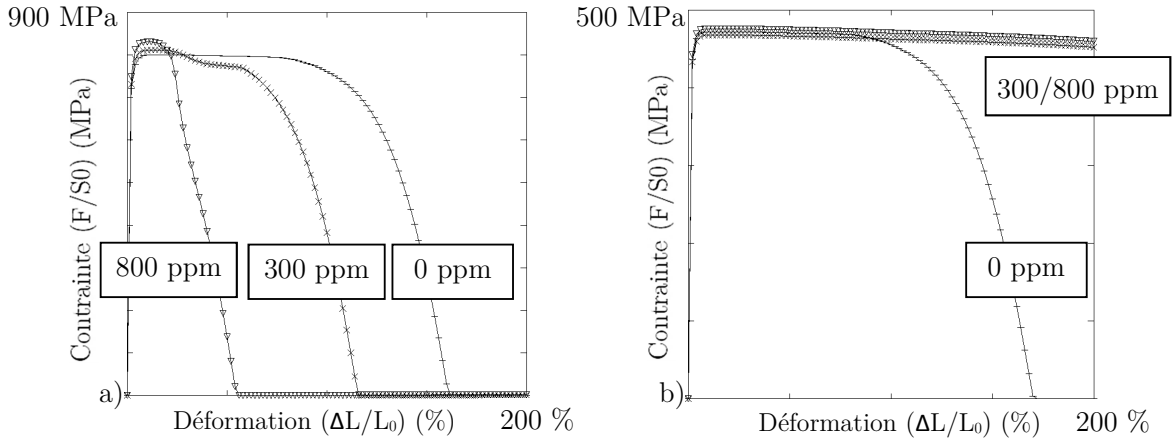


Figure 201 : Courbes contrainte macroscopique en fonction de la déformation globale d'un élément 3D soumis à une traction uniaxiale à a) 25°C b) 350°C

Ainsi, nous avons modifié la fonction de porosité critique conduisant à la coalescence de cavités en introduisant une dépendance à la température et à la teneur en hydrogène, à travers le terme f_{NH}, soit la fraction volumique des hydrures pouvant participer à la germination de cavités. En modifiant les conditions de coalescence de la façon suivante, on arrive alors à reproduire à la fois la fragilisation par l'hydrogène à 25°C ainsi que la faible sensibilité de l'endommagement à la teneur en hydrogène à 350°C (Figure 202) :

$$f_c = \begin{cases} f_{NH} & si\ f_{NH} > f_{NL} \\ f_{NL} = 0{,}0045 & sinon \end{cases}$$

Cette modification a également été effectuée dans l'étude de (Le Saux et al. 2015), sous la forme équivalente $f_c = \max\ (f_{NH}\ ;\ f_{NL})$.

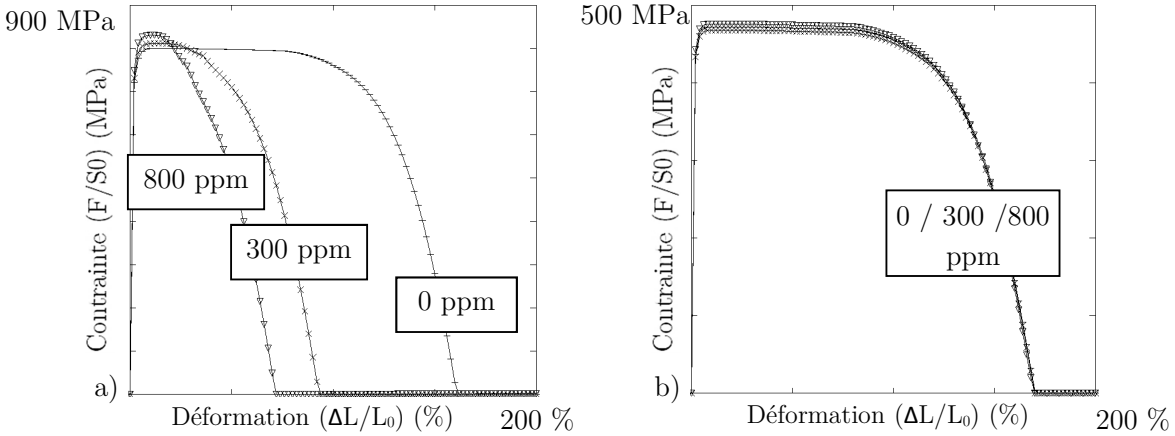


Figure 202 : Courbes contrainte macroscopique en fonction de la déformation globale d'un élément 3D soumis à une traction uniaxiale à a) 25°C b) 350°C

3.3.3.3. Ajout d'une source d'endommagement liée au paramètre de Lode

D'après l'étude de (Le Saux et al. 2015), la rupture des éprouvettes lors d'essais PST a lieu par localisation de la déformation plastique dans une bande de cisaillement. L'auteur conclut également, d'après des comparaisons expérimentales et numériques, que la cinétique d'endommagement doit être plus rapide dans le cas des essais PST que dans le cas des essais HT et EDC. En effet, son modèle d'endommagement prévoit une trop grande ductilité de la gaine lors d'un essai PST.

Il est précisé que lorsque l'état de contraintes du matériau est dominé par le cisaillement, les cavités cisaillées changent de forme et de d'orientation mais ne font que très peu augmenter la porosité effective du matériau, alors que la déformation de ces cavités provoque un adoucissement du matériau. Le modèle d'endommagement de (Le Saux 2008; Le Saux et al. 2015) permet de reproduire l'effet de la triaxialité des contraintes sur la croissance de cavités, mais ne prend pas en compte ce phénomène d'adoucissement du matériau dans un état de déformations planes, associé à l'effet du paramètre de Lode. Le paramètre de Lode est une seconde mesure de l'état de contrainte, complémentaire de la triaxialité des contraintes, permettant de détecter un état de déformations planes.

Sur la préconisation de (Le Saux et al. 2015) et sur la base des travaux de (Nahshon and Hutchinson 2008) et de (Morgeneyer and Besson 2011), une troisième source d'endommagement

dépendant du paramètre de Lode a alors été intégrée dans le modèle d'endommagement, afin de permettre le développement de l'endommagement dans un état de cisaillement.

Le paramètre de Lode est défini à partir des trois valeurs propres du tenseur de vitesse de déformation viscoplastique :

$$\mu_{\dot{p}} = \frac{\dot{p}_2}{\dot{p}_1 - \dot{p}_3} \; avec \; \dot{p}_1 \geq \dot{p}_2 \geq \dot{p}_3 \; ; \text{ de sorte que : } -\frac{1}{3} < \mu_{\dot{p}} < \frac{1}{3} \, .$$

Pour un matériau élastique isotrope, le paramètre de Lode est proche de 0 dans le cas d'une hypothèse de déformations planes (simulations des essais PST, HB-EDC et biaxé $\alpha = 0{,}5$), et proche de -0,3 dans le cas d'une hypothèse de contraintes planes. Dans le cas des déformations planes généralisées, le paramètre de Lode est proche de 0,1 pour une biaxialité des contraintes $\alpha = 0{,}7$, et proche de 0,3 pour une biaxialité des contraintes de $\alpha = 1{,}0$.

Le taux de germination de la porosité due au cisaillement est donnée par :

$$A_{n3} = \begin{cases} A_{03}.\mathrm{Exp}\left(-\left(\frac{\mu_{\dot{p}}}{\mu_{\dot{p}0}}\right)^2\right) & si \; p > p_{c3} \\ 0 & sinon \end{cases} \qquad \text{et } \dot{f}_{n3} = A_{n3}\dot{p}$$

Avec A_{03} ; $\mu_{\dot{p}0}$; p_{c3} des paramètres ajustables, qui seront identifiés dans la section 3.3.4.1.

En effet, le taux de germination de la porosité due au cisaillement correspond à une gaussienne dont les paramètres A_{03} et $\mu_{\dot{p}0}$ correspondent respectivement à l'amplitude maximale et à la demi-largeur de pic. La Figure 203 représente l'évolution du taux de germination de la porosité due au cisaillement, pour différentes valeurs des paramètres A_{03} et $\mu_{\dot{p}0}$.

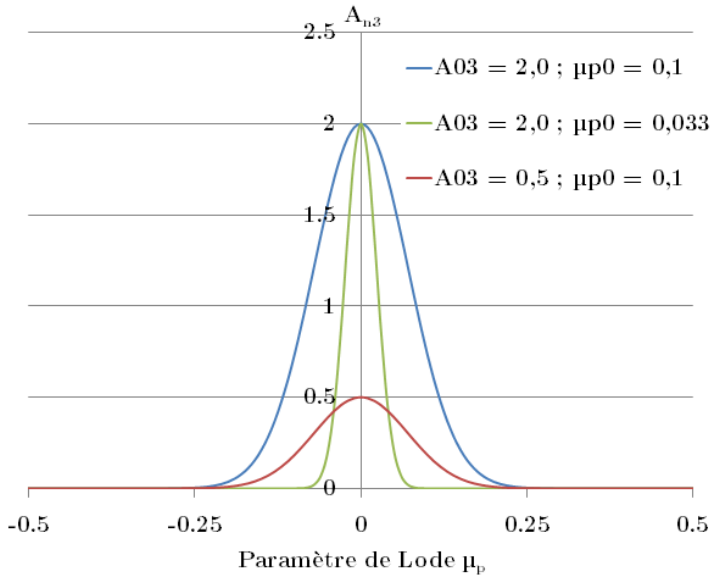


Figure 203 : Evolution du taux de germination de la porosité due au cisaillement en fonction du paramètre de Lode, pour différentes valeurs des paramètres A_{03} et μ_{p0}

Des hypothèses de contraintes planes ou de déformations planes ont été choisies pour effectuer la simulation numérique d'un élément 2D soumis à un effort de traction ou de cisaillement, et les évolutions des différents taux de porosité en fonction de la déformation plastique équivalente ont été relevées (Tableau 19).

Nous vérifions qu'en contraintes planes, aucun endommagement lié au paramètre de Lode n'est créé. Si on compare les résultats des calculs effectués en contraintes planes et ceux des calculs effectués en déformations planes sans source liée au paramètre de Lode, on distingue l'effet de la triaxialité des contraintes sur la germination et la croissance de cavités, puisque l'élément va rompre de façon plus tardive en contraintes planes qu'en déformations planes. En déformations planes, nous constatons que l'ajout de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode mène à une rupture anticipée de l'élément soumis à un effort de traction ou de cisaillement.

Le Tableau 20 présente les évolutions des différentes porosités en fonction de la déformation plastique équivalente pour plusieurs valeurs des coefficients A_{03}, $\mu_{\dot{p}0}$ et p_{c3} de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode. Ces trois coefficients influent sur la valeur de déformation équivalente à rupture du point de Gauss, mais pas tous dans la même mesure. Le paramètre p_{c3} permet de moduler la déformation plastique équivalente à partir de laquelle l'endommagement est initié. C'est finalement ce paramètre qui est le plus déterminant dans la valeur de déformation à rupture résultante. Le coefficient $\mu_{\dot{p}0}$ permet de moduler la valeur de porosité maximale liée au paramètre de Lode, et le coefficient A_{03} joue sur la vitesse de germination. Ces deux derniers coefficients influent légèrement sur la déformation à rupture, mais dans une moindre mesure par rapport au paramètre p_{c3}. On remarque que la source d'endommagement liée au paramètre de Lode sature à partir d'une certaine valeur de déformation plastique équivalente. Cela est lié au fait que lorsque la déformation plastique équivalente p atteint la valeur p_{c3}, le paramètre de Lode diminue, ce qui mène alors à un blocage de la germination de cette source d'endommagement.

A partir du paragraphe 3.3.3.4, les paramètres de la loi d'endommagement seront les suivants :

Paramètre		**Valeur**
Fraction volumique des hydrures pouvant participer à la nucléation	f_{NH}	0
Fraction volumique des phases de Laves pouvant participer à la nucléation	f_{NL}	0,0045
Déformation plastique équivalente initiale	p_{nLi}	0,2
Déformation plastique équivalente finale	p_{nLf}	1
Coefficients de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode	$A_{03} = 2$; $\mu_{\dot{p}0} = 0{,}1$; $p_{c3} = 0{,}25$	
Fraction de cavités à la coalescence	f_c	0,0045
Fraction de cavités à la rupture	f_f	0,13693

Tableau 18 : Coefficients retenus pour les simulations d'endommagement du Zy-4 détendu à 350°C

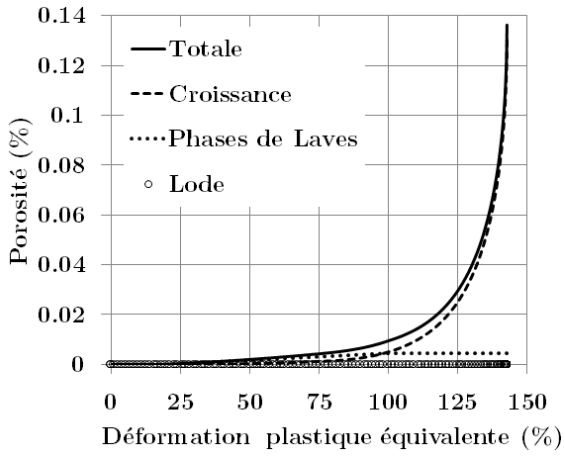
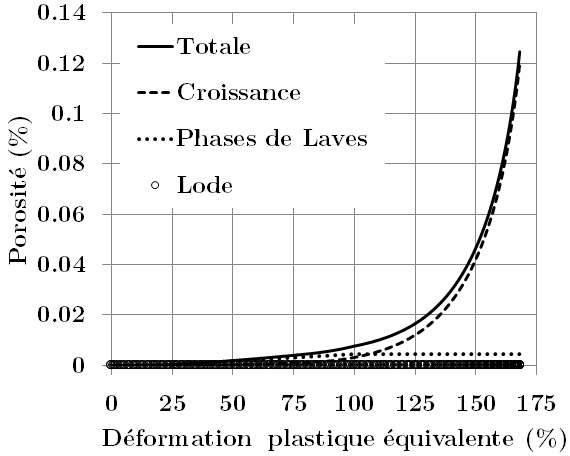
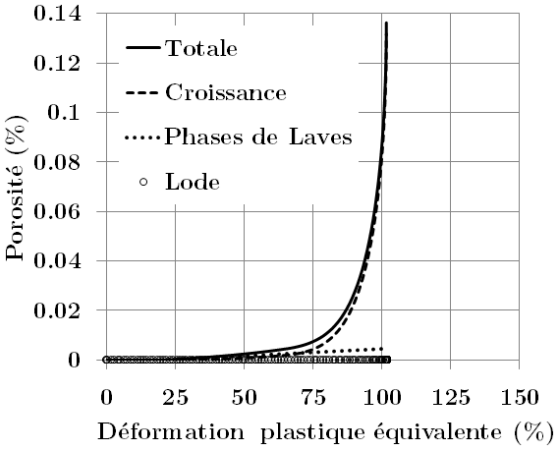
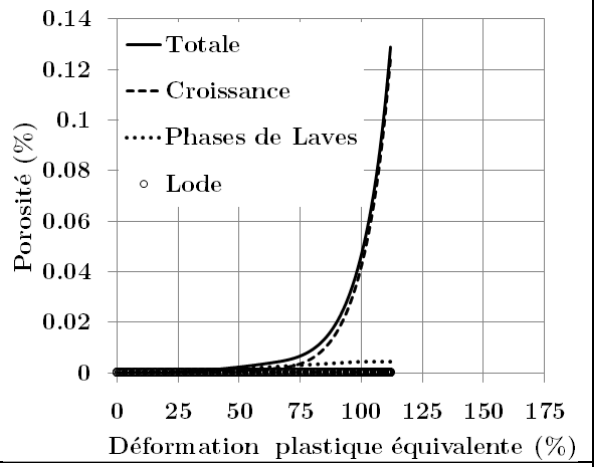
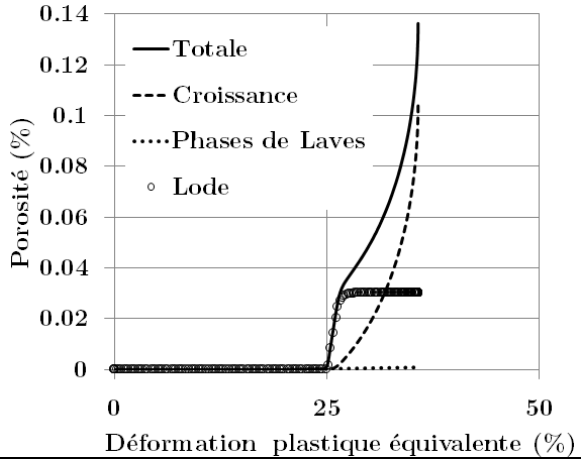
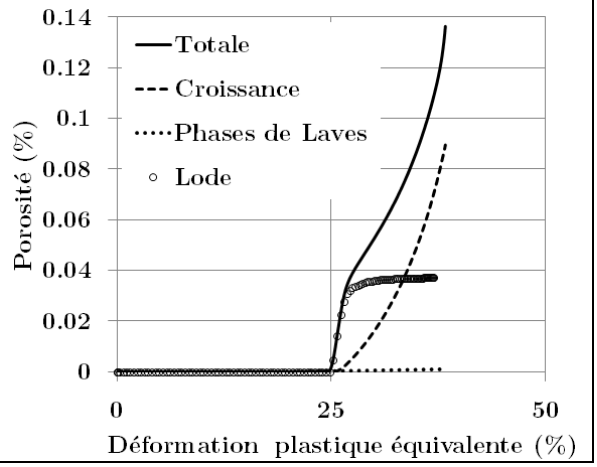
	Traction	Cisaillement
Contraintes Planes - Avec ou Sans source liée au paramètre de Lode		
Déformations planes – Sans source liée au paramètre de Lode		
Déformations planes – Avec source liée au paramètre de Lode		

Tableau 19 : Evolution des porosités en fonction de la déformation plastique équivalente, Calcul de traction ou de cisaillement sur un élément 2D, Hypothèses de contraintes ou de déformations planes, Avec et sans source d'endommagement lié au paramètre de Lode ($A_{03} = 2$; $\mu_{\dot{p}0} = 0,1$; $p_{c3} = 0,25$)

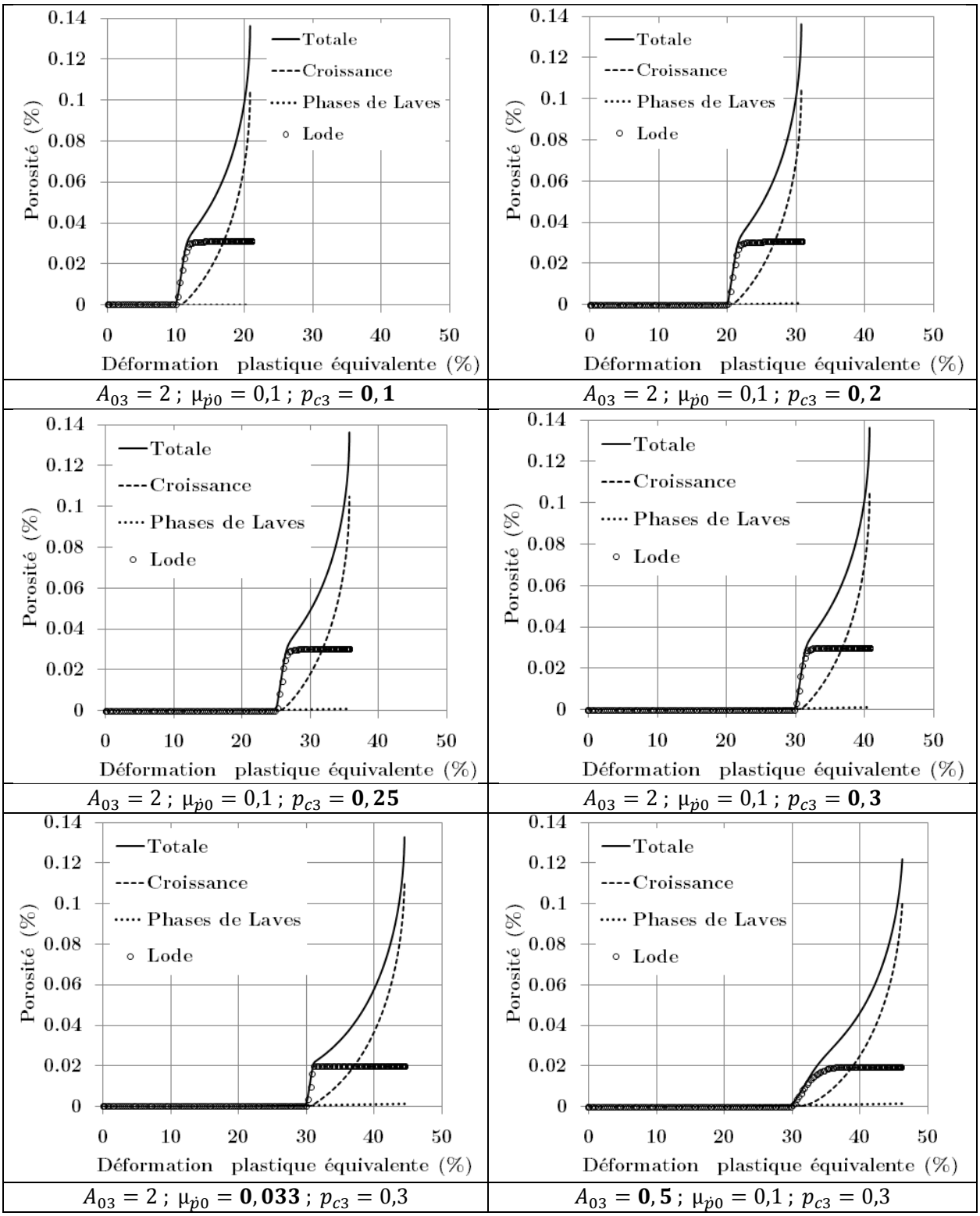


Tableau 20 : Evolution des porosités en fonction de la déformation plastique équivalente, Calcul de traction sur un élément 2D en déformations planes, Influence des coefficients de la source d'endommagement lié au paramètre de Lode

3.3.3.4. Endommagement et rupture des essais HB-EDC

La simulation de l'endommagement et de la rupture des essais HB-EDC a permis d'ajuster les coefficients (A_{03} , $\mu_{\dot{p}0}$, $et\ p_{c3}$) de germination d'endommagement liée au paramètre de Lode, à partir de la valeur de déformation diamétrale à rupture de 20% obtenue expérimentalement à 350°C.

On constate sur la Figure 204 que sans faire intervenir la source de germination de porosité liée au paramètre de Lode, la déformation diamétrale à rupture est de l'ordre de 31% (cadre violet sur la Figure 204). Si on introduit cette nouvelle source d'endommagement, on peut ajuster les coefficients « p_{c3} », « A_{03} » et « μ_{p0} » afin d'obtenir la déformation diamétrale à rupture expérimentale.

En faisant varier ces coefficients, on retrouve le fait que le paramètre « p_{c3} » est celui qui influence le plus la déformation diamétrale à rupture des simulations des essais HB-EDC (illustré par le cadre bleu sur la Figure 204), comme observé précédemment lors des calculs sur un élément présentés dans le Tableau 20 du paragraphe 3.3.3.3. En revanche, les paramètres « A_{03} » et « μ_{p0} » jouent un rôle beaucoup plus faible (illustré par le cadre vert sur la Figure 204).

Finalement, on retiendra les coefficients suivants : $A_{03} = 2{,}0$; $\mu_{\dot{p}0} = 0{,}1$; $p_{c3} = 0{,}25$.

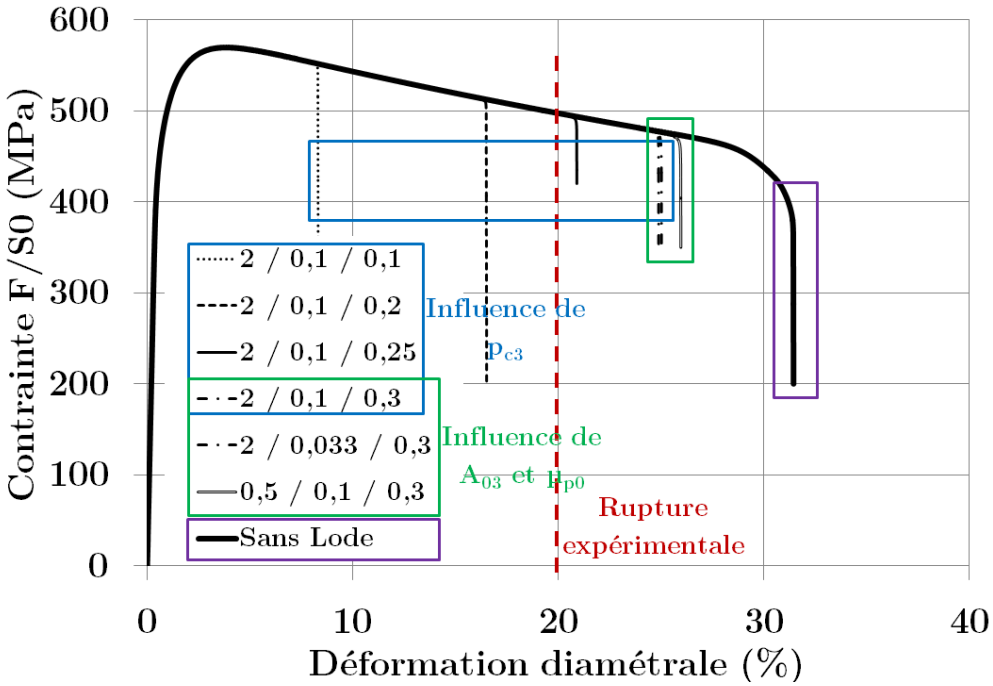


Figure 204 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC (taille de maille : 20 µm) Influence des coefficients de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode

Si on ne fait pas intervenir la source d'endommagement lié au paramètre de Lode, on obtient un profil de rupture (Figure 205 a) qui ne correspond pas à celui observé expérimentalement, contrairement à la simulation qui la fait intervenir (Figure 205 b), où la rupture a lieu par localisation de la déformation plastique dans une bande orientée à 45° dans l'épaisseur.

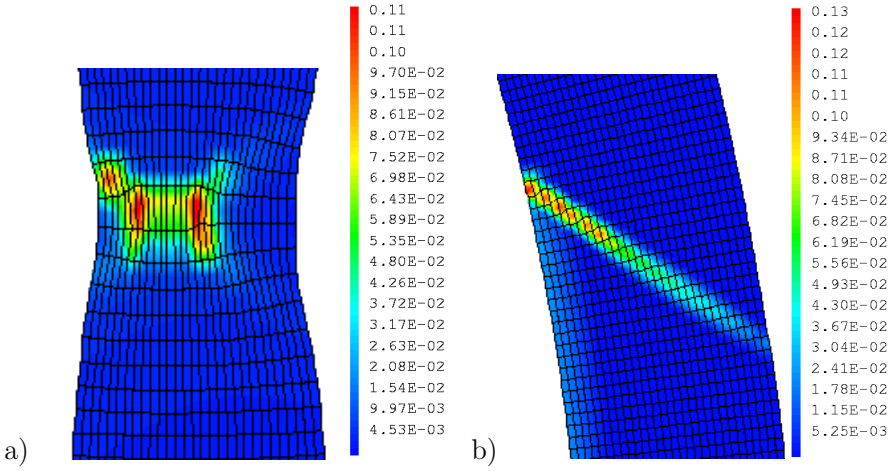


Figure 205 : Isovaleurs de porosités à rupture - Simulations HB-EDC (taille de maille : 20 µm)
a) sans Lode ($\Delta D/D_0$ = 31%) b) avec Lode ($\Delta D/D_0$ = 21%)

On constate sur la Figure 206 que l'endommagement ne modifie pas la forme de la réponse macroscopique de la structure, et que la taille de maille n'a que très peu d'influence sur la déformation diamétrale à rupture. Les déformations diamétrales à rupture pour des tailles de mailles de 20, 40 et 100 µm sont respectivement de 20,9 %, 21,2 % et 20,4 %.

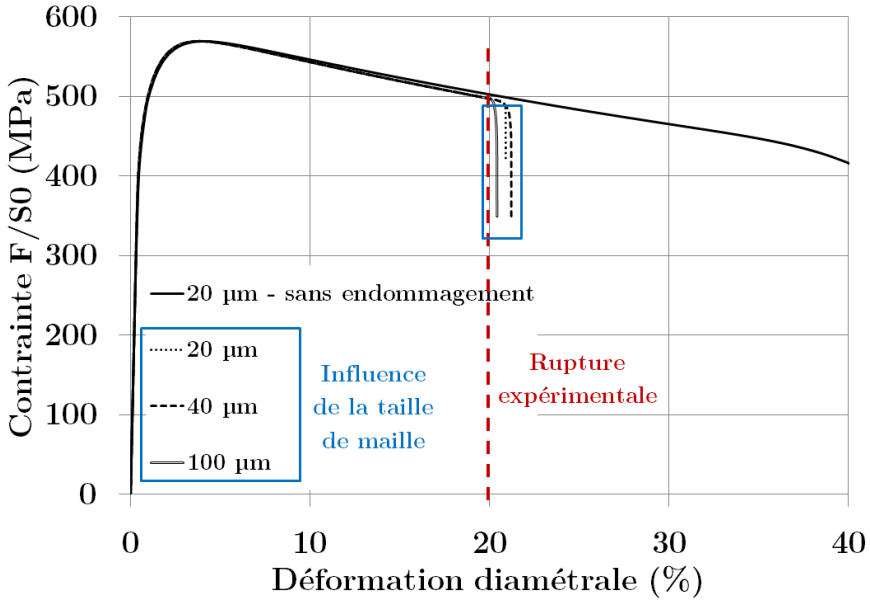


Figure 206 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC
Influence de la taille de maille

La taille de maille ne joue pas sur la déformation diamétrale à rupture numérique car l'endommagement se développe de façon quasi-simultanée dans l'ensemble de la bande orientée à 45°. Une taille de maille de 20 ou 40 µm est toutefois préconisée (Figure 207) pour obtenir un profil de rupture orienté à 45°, comme observé expérimentalement.

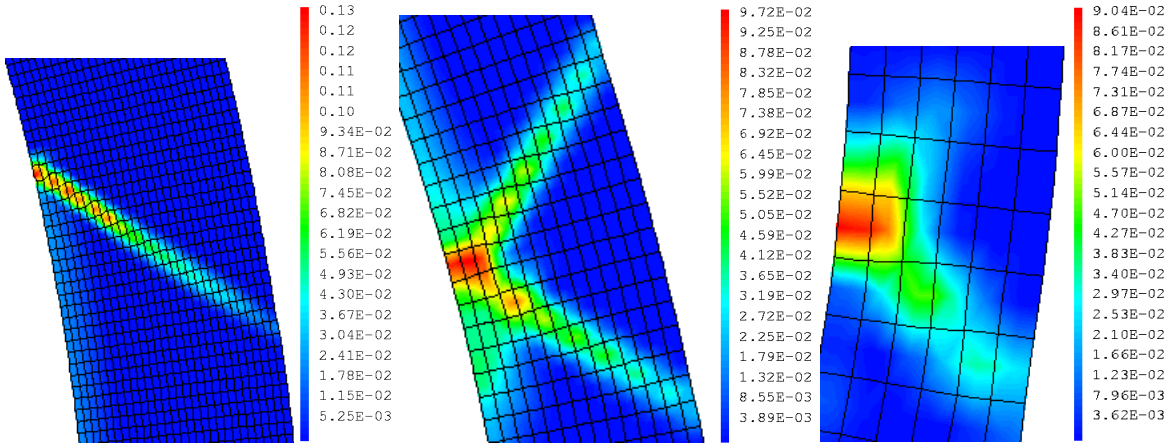


Figure 207 : Isovaleurs de porosité – Simulation HB-EDC avec Lode (2 / 0,1 / 0,25)
Influence de la taille de maille : a) 20 µm b) 40 µm c) 100 µm ($\Delta D/D_0$ =21%)

3.3.3.5. Endommagement et rupture des essais PST

Les simulations des essais PST avec un coefficient de frottement de 0,4 illustrent une forte dépendance de la déformation plastique à rupture à la taille de maille (illustrée par le cadre bleu sur la Figure 208), qui est liée à une indentation de la gaine par le mandrin. Plus la taille de maille augmente, plus la déformation plastique à rupture est élevée. Contrairement aux simulations des essais HB-EDC où l'endommagement se développait de façon simultanée dans l'ensemble de la bande orientée à 45°, les simulations des essais PST indiquent une rupture par propagation de fissure de maille en maille, d'où la forte dépendance à la taille de maille. Encore une fois, les tailles de maille préconisées pour obtenir le mode de rupture observé expérimentalement sont de 20 et 40 µm (Figure 209), c'est-à-dire un profil de rupture orienté à 45° dans l'épaisseur.

Comme pour les simulations des essais HB-EDC, l'utilisation de la source d'endommagement lié au paramètre de Lode permet de diminuer et d'ajuster la valeur de la déformation plastique à rupture par rapport à l'expérimental (illustré par les cadres verts sur la Figure 208) et d'obtenir le mode de rupture observé expérimentalement (Figure 209). La déformation diamétrale à rupture d'un essai PST étant fortement dépendante de la taille de maille (Figure 208), et la réponse en contrainte-déformation étant dépendante du coefficient de frottement choisi (Figure 191), les coefficients de l'endommagement lié au paramètre de Lode ont été identifiés sur un essai HB-EDC plutôt que sur un essai PST.

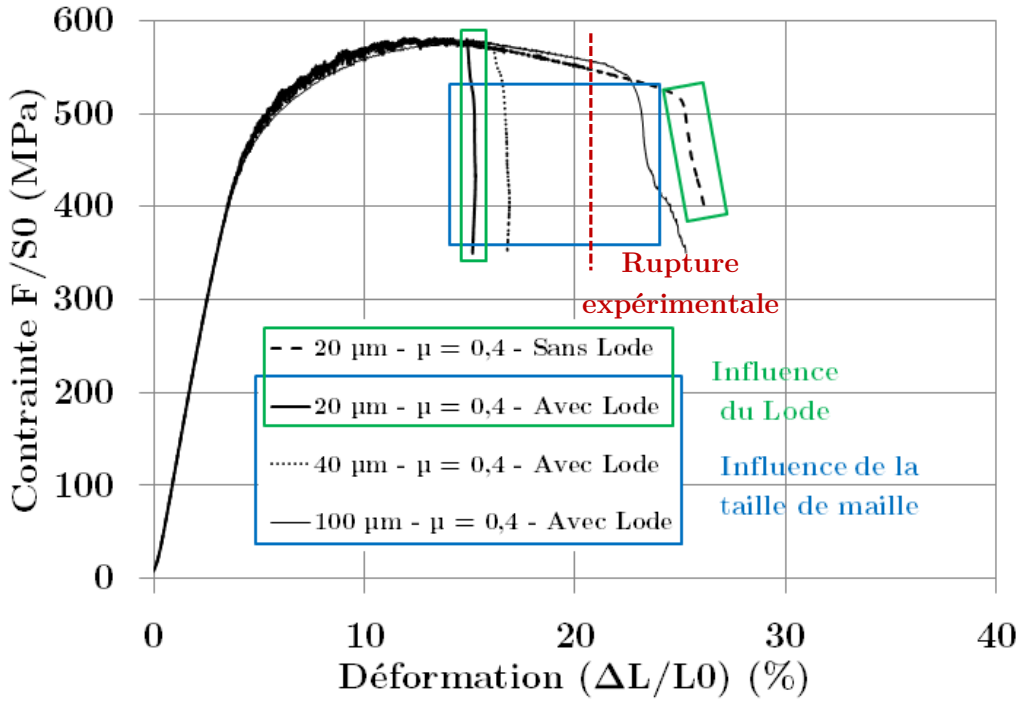


Figure 208 : Contrainte en fonction de la déformation plastique – PST
Influence du paramètre de Lode et de la taille de maille

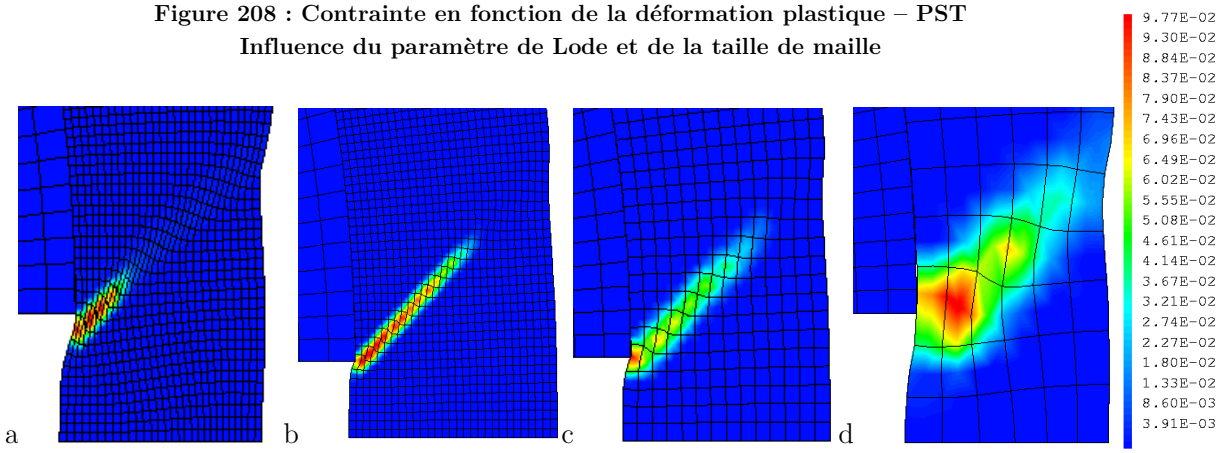


Figure 209 : Isovaleurs de porosité à rupture – PST – Taille de maille et déformation ($\Delta L/L_0$) :
Sans Lode : a) 20 µm (26 %)
Avec Lode b) 20 µm ($\Delta D/D_0$ = 15 %) c) 40 µm ($\Delta D/D_0$ = 17 %) d) 100 µm ($\Delta D/D_0$ = 25 %)
Influence du paramètre de Lode et de la taille de maille

3.3.3.6. Endommagement et rupture des essais EDC

L'ajout de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode ne modifie en rien les simulations des essais EDC en contraintes planes, ce qui était attendu. Les déformations diamétrales à rupture des simulations EDC dépendent de la taille de maille, mais de façon non monotone puisqu'elles sont respectivement de 48,4 %, 55,3 % et 44,7 % pour des tailles de maille de 20 µm, 40 µm, 100 µm (Figure 210).

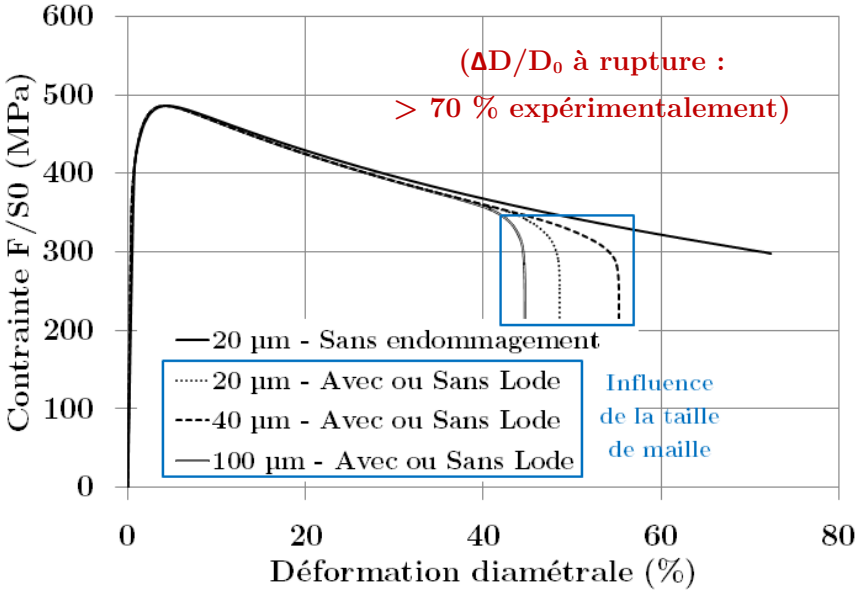


Figure 210 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – EDC
Influence de la taille de maille (20 µm, 40 µm, 100 µm)

Les profils de rupture numérique obtenus sont présentés en Figure 211. Il semble que la rupture de la gaine soit liée à l'apparition prématurée d'une localisation de la déformation plastique. En effet, il avait été observé lors des simulations sans endommagement que ce type de calcul était instable puisque même sans endommagement, il pouvait apparaitre une localisation de la déformation plastique (section 3.3.2.4). Cela peut être lié aux niveaux de déformations diamétrales très importants, à des instabilités numériques liées au maillage, ou bien il se peut que l'hypothèse de contraintes planes ne soit pas adaptée pour simuler correctement les essais EDC, et qu'il soit préférable de se placer plutôt sous une hypothèse de déformations planes généralisées.

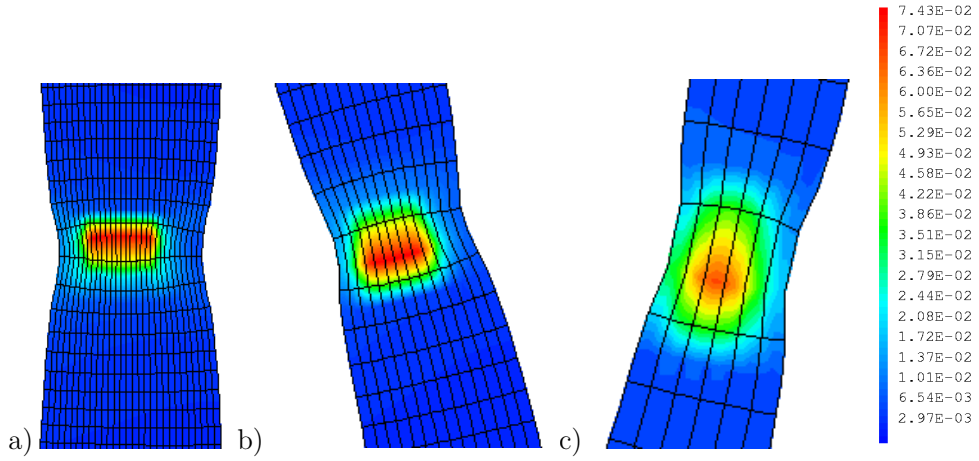


Figure 211 : Isovaleurs de porosité – EDC - Influence de la taille de maille :
a) 20 µm (ΔD/D₀ = 48,4%) b) 40 µm (ΔD/D₀ = 55,3 %) c) 100 µm (ΔD/D₀ = 44,7%)

3.3.3.7. Endommagement et rupture des essais HT

Les simulations 2D des essais HT en contraintes planes montrent une influence de la taille de maille sur l'amorçage de la rupture numérique (illustré par le cadre bleu sur la Figure 212). Comme observé lors des simulations des essais PST, la localisation de la déformation plastique est contrôlée par l'indentation de la gaine par le mandrin. L'emploi de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode ne modifie pas les simulations des essais HT puisqu'elles sont effectuées en contraintes planes, tout comme pour les essais EDC. Les profils de rupture obtenus pour les trois tailles de mailles sont présentés sur la Figure 213.

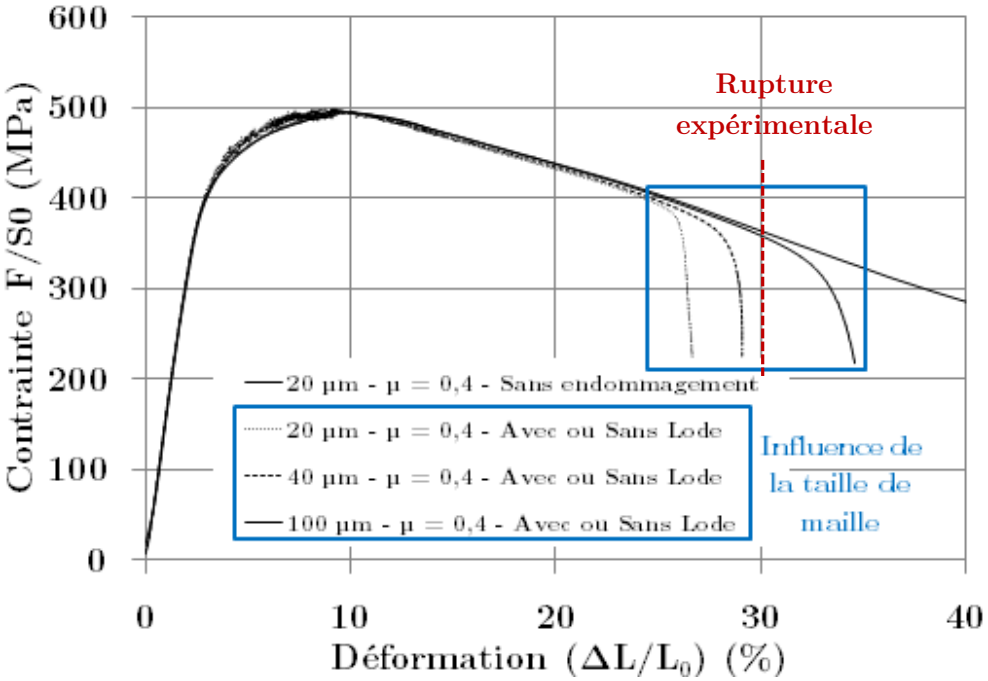


Figure 212 : Contrainte en fonction de la déformation plastique – HT
Influence de la taille de maille

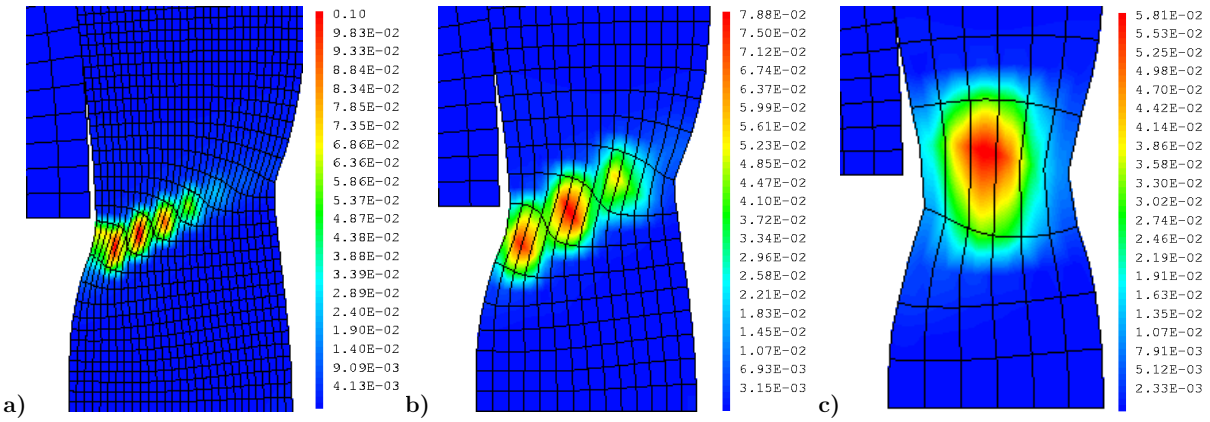


Figure 213 : Isovaleurs de porosité à rupture – HT - Taille de maille : a) 20 µm b) 40 µm c) 100 µm

3.3.3.8. Endommagement des essais biaxés

En raison de difficultés liées au pilotage des simulations des essais biaxés de pression interne couplée à la traction axiale, nous n'avons pas été capables de simuler la rupture de ces éprouvettes, même en employant une taille de maille de 100 µm et un faible incrément de déformation maximale entre chaque pas de calcul. En revanche, les simulations ont toutefois pu être menées jusqu'à 20 % de déformation diamétrale aux trois taux de biaxialité des contraintes 0,5 ; 0,7 ; 1, et il a été possible d'observer l'apparition d'une bande d'endommagement pour l'essai biaxé $\alpha = 0{,}5$ (Figure 214).

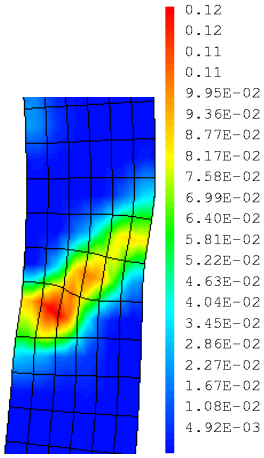


Figure 214 : Isovaleurs de porosité – Essai biaxé $\alpha = 0{,}5$ ($\Delta D/D_0 = 20{,}16$ %)

Le Tableau 21 représente la valeur maximale des différentes porosités relevées pour chacun des essais biaxés à 20 % de déformation diamétrale :

	$\alpha = 0{,}5$	$\alpha = 0{,}7$	$\alpha = 1{,}0$
Porosité dûe aux phases de Laves	$0{,}9\ 10^{-3}$	$\mathbf{0{,}5\ 10^{-3}}$	$\mathbf{1{,}2\ 10^{-3}}$
Porosité liée au paramètre de Lode	$\mathbf{1{,}0\ 10^{-1}}$	$\mathbf{1{,}3\ 10^{-4}}$	≈ 0
Porosité de croissance	$1{,}1\ 10^{-1}$	$0{,}5\ 10^{-4}$	$3{,}6\ 10^{-4}$
Porosité totale	$1{,}36\ 10^{-1}$	$0{,}7\ 10^{-3}$	$1{,}6\ 10^{-3}$

Tableau 21 : Valeurs des porosités relevées dans les simulations des essais biaxés à ($\Delta D/D_0 = 20$ %)

On constate ainsi que pour l'essai biaxé $\alpha = 0{,}5$, la principale source d'endommagement est la porosité liée au paramètre de Lode, tandis que c'est la porosité dûe aux phases de Laves qui est prépondérante pour l'essai biaxé $\alpha = 1{,}0$. Il se passe alors une compétition entre les deux sources de porosité pour l'essai biaxé $\alpha = 0{,}7$. D'un point de vue numérique, on peut donc s'attendre à obtenir dans les simulations une déformation diamétrale à rupture plus faible pour l'essai biaxé $\alpha = 0{,}5$ que pour les essais biaxés $\alpha = 0{,}7$ et $\alpha = 1{,}0$.

Cela est dû à la valeur du coefficient $\mu_{\dot{p}0}$ choisie dans l'expression du taux de germination de porosité liée au cisaillement. En effet, le taux de germination de cette porosité sera quasi-maximal pour l'essai biaxé $\alpha = 0{,}5$, alors qu'il sera nul pour l'essai $\alpha = 1{,}0$, comme on peut le voir sur la Figure 215.

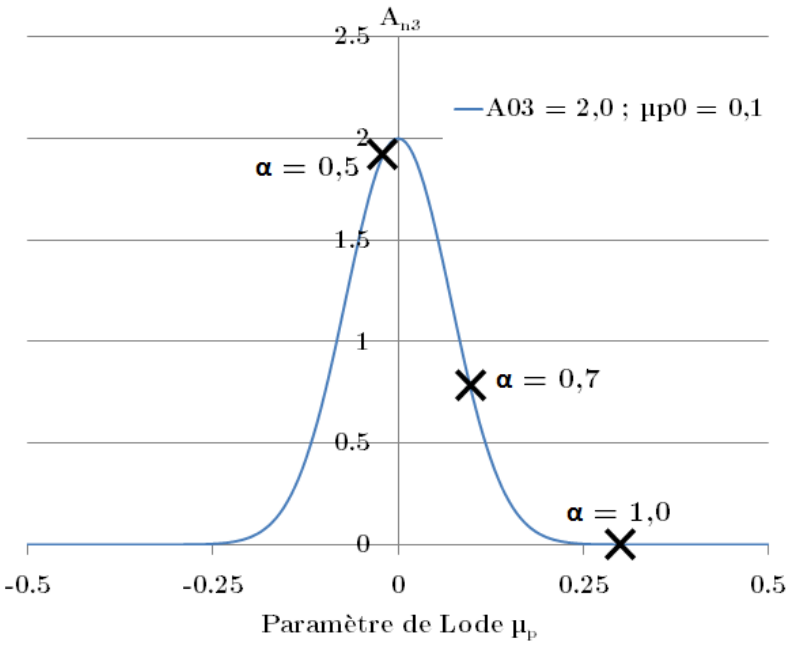


Figure 215 : Evolution du taux de germination de la porosité due au cisaillement en fonction du paramètre de Lode

Il est possible d'augmenter ce paramètre $\mu_{\dot{p}0}$ pour élargir la gaussienne du taux de germination de la porosité dûe au cisaillement, et ainsi faire germer numériquement cette porosité lors de la simulation de l'essai biaxé $\alpha = 1{,}0$, mais cela reviendrait également à faire germer cette porosité dans le cas des simulations en contraintes planes (correspondant à un paramètre de Lode proche de -0,3, voir Tableau 23 du paragraphe 3.3.6).

Afin d'ajuster plus précisément la valeur de ce paramètre $\mu_{\dot{p}0}$, il serait nécessaire de connaître les valeurs de déformation diamétrale à rupture de gaines lors de différents essais mécaniques correspondant à différentes valeurs du paramètre de Lode.

Les essais biaxés de pression interne couplée à la traction donnent différentes valeurs du paramètre de Lode mais ne permettent pas de déterminer de façon précise une déformation diamétrale à rupture, pour les raisons décrites dans la section 3.2.2.5. En effet, la rupture est gérée par l'instabilité plastique, et la déformation diamétrale maximale à rupture n'apparait pas forcément à l'endroit où est positionné l'extensomètre diamétral.

3.3.4. Simulation de l'endommagement et de la rupture ductile de gaines de Zircaloy-4 détendu en présence d'un blister d'hydrures

Dans cette section, nous allons tenter de simuler la rupture à 350°C de gaines de Zircaloy-4 détendu contenant des blisters d'hydrures, soumis aux différents essais mécaniques. L'objectif de ces simulations est d'arriver à reproduire le mode de rupture observé expérimentalement en présence d'un blister, et de discuter des effets de la biaxialité des contraintes sur la rupture. Etant donné que les simulations sont effectuées en 2D avec des hypothèses de contraintes planes, déformations planes et déformations planes généralisées, les déformations diamétrales à rupture seront sous-estimées puisque l'on simule un blister infini suivant l'axe de la gaine.

Le blister d'hydrures est simulé avec un modèle de comportement purement élastique, dont le module de Young est celui du Zircaloy-4 détendu.

3.3.4.1. HB-EDC avec Blister

Si on n'introduit pas de source d'endommagement liée au paramètre de Lode, les simulations des gaines contenant un blister soumises à des essais HB-EDC ne permettent pas d'obtenir le profil de rupture observé expérimentalement (Figure 216 a). En introduisant cette source d'endommagement, nous arrivons finalement à l'obtenir (Figure 216 b).

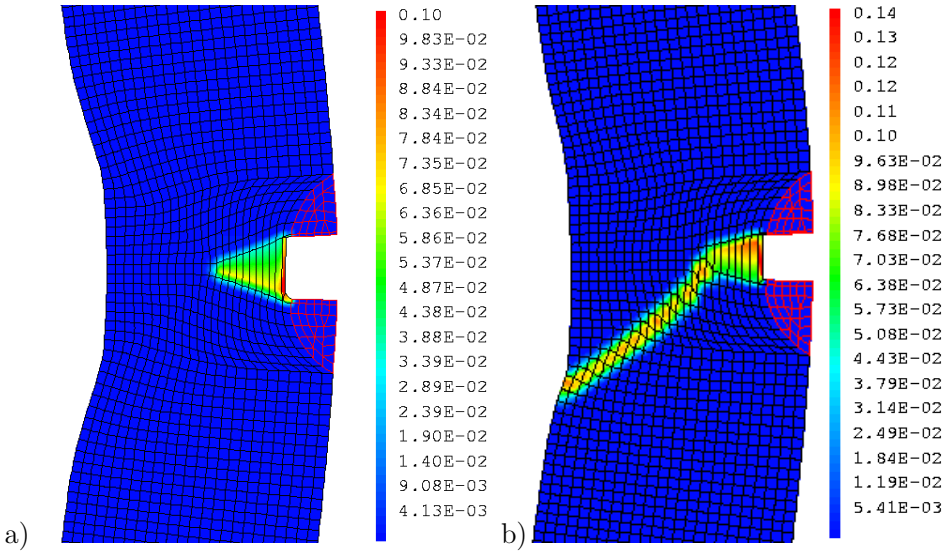


Figure 216 : Isovaleurs de porosité à rupture - HB-EDC (taille de maille : 20 µm) – Blister 100 µm
a) sans la source d'endommagement liée au paramètre de Lode ($\Delta D/D_0$ = 3 % ; F/S_0 = 300 MPa)
b) avec la source d'endommagement liée au paramètre de Lode ($\Delta D/D_0$ = 2 % ; F/S_0 = 200 MPa)

Nous constatons toutefois sur la Figure 216 b) que la fissure, amorcée en pointe de blister, s'est propagée dans son plan selon quelques mailles, avant de bifurquer selon un chemin orienté à 45°. Le niveau de contrainte moyenne dans l'épaisseur en fonction de la déformation diamétrale diminue de façon progressive lorsque la fissure se propage dans son plan, alors qu'il chute verticalement dans le cas où la source d'endommagement liée au paramètre de Lode est introduite dans la simulation (Figure 217).

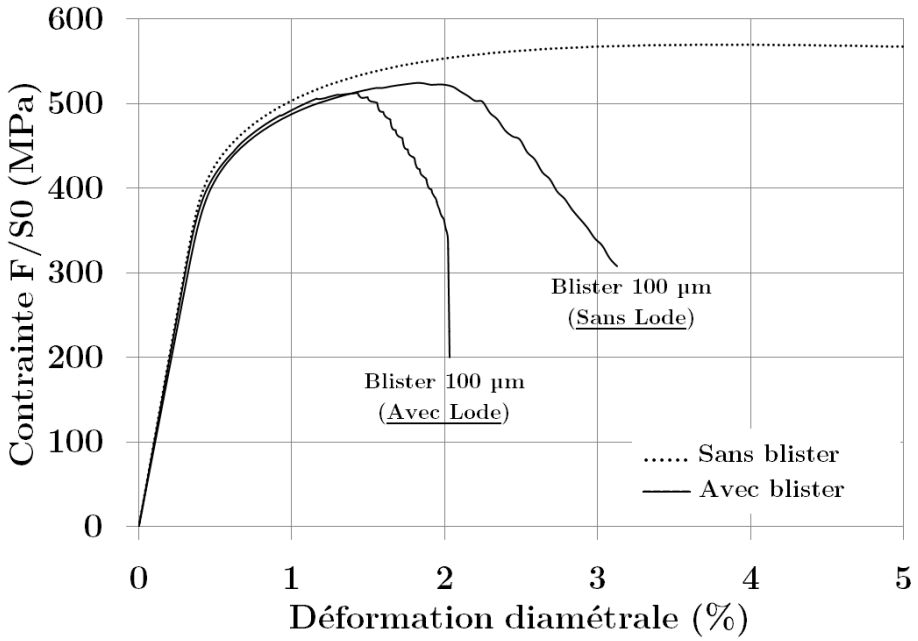


Figure 217 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC (taille de maille : 20 µm) Influence de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode

Le processus de rupture par propagation d'une fissure amorcée au niveau du blister est illustré en Figure 218. Une fissure s'amorce en pointe de blister puis se propage dans son plan selon quelques mailles, ce qui se traduit sur la courbe contrainte-déformation par une diminution de la contrainte dans l'épaisseur. Ensuite, cette fissure va bifurquer selon un chemin orienté à 45° dans l'épaisseur, ce qui correspond à une chute verticale du niveau de contrainte sur la courbe contrainte-déformation.

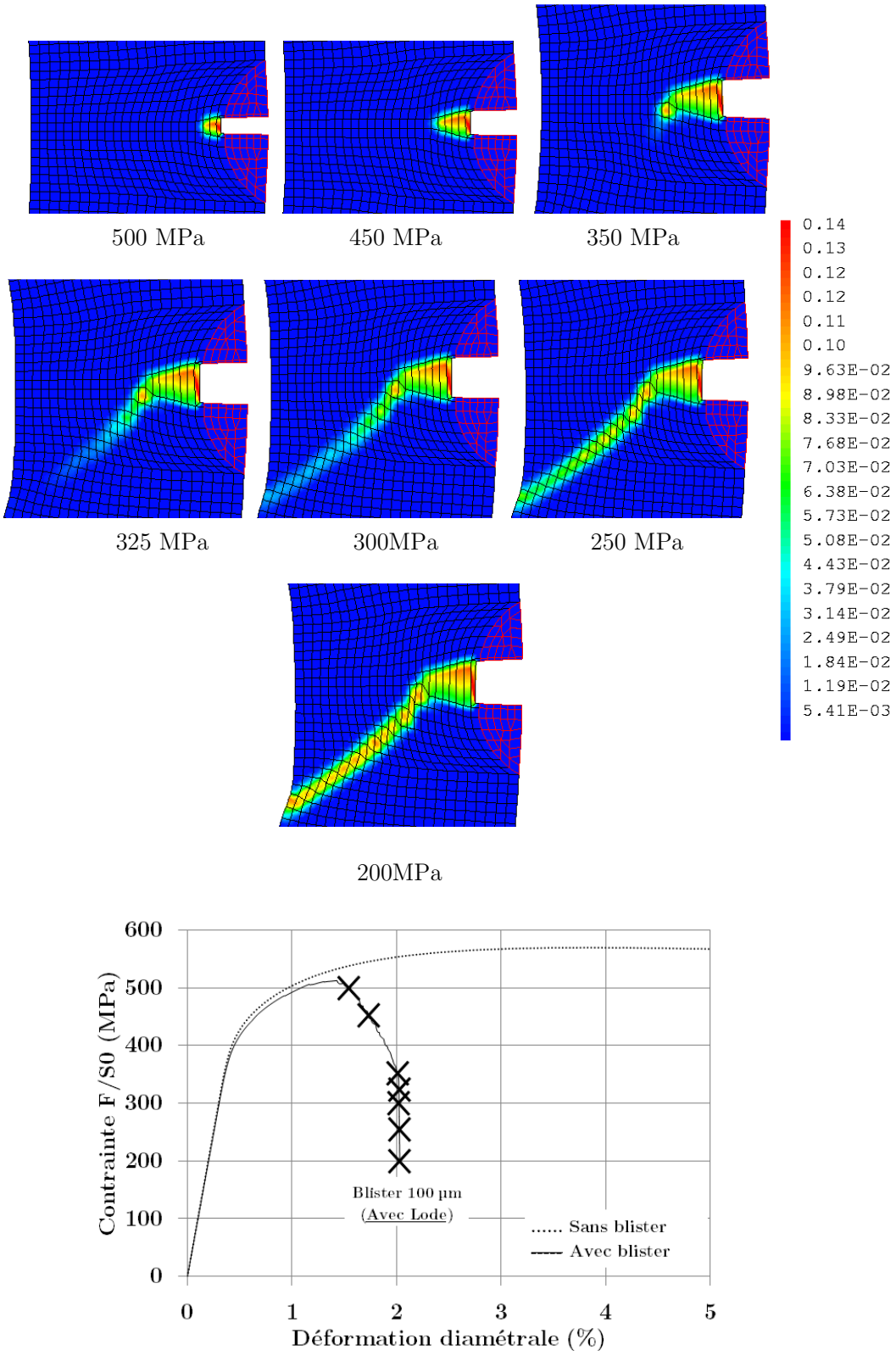


Figure 218 : Isovaleurs de porosité – HB-EDC – Blister 100 µm (taille de maille : 20 µm) Chronologie de la propagation de fissure menant à la rupture de la gaine

Ces simulations nous permettent de constater une dépendance de la déformation diamétrale à rupture à la profondeur du blister (Figure 219), nous obtenons respectivement des valeurs de déformation diamétrale à rupture de 2,0%, 1,1% et 0,8% pour des profondeurs de blister de 100 µm, 200 µm et 300 µm. Cependant, ces valeurs de déformations diamétrales à rupture sont sous-estimées par rapport aux valeurs expérimentales car le maillage 2D revient à simuler un blister linéaire parallèle à l'axe du tube.

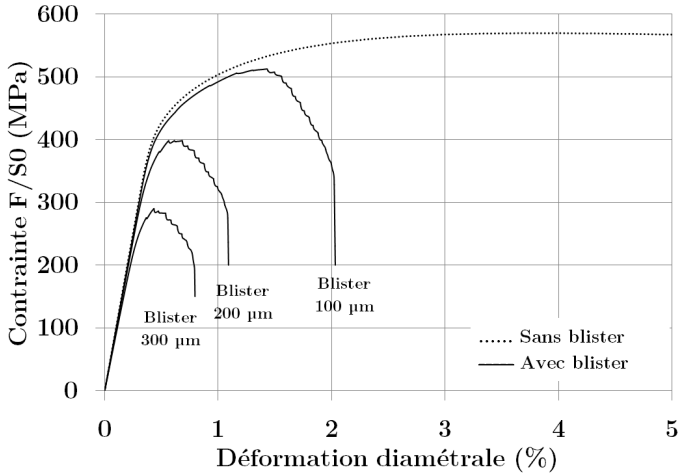


Figure 219 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC (taille de maille : 20 µm) Influence de la profondeur de blister

Les profils de rupture obtenus pour les trois profondeurs de blister correspondent bien au mode de rupture observé expérimentalement, malgré la propagation systématique de la fissure dans son plan selon au moins quelques mailles, avant de bifurquer à 45° (Figure 220).

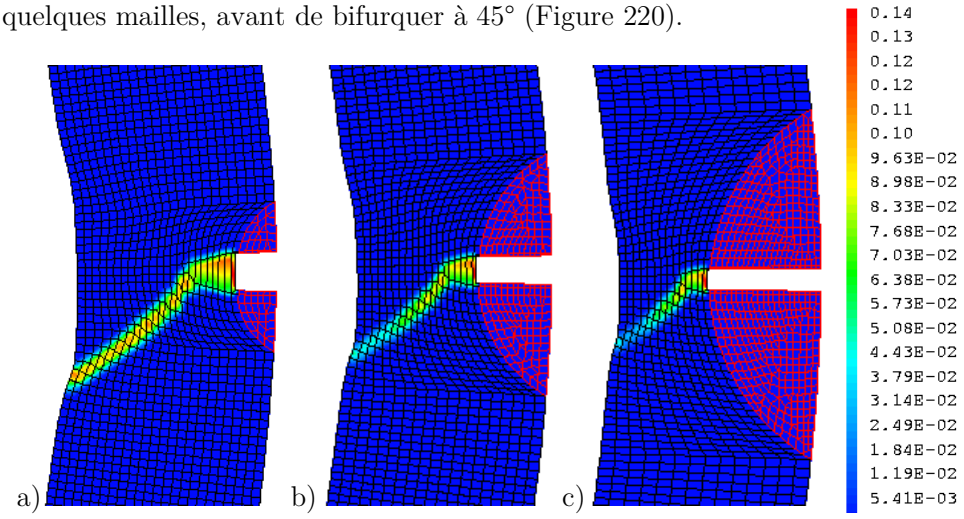


Figure 220 : Isovaleurs de porosité à rupture - HB-EDC (taille de maille : 20 µm) Influence de la profondeur de blister : a) Blister 100 µm b) Blister 200 µm c) Blister 300 µm

En utilisant une taille de maille de 40 µm et malgré l'introduction de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode, nous n'obtenons plus le mode de rupture observé précédemment avec la taille de maille de 20 µm, la fissure se propage seulement dans son plan, c'est-à-dire à 90° dans l'épaisseur (Figure 221 et Figure 222).

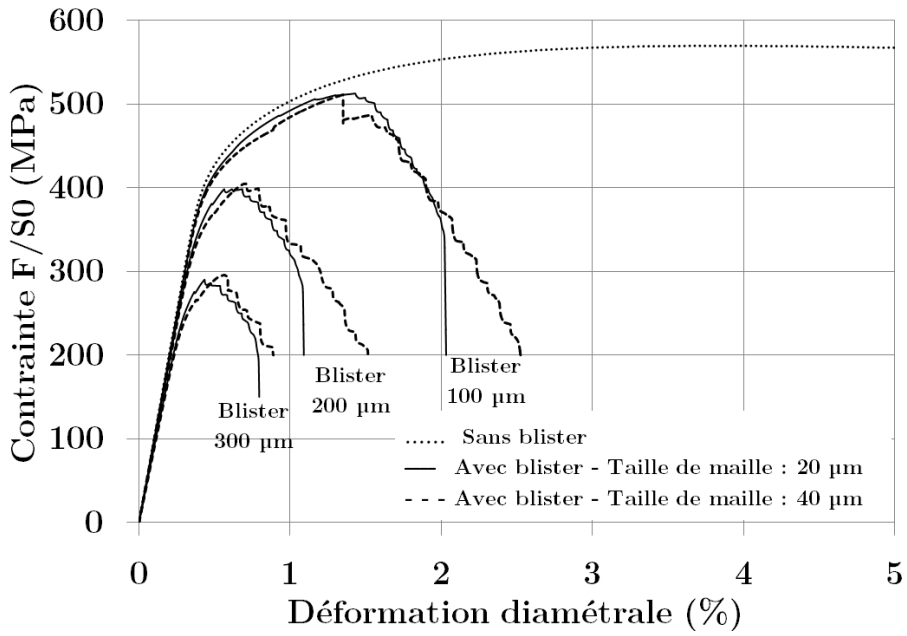


Figure 221 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC Influence de la taille de maille

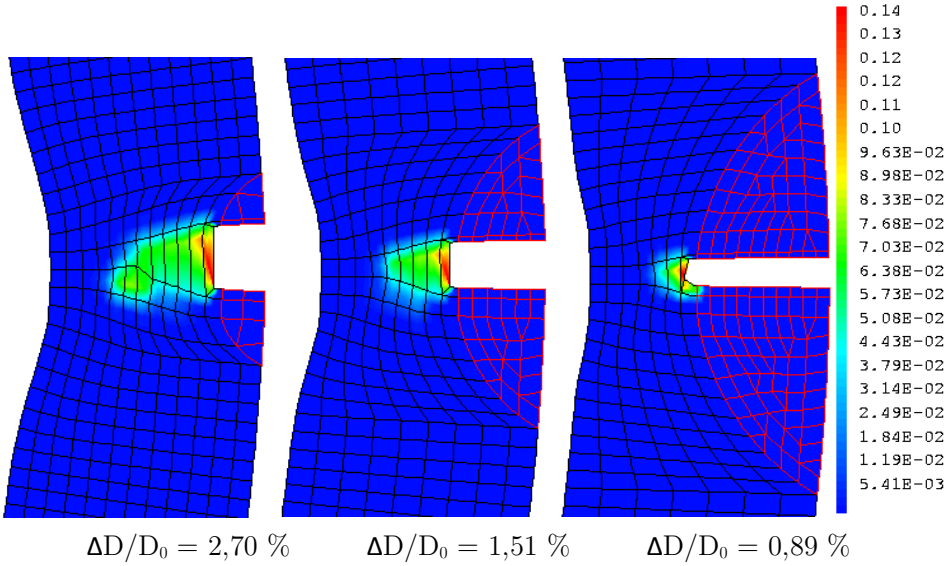


Figure 222 : Isovaleurs de porosité à rupture - HB-EDC (taille de maille : 40 µm) Influence de la profondeur de blister et de la taille de maille a) Blister 100 µm b) Blister 200 µm c) Blister 300 µm

Enfin, nous avons effectué une simulation supplémentaire avec une vitesse de déformation diamétrale plus faible que précédemment, soit 10^{-3} s^{-1} au lieu de 10^{-1} s^{-1}. Malgré un écrouissage un peu différent lié à la différence de vitesse de sollicitation, nous obtenons finalement la même déformation diamétrale à rupture aux deux vitesses (Figure 223). Cela est lié au fait que le modèle d'endommagement ne prévoit pas de dépendance des fonctions d'endommagement à la vitesse de déformation.

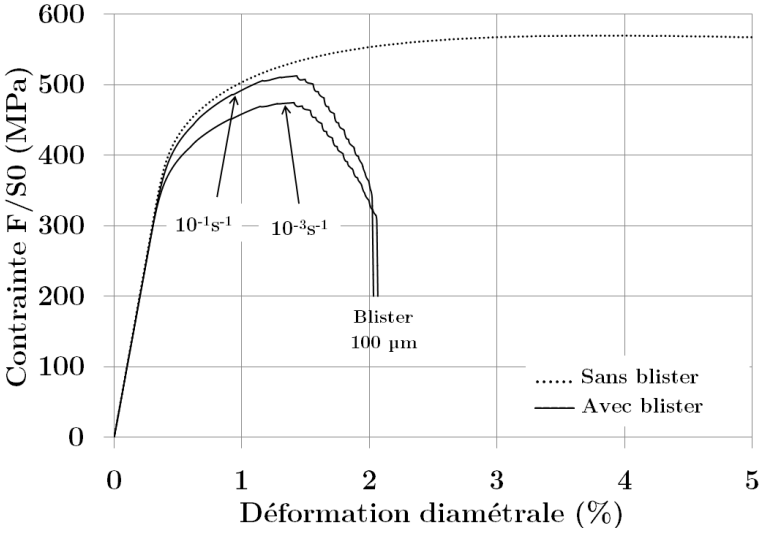


Figure 223 : Contrainte en fonction de la déformation diamétrale – HB-EDC – Blister 100 µm
Taille de maille : 20 µm
Influence de la vitesse de déformation diamétrale

La Figure 224 présente les courbes contrainte-déformation d'un élément 2D soumis à une traction en déformations planes, sous différentes vitesses de sollicitation, illustrant ainsi l'indépendance de la déformation à rupture de l'élément à la vitesse de sollicitation.

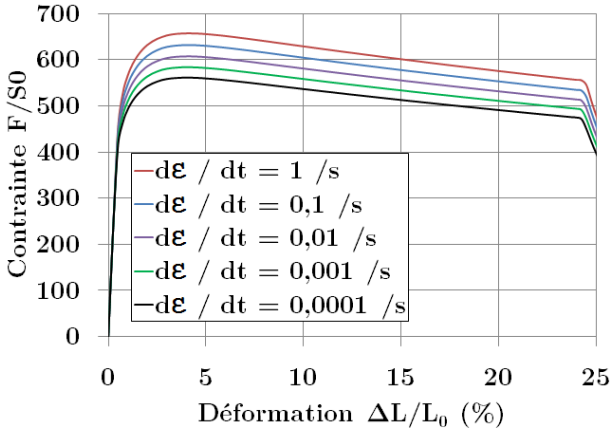


Figure 224 : Courbes de contrainte macroscopique en fonction de la déformation globale d'un élément 2D soumis à une traction en déformations planes (Influence de la vitesse de déformation)

3.3.4.2. PST avec blister

Les simulations des essais PST montrent également une diminution de la ductilité avec la taille de blister. En introduisant la source d'endommagement liée au paramètre de Lode et en utilisant une taille de maille de 20 µm, on obtient, comme pour les simulations HB-EDC avec blister, une chute verticale des niveaux de contraintes sur les courbes contrainte-déformation (Figure 225) ainsi que les profils de rupture inclinés à 45° dans l'épaisseur (Figure 226). A nouveau, sans l'emploi de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode, ou avec une taille de maille de 40 µm, la fissure se propage dans son plan à 90°.

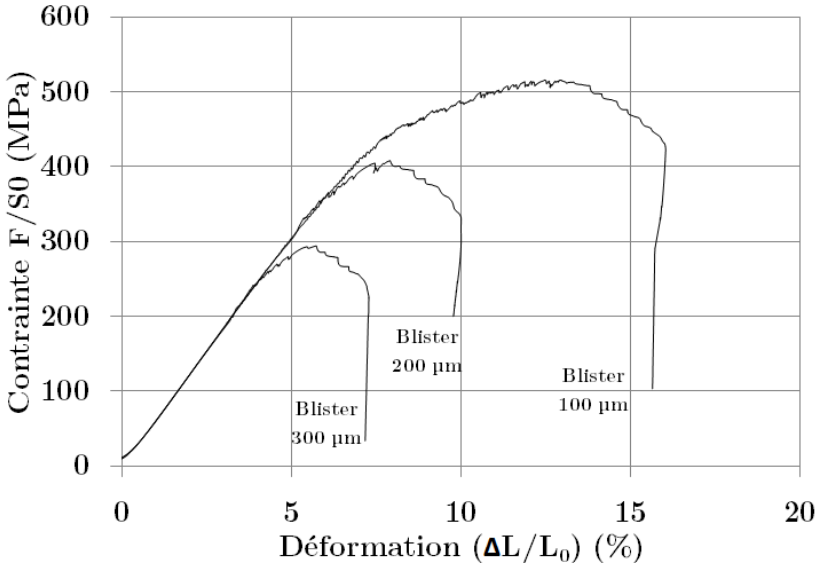


Figure 225 : Contrainte en fonction de la déformation plastique – PST (taille de maille : 20 µm)
Influence de la profondeur de blister

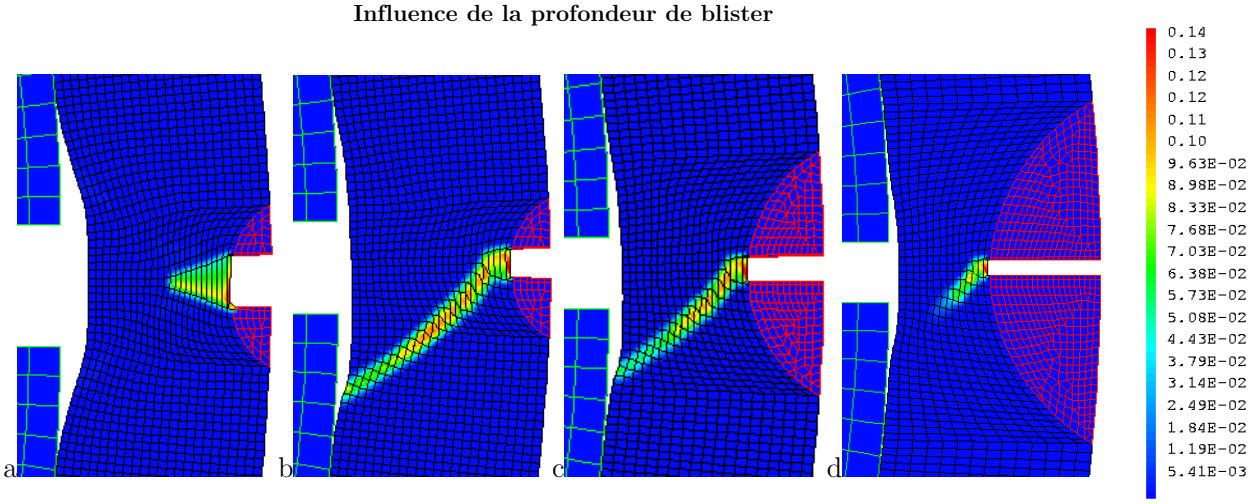


Figure 226 : Isovaleurs de porosité à rupture – PST - (taille de maille : 20 µm)
a) Sans Lode – Blister 100 µm et Avec Lode : b) Blister 100 µm c) Blister 200 µm d) Blister 300 µm
Influence de la profondeur de blister et du paramètre de Lode

3.3.4.3. HT et EDC avec blister

Les simulations en 2D contraintes planes des essais HT et EDC avec blister ne permettent pas d'obtenir le profil de rupture expérimental orienté à 45° dans l'épaisseur, malgré l'emploi d'une taille de maille de 20 µm et l'introduction de la source d'endommagement lié au paramètre de Lode.

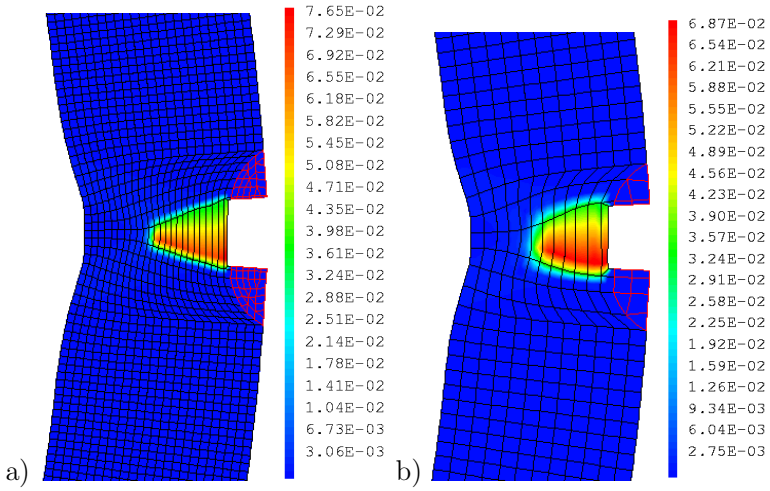


Figure 227 : Isovaleurs de porosité – EDC – Blister 100 µm
Influence de la taille de maille : a) 20 µm ($\Delta D/D_0$ = 3,3 %) b) 40 µm ($\Delta D/D_0$ = 2,8 %)

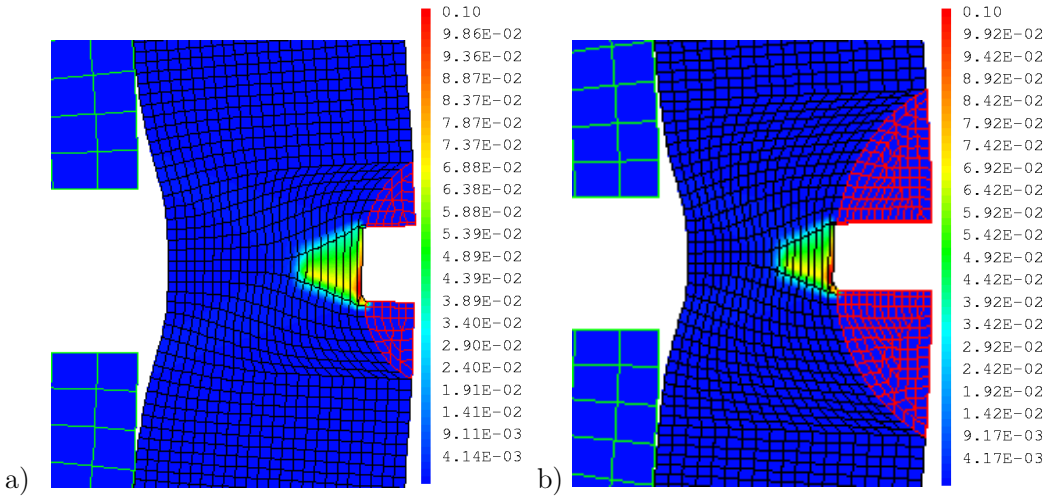


Figure 228 : Isovaleurs de porosité – HT (taille de maille : 20 µm)
Influence de la profondeur de blister : a) Blister 100 µm b) Blister 200 µm

L'emploi des déformations planes généralisées pour simuler les essais HT et EDC en présence d'un blister serait une solution, car la zone en pointe de blister où apparait la localisation plastique pourrait alors se retrouver dans un état de déformation plane, et la source d'endommagement liée au paramètre de Lode pourrait s'y développer.

3.3.4.4. Essais biaxés avec blister

Pour les mêmes difficultés liées au pilotage des simulations des essais biaxés de pression interne couplée à la traction axiale, nous n'avons pas été capables de simuler la rupture des gaines contenant un blister soumises à des essais biaxés. Ces simulations ont tout de même été effectuées sans endommagement, ce qui nous a permis d'observer l'apparition des bandes de cisaillement orientées à 45° en pointe de blister (Figure 229).

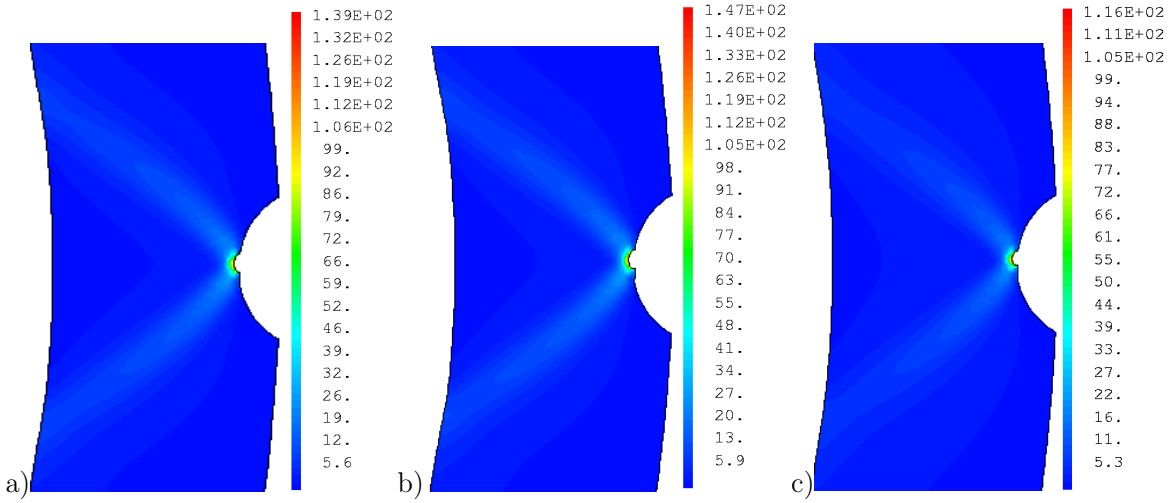


Figure 229 : Isovaleurs de déformation plastique équivalente
Essais biaxés – Blister 100 µm (Taille de maille 20 µm)
a) $\alpha = 0{,}5$ b) $\alpha = 0{,}7$ c) $\alpha = 1{,}0$
($\Delta D/D_0 = 1{,}3$ %)

3.3.4.5. Bilan de la simulation de la rupture du gainage avec blister

Nous constatons que le paramètre de Lode n'influence pas la simulation de la rupture lors des essais HT et EDC sur gaines avec (et sans) blister, du fait que ces essais sont simulés en contraintes planes.

En revanche, les simulations en déformations planes et en déformations planes généralisées des essais sur gaines avec (et sans) blister montrent d'une part que le paramètre de Lode intervient, et d'autre part que la déformation plastique et l'endommagement se développent dans une bande orientée à environ 45° dans l'épaisseur de la gaine.

Les sections 3.3.5 et 3.3.6 visent alors à caractériser l'état de contraintes dans l'épaisseur de la gaine avec et sans blister, grâce à l'évaluation de la triaxialité des contraintes et du paramètre de Lode.

3.3.5. Evaluation de la triaxialité des contraintes dans les simulations

3.3.5.1. Triaxialité des contraintes dans les simulations des gaines sans blister

La triaxialité des contraintes a été évaluée pour l'ensemble des simulations des essais mécaniques sur des gaines ne contenant pas de blister (Tableau 22), calculée comme le rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente au sens de von Mises :

$$Triaxialité = \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}$$

$$avec\ \sigma_H = \frac{1}{3}\,Tr(\sigma)\ et\ \sigma_{eq} = \left[\frac{3}{2}\,Tr(\sigma'^2)\right]^{1/2}, et\ \sigma' = \sigma - \frac{1}{3}\,Tr(\sigma).\mathrm{I}$$

Essai mécanique	Triaxialité des contraintes
HT	0,33
EDC	0,27 – 0,33 (paroi interne – paroi externe)
Essai biaxé $\alpha = 0$	0,28 – 0,33 (paroi interne – paroi externe)
PST	≈ 0,60
HB-EDC	0,50 – 0,60 (paroi interne – paroi externe)
Essai biaxé $\alpha = 0{,}5$	0,48 – 0,58 (paroi interne – paroi externe)
Essai biaxé $\alpha = 0{,}7$	0,53 – 0,63 (paroi interne – paroi externe)
Essai biaxé $\alpha = 1{,}0$	0,57 – 0,66 (paroi interne – paroi externe)

Tableau 22 : Triaxialité des contraintes en fonction de l'essai mécanique pour une gaine sans blister, évaluée à partir des isovaleurs de triaxialités obtenues dans les simulations

On constate que la triaxialité des contraintes est équivalente pour les essais HT, EDC et biaxés $\alpha = 0$ d'une part, et pour les essais PST, HB-EDC et biaxés $\alpha = 0{,}5$ d'autre part. Il est également important de noter qu'en augmentant la biaxialité des contraintes de 0,5 à 1 dans les essais de pression interne couplée à la traction axiale, la triaxialité dans la gaine n'augmente que très légèrement.

La triaxialité moyenne relevée dans les simulations des essais HT et EDC est inférieure à celle des essais HB-EDC et des essais biaxés $\alpha = 0{,}5$; 0,7 et 1, ce qui confirme un possible effet de la biaxialité des contraintes sur la déformation diamétrale à rupture des gaines sans blister, observé expérimentalement.

3.3.5.2. Triaxialité des contraintes dans les simulations des gaines avec blister

La triaxialité locale a également été étudiée dans les simulations des gaines contenant un blister et soumises aux différents essais mécaniques. Les isovaleurs de triaxialité des contraintes ont été relevées au pas de temps correspondant à une même déformation diamétrale (1,3%), et sont présentées sur la Figure 231.

D'une part, on remarque que la triaxialité locale des contraintes est plus élevée en pointe de fissure que dans le reste de la gaine. D'autre part, nous obtenons les mêmes valeurs de triaxialité des contraintes en pointe de fissure pour l'ensemble des essais présentés dans la Figure 231, excepté pour la simulation de l'essai EDC, alors que les biaxialités des contraintes macroscopiques et les vitesses de déformation diamétrale sont différentes.

La différence de triaxialité des contraintes, observée entre l'essai EDC et l'essai biaxé $\alpha = 0$, peut être lié aux différences d'hypothèses choisies pour les simulations, puisque l'essai EDC a été simulé en contraintes planes et que l'essai biaxé $\alpha = 0$ a été simulé en déformations planes généralisées.

La triaxialité des contraintes maximale relevée en pointe de fissure est de l'ordre de 1,3. Cette valeur correspond à la triaxialité des contraintes que l'on peut obtenir dans le cas d'une éprouvette axisymétrique entaillée, mais reste bien inférieure à la triaxialité que l'on peut relever dans le cas d'une éprouvette épaisse de type Compact Tensile, d'après la Figure 230.

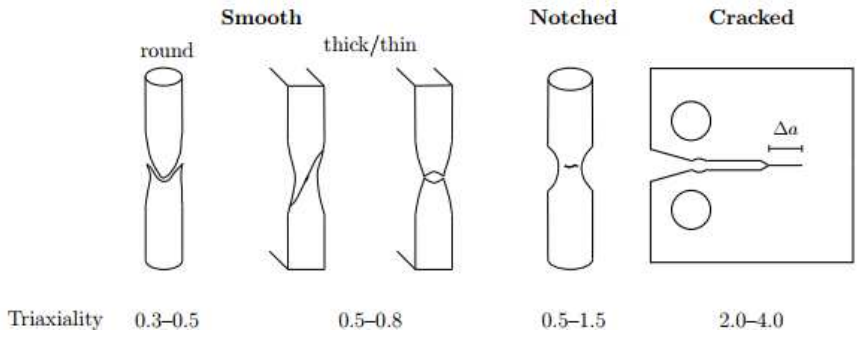


Figure 230 : Triaxialité des contraintes estimées dans différents essais mécaniques (Benzerga and Leblond 2010)

L'indépendance de la triaxialité des contraintes locales en pointe de blister vis-à-vis de la biaxialité macroscopique des contraintes est en accord avec les observations expérimentales qui tendent à montrer qu'en présence de blister, la biaxialité des contraintes de l'essai mécanique ne modifie pas la déformation diamétrale à rupture de la gaine.

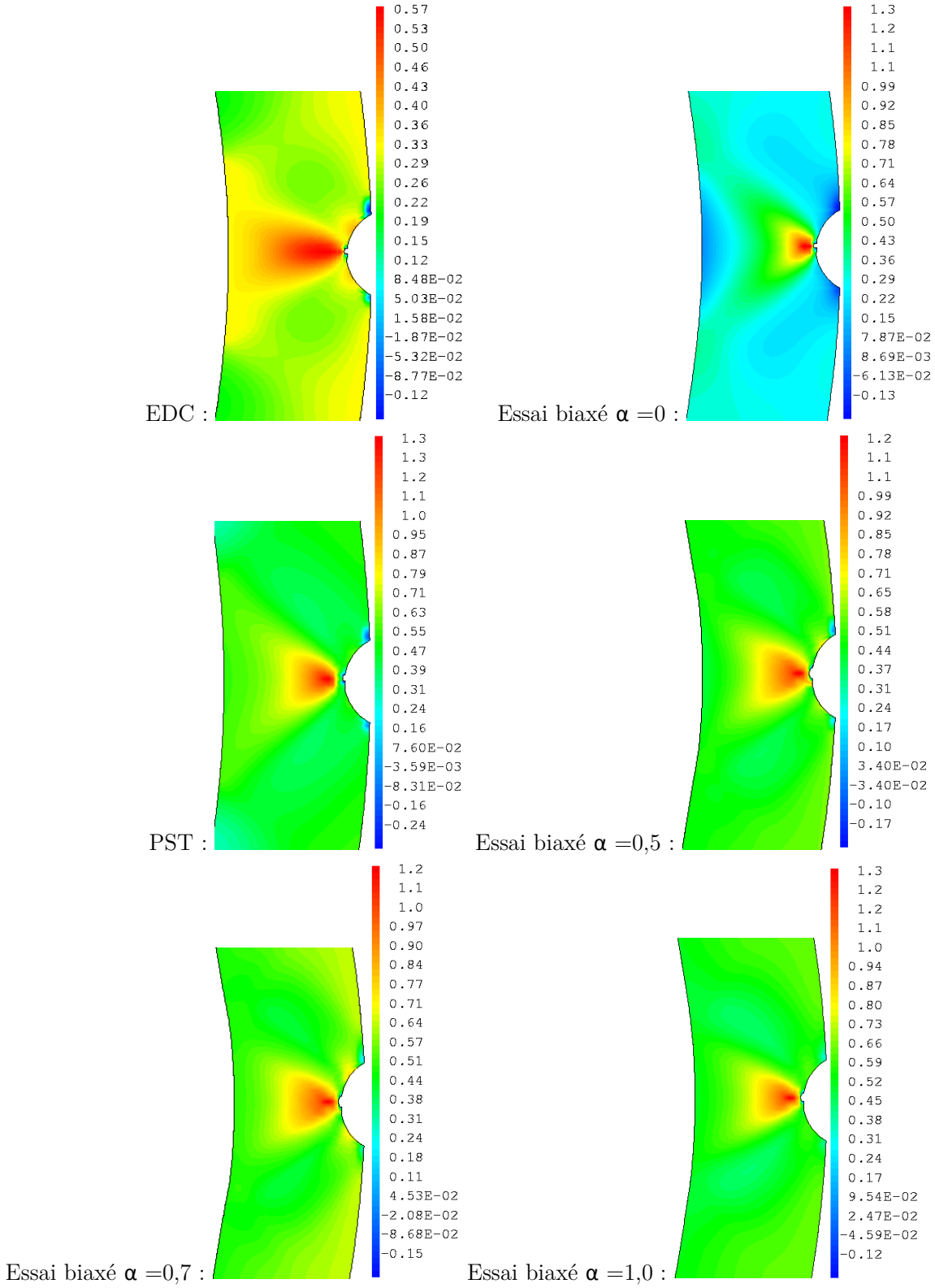


Figure 231 : Triaxialité des contraintes pour des gaines contenant un blister de 100 µm lors d'essais mécaniques ($\Delta D/D_0$ = 1,3 %)

3.3.6. Evaluation du paramètre de Lode dans les simulations

3.3.6.1. Paramètre de Lode dans les simulations des gaines sans blister

Le paramètre de Lode a été évalué pour l'ensemble des simulations des essais mécaniques sur des gaines ne contenant pas de blister (Tableau 23), à partir des valeurs de déformation viscoplastique radiale, circonférentielle, axiale grâce à la relation suivante :

$$\mu_p = \frac{p_2}{p_1 - p_3} \; avec \; p_1 \geq \; p_2 \geq p_3$$

Essai mécanique	Paramètre de Lode
HT	≈ -0,45 / -0,25 (min / max)
EDC	-0,38 / -0,32 (paroi interne / paroi externe)
Essai biaxé α = 0	-0,38 / -0,31 (paroi interne / paroi externe)
PST	≈ -0,13 / 0,005 (min / max)
HB-EDC	-0,01 / -0,03 (paroi interne / paroi externe)
Essai biaxé α = 0,5	-0,02 / -0,03 (paroi interne / paroi externe)
Essai biaxé α = 0,7	0,09 / 0,11 (paroi interne / paroi externe)
Essai biaxé α = 1,0	0,27 / 0,32 (paroi interne / paroi externe)

Tableau 23 : Paramètre de Lode en fonction de l'essai mécanique pour une gaine sans blister

Nous pouvons vérifier que le paramètre de Lode est proche de 0 dans les essais effectués en déformations planes (essais PST, HB-EDC et biaxé α = 0,5), ce qui favorise ainsi le développement de la source d'endommagement définie dans la section 3.3.3.3.

En revanche, les simulations des essais dont la biaxialité des contraintes est presque nulle (essais HT, EDC, biaxé α = 0) ou très élevée (essai biaxé α = 1,0) ne permettent pas de développer la source d'endommagement liée au paramètre de Lode, puisqu'on se situe en dehors de la gaussienne définie précédemment pour décrire l'intensité de la croissance de cavités en fonction du paramètre de Lode (Figure 203 et Figure 215).

3.3.6.2. Paramètre de Lode dans les simulations des gaines avec blister

Le paramètre de Lode a également été évalué dans les simulations des gaines contenant un blister lors des différents essais mécaniques. Les isovaleurs du paramètre de Lode ont été relevées au pas de temps correspondant à une même déformation diamétrale (Figure 232).

En présence d'un blister de 100 µm, et en dehors de la simulation de l'essai EDC, on constate systématiquement la formation d'une bande de cisaillement orientée à 45° dans l'épaisseur, c'est-à-dire une zone où la valeur du paramètre de Lode est proche de zéro et où l'endommagement lié au paramètre de Lode peut alors se développer de manière importante.

Ce résultat est notamment valable pour les essais où, en l'absence de blister, la biaxialité macroscopique des contraintes n'aurait pas permis à cette porosité de se développer. En effet, le paramètre de Lode moyen étant respectivement de -0,34 et -0,30 pour les gaines sans blister soumises à des essais biaxés $\alpha = 0$ et $\alpha = 1{,}0$ (Tableau 23), la source de porosité liée au paramètre de Lode n'est pas censée se développer dans ces essais (d'après Figure 203 et Figure 215). Cependant, il apparait dans ces dernières simulations que la présence d'un blister dans la gaine suffit à obtenir la formation d'une bande de cisaillement où le paramètre de Lode est favorable au développement de cette dernière source de porosité.

La simulation de la gaine soumise à un essai EDC ne permet pas de former cette bande de cisaillement orientée à 45°, cela est dû à l'hypothèse de contraintes planes choisie pour ce type de simulation.

Ces résultats sont complémentaires du constat effectué lors de l'évaluation de la triaxialité des contraintes en pointe de blister (section 3.3.5). Cela est à nouveau en accord avec les observations expérimentales qui montraient qu'en présence de blister, la biaxialité des contraintes de l'essai mécanique ne jouait pas sur la déformation diamétrale à rupture de la gaine. La présence d'un blister dans la gaine modifie d'une part la triaxialité des contraintes dans l'épaisseur mais également la distribution des paramètres de Lode.

La rupture à 350°C d'une gaine de Zircaloy-4 contenant un blister a donc lieu par propagation de fissure selon un plan orienté à 45° dans l'épaisseur, puisqu'une bande de cisaillement se forme en pointe de blister favorisant ainsi l'endommagement lié au paramètre de Lode, et cela quelle que soit la biaxialité des contraintes de l'essai mécanique.

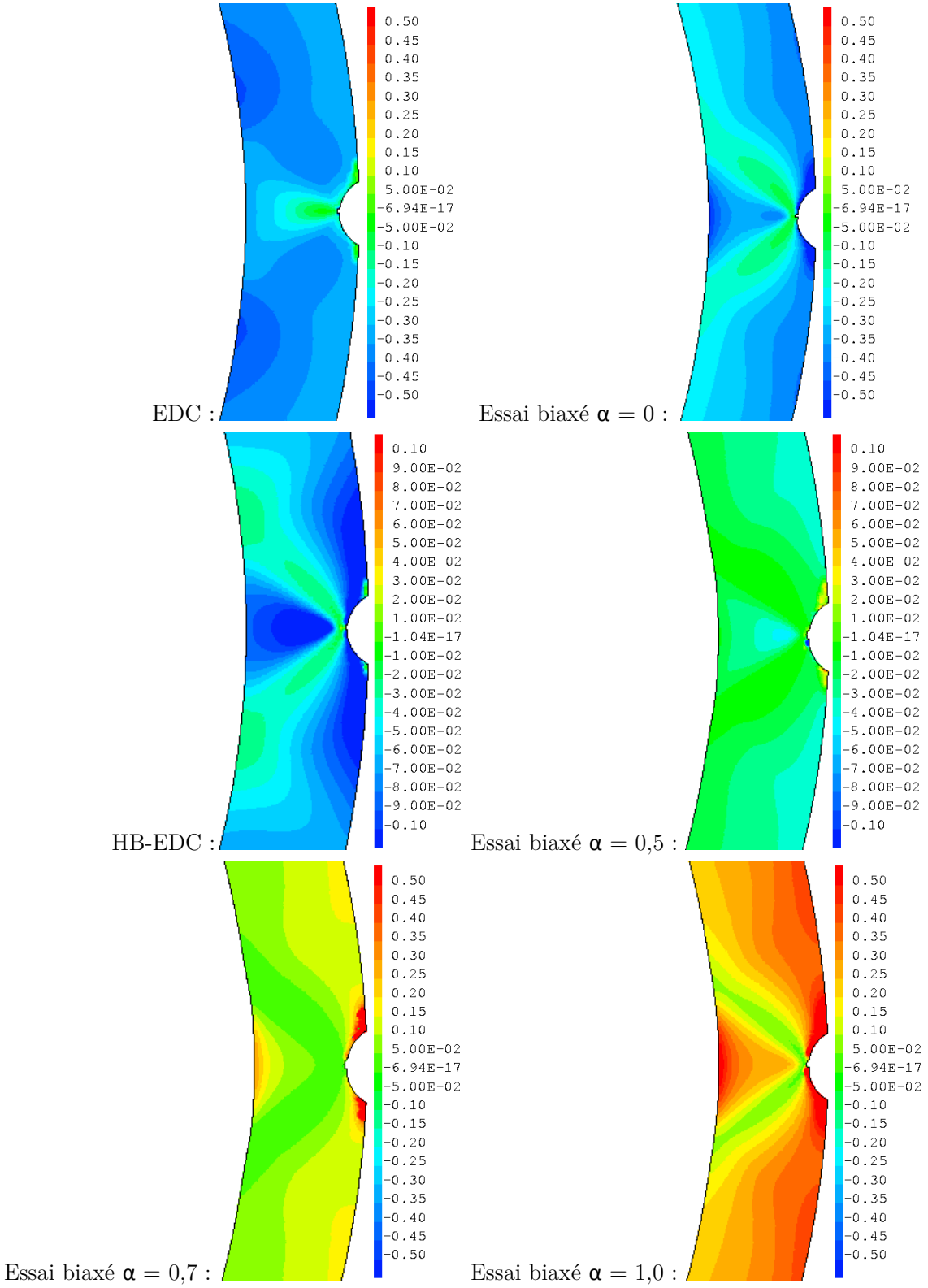


Figure 232 : Paramètre de Lode pour des gaines contenant un blister de 100 µm lors d'essais mécaniques ($\Delta D/D_0$ = 1,3 %)

3.3.7. Discussions

3.3.7.1. Influence de la profondeur de blister sur la déformation diamétrale à rupture et comparaison avec l'expérience

La Figure 233 présente la comparaison des déformations diamétrales issues des essais EDC, HB-EDC et biaxés sur des gaines avec un blister, des essais de pression interne sur des gaines avec un rim d'hydrures (Nagase and Fuketa 2005), et des simulations numériques des essais HB-EDC sur des gaines 2D avec blister.

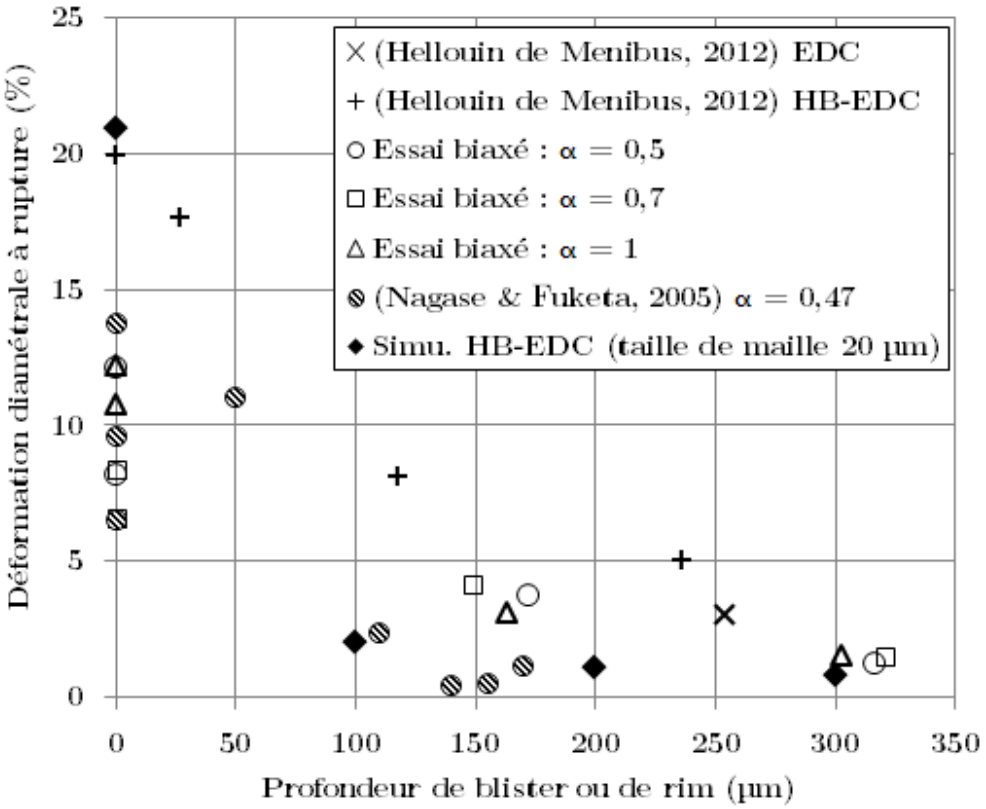


Figure 233 : Déformation diamétrale en fonction de la profondeur de blister ou de rim (µm) Comparaison expérimentale et numérique

La dépendance de la déformation diamétrale à rupture des gaines en fonction de la profondeur du blister a été retrouvée dans les simulations numériques des essais HB-EDC et PST. Cependant, ces valeurs de déformations diamétrales à rupture sont sous-estimées par rapport aux valeurs expérimentales obtenues sur des gaines contenant un blister hémisphérique, ce qui est cohérent avec le fait que le maillage 2D revient à simuler un blister linéaire parallèle à l'axe du tube.

Ces déformations diamétrales à rupture sont d'ailleurs comparables à celles obtenues par (Nagase and Fuketa 2005) lors d'essais de pression interne à 350°C sur des gaines de Zircaloy-4 contenant des rims d'hydrures de 110 à 170 µm d'épaisseur (section 1.5.1 Figure 60), l'effet d'un rim s'approchant de celui d'un blister linéaire.

3.3.7.2. Influence de la taille de maille sur la rupture

En l'absence de blister, nous avons vu que la déformation diamétrale à rupture dépendait peu de la taille de maille dans les simulations des essais HB-EDC puisque l'endommagement se développe de façon simultanée dans toute une bande de cisaillement et que la rupture a lieu par localisation de la déformation plastique dans cette bande, contrairement aux simulations des essais PST où la rupture a lieu par propagation de fissure de maille en maille dans l'épaisseur, amorcée à partir d'une indentation par le mandrin dans la gaine. Une taille de maille de 20-40 µm est toutefois préconisée pour obtenir le profil de rupture observé expérimentalement.
En présence d'un blister, une taille de maille de 20 µm fut également nécessaire pour simuler le mécanisme de propagation de fissure en pointe de blister et obtenir le profil de rupture orienté à 45° dans l'épaisseur. Bien que nous ne l'ayons pas complètement mise en évidence, nous pouvons supposer qu'il existe également une certaine dépendance de la déformation diamétrale à rupture vis-à-vis de la taille de maille utilisée, la rupture ayant lieu par propagation de fissure, et l'énergie nécessaire pour rompre une maille étant d'autant plus importante que la taille de maille est élevée.

Une façon de s'affranchir de cette dépendance à la taille de maille est d'utiliser des modèles d'endommagement de type non-local, comme préconisé par (Giry et al. 2011) et (Seidenfuss et al. 2011). Cela peut éventuellement permettre d'éviter que la fissure se propage dans son plan selon quelques mailles avant de bifurquer à 45°, comme on a pu le voir dans certaines simulations numériques. Ce phénomène, de type transition « flat to slant », a parfois été observé expérimentalement dans la littérature sur des gaines de Zircaloy-4 contenant des défauts, selon la température, la profondeur du défaut d'hydruration et les conditions d'hydruration du ligament de matrice sous-jacent (voir section 1.4.4). Cependant, il ne correspond pas aux profils de rupture que nous avons obtenus sur les gaines contenant un blister rompues à 350°C (voir paragraphe 3.1.3.3). Ce phénomène peut également être lié à l'aspect 2D qui revient à simuler un blister linéaire.

Un modèle de rupture ductile phénoménologique a été développé par (Udagawa 2014) pour prédire l'endommagement et la rupture de gaines comportant des pré-fissures (voir section 1.5.4.1, Figure 92). L'auteur a choisi une taille de maille de 10 µm, et précise que cette taille est une borne inférieure permettant de conserver un temps de calcul acceptable. Une méthode de régularisation de l'endommagement ductile est obtenue en utilisant des déplacements U (au lieu des déformations E) à l'aide d'un paramètre de taille de maille L (U=E*L). L'endommagement est

alors fonction d'un « déplacement plastique » à rupture, qu'il relie à une déformation plastique à rupture grâce à la taille de maille. Le dommage va alors se développer dans les bandes de cisaillement où la déformation plastique sera importante. Le modèle semble finalement assez robuste puisqu'il permet de reproduire de façon relativement simple les modes de rupture expérimentaux, mais il ne prend pas explicitement en compte l'influence de la triaxialité des contraintes et du paramètre de Lode sur la germination et la croissance de porosités.

3.3.7.3. Source d'endommagement liée au paramètre de Lode

Nous avons vu que cette source d'endommagement est indispensable pour compléter la description de la rupture du matériau lors des essais mécaniques effectués en déformations planes. Elle ne se développe pas dans les simulations des essais HT et EDC, puisqu'elles sont effectuées en 2D contraintes planes. Il serait toutefois plus judicieux d'effectuer ces simulations HT et EDC en déformations planes généralisées, afin de permettre le développement de l'endommagement lié au cisaillement en présence d'un blister.

Les paramètres du taux de germination de cette porosité ont été ajustés à partir de la valeur de la déformation diamétrale à rupture expérimentale d'une gaine de Zircaloy-4 soumise à un essai HB-EDC à 350°C, mais ne sont pas considérés comme fixés de manière définitive. En effet, il serait intéressant de pouvoir déterminer de façon plus précise la valeur du coefficient $\mu_{\dot{p}0}$. Pour cela, il serait nécessaire d'effectuer des essais mécaniques correspondant à différentes valeurs moyennes du paramètre de Lode, et d'ajuster le coefficient $\mu_{\dot{p}0}$ en fonction des déformations diamétrales à rupture expérimentales. Nous n'avons pas pu effectuer cette démarche d'identification à partir des données expérimentales, car :
- d'une part, nous n'avons pas réussi à simuler la rupture des gaines soumises à des essais biaxés, en raison de difficultés de convergence liées à la régulation du chargement mécanique par PID ;
- d'autre part, nous n'avons pas de mesure précise des déformations diamétrales à rupture expérimentales pour ces essais biaxés, pour les raisons explicitées dans la section 3.2.2.5 : la déformation diamétrale n'est pas axisymétrique en raison du chargement en pression interne et de l'apparition d'une localisation de la déformation plastique, et la déformation diamétrale à rupture mesurée par l'extensomètre dépend de la position où se trouve l'extensomètre.

On peut également envisager d'effectuer des essais à différents taux de biaxialité des contraintes correspondant à différentes valeurs de paramètre de Lode, et se baser sur des observations micromécaniques de cupules, à condition de fixer un critère sur la distribution ou la forme des cupules pour détecter l'apparition de cisaillement. Une autre façon plus générale d'ajuster ces coefficients serait d'effectuer des essais de traction/torsion sur tubes (Barsoum and Faleskog 2007).

3.3.8. Conclusions

3.3.8.1. Simulation du comportement des tubes de Zircaloy-4 détendu

Un modèle de comportement viscoplastique anisotrope a été développé pour le Zircaloy-4 détendu hydruré non irradié dans le cadre de la thèse de (Le Saux 2008), à partir des essais mécaniques de la base PROMETRA. Ce modèle a permis de simuler le comportement de l'ensemble des essais mécaniques de type HT, PST, EDC, HB-EDC, essais biaxés de pression interne couplée à la traction, dans le plan 2D radial-circonférentiel de la gaine de Zircaloy-4 détendu hydruré, sous des hypothèses de contraintes planes, déformations planes, et déformations planes généralisées.

Les simulations 2D ne permettent toutefois pas de reproduire correctement la forme de l'écrouissage observé expérimentalement à travers les réponses macroscopiques des courbes contrainte-déformation. Cela est d'une part lié au choix des hypothèses simplificatrices du calcul 2D puisqu'on ne représente pas correctement les effets de structure selon l'axe de la gaine, et cela est d'autre part lié au fait que le critère quadratique de Hill ne permet pas de représenter toutes les caractéristiques de l'anisotropie plastique, puisqu'il ne prend pas en compte la nature cinématique de l'écrouissage des alliages de zirconium (Delobelle et al. 1996).

3.3.8.2. Simulation de l'endommagement et de la rupture des tubes de Zircaloy-4 détendu

Un modèle d'endommagement a été développé par (Le Saux 2008) pour décrire la rupture ductile du Zircaloy-4 hydruré. Ce modèle est basé sur un formalisme de type Gurson-Tvergaard-Needleman étendu à la plasticité anisotrope et à la viscoplasticité, et permet de représenter la germination, la croissance et la coalescence des cavités de façon couplée à la plasticité. Le modèle intègre deux sources d'endommagement liées à la rupture des hydrures et à la décohésion de l'interface entre les phases de Lave et la matrice de Zircaloy-4. Les paramètres du modèle de (Le Saux et al. 2008) avaient initialement été identifiés sur les essais HT, mais il a été montré que ce modèle tel quel ne permettait pas de retrouver les résultats des essais PST et HB-EDC, l'effet de la triaxialité des contraintes sur le terme de croissance de cavités n'étant pas suffisant dans le cas des déformations planes.

Une nouvelle source de germination de porosités a donc été intégrée dans le modèle d'endommagement, sur les recommandations de (Le Saux et al. 2015) et sur la base des travaux de (Nahshon and Hutchinson 2008) et de (Morgeneyer and Besson 2011). En effet, lorsque l'état de

contraintes du matériau est dominé par le cisaillement, les cavités cisaillées ne font que très peu augmenter la porosité effective du matériau, alors que la déformation de ces cavités provoque un adoucissement du matériau. Cette troisième source d'endommagement est liée au paramètre de Lode, indicateur de l'état de contrainte permettant de repérer le cisaillement.

Dans le cas des simulations de l'endommagement et de la rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu soumises à des essais HB-EDC, PST et biaxés, nous avons démontré que cette troisième source d'endommagement était nécessaire pour :
- d'une part obtenir des profils de rupture orientés à 45° dans l'épaisseur, comme ceux observés expérimentalement ;
- d'autre part ajuster les valeurs de déformations diamétrales à rupture obtenues numériquement sur celles obtenues expérimentalement, puisque le modèle d'endommagement initial surestime la ductilité du matériau.

Nous avons également simulé l'endommagement et la rupture de gaines de Zircaloy-4 contenant un blister d'hydrures. Dans le cas des simulations des essais HB-EDC et PST, nous obtenons les profils de rupture observés expérimentalement, c'est-à-dire la propagation d'une fissure à 45° dans l'épaisseur, malgré la propagation systématique initiale de la fissure dans son plan selon au moins quelques mailles avant de bifurquer à 45°. L'introduction de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode s'est avérée nécessaire pour obtenir ce type de profil de rupture. En revanche, les simulations des essais HT et EDC en 2D contraintes planes n'ont pas permis d'obtenir le mode de rupture expérimental. Il serait intéressant d'effectuer les simulations de ces deux essais en déformations planes généralisées.

Cette source d'endommagement liée au paramètre de Lode permet d'améliorer la description physique des phénomènes mis en jeu lors de l'endommagement des tubes de Zircaloy-4, et est indispensable pour simuler la rupture du gainage pour l'ensemble des essais de la base expérimentale (essais HT, EDC, PST, HB-EDC, et biaxés), avec ou sans blister d'hydrures.

3.3.8.3. Evaluation de la triaxialité des contraintes

La triaxialité des contraintes a été évaluée lors des simulations des essais mécaniques.

En l'absence de blister, la triaxialité moyenne relevée dans les essais HT et EDC vaut environ 0,33. Elle est donc inférieure à celle des essais HB-EDC (environ 0,6) et des essais biaxés $\alpha = 0{,}5$; 0,7 et 1 (variant entre 0,4 et 0,66). Cependant, la différence de triaxialité des contraintes n'est pas suffisante pour pouvoir simuler à la fois la rupture des gaines dans les essais HT et dans les essais PST et HB-EDC. Sans la prise en compte de la source d'endommagement liée au paramètre de

Lode, la déformation à rupture des gaines lors des simulations des essais PST et HB-EDC est en effet surestimée dans les calculs, alors qu'elle est correctement évaluée dans les simulations des essais HT. Cela s'explique par le fait que la triaxialité des contraintes reste trop faible dans les essais PST, HB-EDC et biaxés pour que le terme de croissance des cavités ait un effet déterminant sur la rupture des gaines.

Il faut rappeler que la gaine est un produit mince dans lequel la contrainte radiale est quasi-systématiquement négligeable devant les contraintes tangentielle et axiale dans la gaine. Ceci peut expliquer pourquoi la triaxialité des contraintes évaluée dans ces essais reste relativement faible. Elle ne dépasse pas 0,7 dans la gaine, alors qu'elle peut classiquement dépasser 1,5 voire 2 dans les éprouvettes entaillées et dans les éprouvettes de type « Compact Tensile » classiques (voir Figure 230).

En revanche, en présence d'un blister, nous obtenons les mêmes valeurs de triaxialité des contraintes en pointe de fissure dans les simulations des essais HB-EDC et des essais biaxés, alors que les taux de biaxialité des contraintes macroscopiques et les vitesses de déformation diamétrale sont différents. Cela est en accord avec les observations expérimentales qui tendaient à montrer qu'en présence d'un blister de profondeur suffisamment importante, la biaxialité des contraintes de l'essai mécanique et la vitesse de déformation diamétrale ne jouaient pas sur la déformation diamétrale à rupture de la gaine (voir Figure 172 du paragraphe 3.2.2.5).

3.3.8.4. Evaluation du paramètre de Lode

Le paramètre de Lode a également été estimé sur l'ensemble des simulations avec et sans blister.

En l'absence de blister, nous retrouvons bien une valeur moyenne du paramètre de Lode correspondant à la biaxialité des contraintes de l'essai, c'est-à-dire un paramètre de Lode proche de 0 pour les essais en déformations planes, et un paramètre de Lode proche de 0,3-0,4 pour les autres essais. Ainsi, cela confirme un effet possible de la biaxialité des contraintes sur la déformation diamétrale à rupture, en l'absence de blister.

En présence d'un blister, une bande de cisaillement orientée à 45° dans l'épaisseur, correspondant à un paramètre de Lode proche de 0, apparait en pointe de fissure, ce qui favorise ainsi la croissance de cavités liée au paramètre de Lode, et cela quelle que soit la biaxialité des contraintes macroscopique de l'essai mécanique simulé en déformations planes ou en déformations planes généralisées.

3.3.8.5. Effet de la biaxialité des contraintes sur la déformation diamétrale à rupture

L'observation expérimentale stipulant qu'en l'absence de blister, la biaxialité des contraintes influe sur la valeur de déformation diamétrale à rupture, se justifie par ces deux résultats :

- la triaxialité des contraintes augmente avec la biaxialité des contraintes de l'essai ;

- la valeur du paramètre de Lode moyen, et donc la capacité à développer de l'endommagement lié au cisaillement des cavités, dépend de la biaxialité des contraintes de l'essai.

L'observation expérimentale stipulant qu'en présence d'un blister suffisamment profond, la biaxialité des contraintes n'influe pas sur la valeur de déformation diamétrale à rupture, se justifie alors par ces deux résultats :

- la triaxialité des contraintes locales en pointe de fissure est équivalente quelle que soit la biaxialité des contraintes de l'essai ;

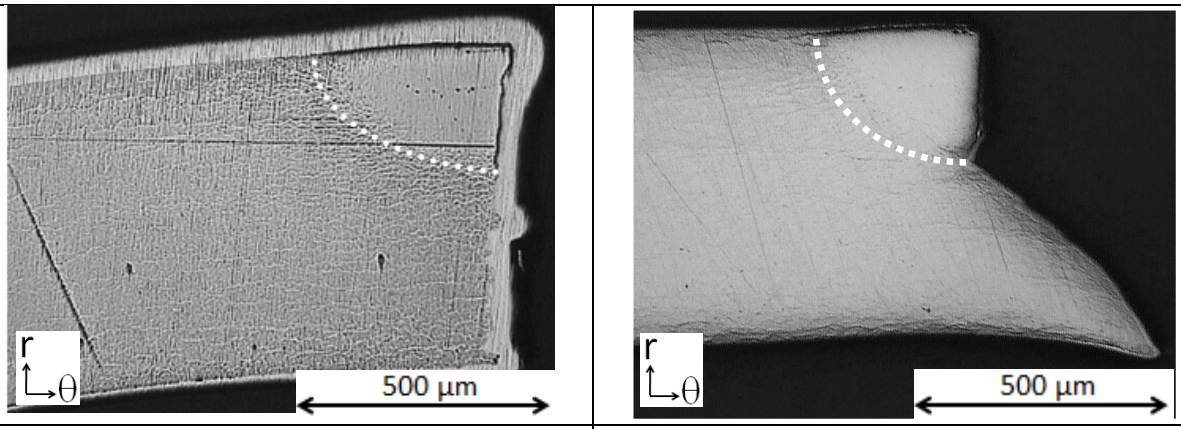
- une bande de cisaillement caractérisée par un paramètre de Lode proche de 0 apparait en pointe de fissure, quelle que soit la biaxialité des contraintes.

4. Conclusions

4.1. Modes de rupture du gainage en présence d'un défaut d'hydruration

Au cours de cette étude, nous nous sommes intéressés à la rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu en présence de défauts d'hydruration, dans des conditions représentatives du RIA. Il a notamment été montré à travers la synthèse bibliographique que les défauts d'hydruration pouvaient mener à la rupture des gaines de Zircaloy-4 fortement irradiées lors des essais intégraux de type RIA. La propagation dans l'épaisseur de fissures amorcées dans les couches externes fragiles denses en hydrures semble être le mécanisme de rupture observé en phase PCMI. De nombreuses études de la littérature ont alors été menées sur la base d'essais paramétriques, et ont permis d'étudier l'effet fragilisant des défauts d'hydruration sur la rupture des gaines, de façon découplée vis-à-vis de la température, de la profondeur de défaut, des niveaux d'irradiation et d'hydruration, du type de chargement, de la biaxialité des contraintes, et de la vitesse de déformation. Une analyse approfondie des modes de rupture du gainage contenant un défaut a alors été effectuée.

En présence d'un défaut d'hydruration de type « blister », deux plages de comportement ont clairement été mis en évidence, grâce aux différentes campagnes d'essais mécaniques et aux analyses des faciès de rupture des éprouvettes rompues : une rupture de type fragile à 25°C et une rupture mixte de type fragile-ductile à 350°C (Figure 234).



a) EDC – 25°C – Blister 250 µm	b) EDC – 350°C – Blister 240 µm

Figure 234 : Profils de rupture d'éprouvettes avec blister rompues à a) 25°C et b) 350°C lors d'un essai mécanique de type « Expansion Due à la Compression », observés en microscopie optique dans le plan radial-circonférentiel

La rupture du défaut d'hydruration est toujours fragile, et la rupture du ligament de Zircaloy-4 sous-jacent dépend principalement de la température et de la profondeur de défaut.

A température ambiante, la rupture du ligament hydruré s'effectue dans le prolongement du plan de rupture du défaut, si le défaut est de profondeur supérieure à 100 µm.

En revanche, la rupture du ligament s'effectue de façon ductile par propagation d'une fissure amorcée dans le blister, selon un plan orienté à environ 45° dans l'épaisseur à de plus hautes températures (supérieures à 280°C), ou à de plus faibles teneurs en hydrogène (inférieures à 300 wppm), ou pour des défauts de plus faible profondeur (inférieure à 100 µm).

Une revue bibliographique portant sur les critères de rupture applicables au RIA a alors permis de définir deux approches permettant de traiter les deux types de rupture observées précédemment.

4.2. Détermination d'un critère de rupture à 25°C

A température ambiante, la rupture élasto-fragile du blister et du ligament de matrice sous-jacent a été traité par une analyse globale en mécanique élasto-plastique de la rupture.

Ainsi, des simulations numériques par éléments finis ont été réalisées avec le code CAST3M, à partir des essais mécaniques effectués sur les gaines contenant des blisters. En considérant une fissure semi-elliptique dans un matériau élasto-plastique isotrope, des calculs d'intégrales-J en pointe de fissure ont permis d'identifier un critère de rupture en ténacité directement sur les tubes de gainage de Zircaloy-4, avec une ténacité moyenne de 13,8 +/- 3,1 MPa.m$^{1/2}$, en accord avec les données sur tôles issues de la littérature.

4.3. Détermination d'un critère de rupture à 350°C

Pour traiter la rupture ductile à 350°C du ligament de Zircaloy-4 situé sous le blister, une analyse locale en endommagement ductile a été effectuée.

L'ensemble des essais mécaniques (HT, EDC, PST, HB-EDC, et biaxés) réalisés à 350°C sur des gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré contenant ou non des blisters, ont été simulés par éléments finis, grâce aux modèles de comportement et d'endommagement ductile développés dans le cadre de la thèse de (Le Saux 2008).

Le modèle d'endommagement ductile couplé à la plasticité, basé sur un formalisme de type Gurson-Tvergaard-Needleman, intègre deux sources d'endommagement liées à la rupture des hydrures et de la décohésion de l'interface entre les phases de Laves et la matrice de Zircaloy-4. Il

a été montré que ce modèle surestimait la ductilité de la gaine lors des simulations des essais PST et HB-EDC, l'effet de la triaxialité des contraintes sur le terme de croissance de cavités n'étant pas suffisant dans le cas des déformations planes, et ne permettait pas d'obtenir le profil de rupture observé expérimentalement.

Une nouvelle source de germination de porosités liée au paramètre de Lode a alors été intégrée dans le modèle d'endommagement, et a permis d'améliorer la description physique des phénomènes mis en jeu lors de l'endommagement des gaines de Zircaloy-4. Un critère de rupture en porosité critique associé au modèle d'endommagement ductile a alors été proposé.

4.4. Effet de la biaxialité des contraintes

Lors d'une précédente campagne expérimentale réalisée à 350°C par (Hellouin de Menibus 2012), il a été mis en évidence que la biaxialité des contraintes n'avait pas d'effet sur le mode de rupture du gainage en présence d'un blister de 100 à 300 µm de profondeur, mais ces observations ont été effectuées sur des essais dont la biaxialité des contraintes était inférieure ou égale à 0,5, ce qui constitue la borne inférieure des conditions représentatives de la phase de PCMI d'un accident de type RIA.

Afin de vérifier si ces observations étaient toujours valables pour des taux de biaxialité des contraintes plus représentatifs du RIA, c'est-à-dire compris entre 0,5 et 1, des essais biaxés de type pression interne couplée à la traction axiale ont été réalisés à 350°C sur des tronçons de Zircaloy-4 détendu hydruré comportant des blisters d'hydrures, à une vitesse de déformation diamétrale de 3.10^{-4} s^{-1}, pour des biaxialités constantes de 0,5 ; 0,7 et 1. Il a été montré que la rupture de la matrice de Zircaloy-4, avec et sans blister, avait lieu de façon ductile, que le blister induisait une diminution de la déformation diamétrale à rupture d'autant plus importante que la profondeur de blister était grande, et que la biaxialité des contraintes n'avait pas d'effet sur les déformations diamétrales à rupture en présence d'un blister.

Afin de statuer sur l'effet de la biaxialité des contraintes sur la rupture des gaines de Zircaloy-4 détendu hydruré contenant ou non des blisters, la triaxialité des contraintes ainsi que le paramètre de Lode ont été évalués dans les simulations des différents essais mécaniques.

En l'absence de blister, la triaxialité des contraintes reste trop faible dans les essais PST, HB-EDC et biaxés pour que le terme de croissance des cavités ait un effet déterminant sur la rupture des gaines, ce qui justifie l'introduction de la source d'endommagement lié au paramètre de Lode.

Nous retrouvons alors une valeur moyenne du paramètre de Lode correspondant à la biaxialité des contraintes de l'essai, c'est-à-dire un paramètre de Lode proche de 0 pour les essais en déformations planes, et un paramètre de Lode proche de 0,3-0,4 pour les autres essais. Cela confirme un effet de la biaxialité des contraintes sur la déformation diamétrale à rupture, observé expérimentalement en l'absence de blister.

En présence d'un blister de profondeur supérieure à 100 µm, nous obtenons les mêmes valeurs de triaxialité des contraintes en pointe de fissure dans les simulations des essais HB-EDC et des essais biaxés, alors que les biaxialités des contraintes macroscopiques et les vitesses de déformation diamétrale sont différentes. Une bande de cisaillement orientée à 45° dans l'épaisseur, correspondant à un paramètre de Lode proche de 0, apparait en pointe de fissure, ce qui favorise ainsi la croissance de cavités liée au paramètre de Lode, et cela quelle que soit la biaxialité des contraintes de l'essai mécanique simulé en déformations planes ou en déformations planes généralisées. Cela est cohérent avec l'observation expérimentale qui indique qu'en présence d'un blister de profondeur suffisamment importante, la biaxialité des contraintes associée à l'essai mécanique ne modifie pas la déformation diamétrale à rupture de la gaine.

5. Perspectives

Afin d'affiner ou d'enrichir le critère de rupture en ténacité moyenne précédemment déterminé à 25°C, plusieurs points sont à envisager :

- l'application de cette même démarche expérimentale et numérique sur matériau irradié ;

- l'enrichissement de la base expérimentale afin de disposer de plus de points de calibration, notamment en variant les profondeurs de blisters de 0 à 150 µm ;

- la détermination plus précise de la profondeur de défaut effective, prenant en compte les hydrures radiaux en périphérie du blister, basée sur un critère de densité des hydrures, d'orientation des hydrures, ou un critère basé sur la dureté du matériau dans le plan (r-θ) ;

- l'amélioration de la procédure G_THETA de détermination des intégrales-J, par des développements numériques permettant de prendre en compte un modèle de comportement orthotrope, ou la description d'un matériau à gradient de propriétés.

Afin de poursuivre d'un point de vue expérimental l'investigation sur l'effet des blisters d'hydrures sur la rupture du gainage de Zircaloy-4 à 350°C, on peut envisager de :

- réaliser des essais mécaniques à des températures comprises entre 25°C et 350°C, afin d'étudier la transition fragile-ductile relative à la rupture du ligament de matrice de Zircaloy-4 située sous le blister ;

- développer la base expérimentale des essais biaxés en variant les profondeurs de blisters, notamment les blisters de moins de 100 µm d'épaisseur, afin d'évaluer la transition relative à l'effet de la biaxialité des contraintes en fonction de la profondeur de blister ;

- effectuer des essais biaxés en vitesse de pressurisation couplée à la traction axiale, afin de tendre vers des vitesses représentatives du RIA (la biaxialité des contraintes et la vitesse de déformation diamétrale ne sont plus fixées mais toutefois mesurées au cours de l'essai) et d'étudier l'effet de la vitesse de déformation sur la rupture des gaines contenant un blister ;

- développer des essais mécaniques de type compression de média couplée à la traction axiale, comme les essais décrits par (Shinozaki 2014), afin d'appliquer sur la gaine un chargement en déplacement imposé, représentatif de la phase de PCMI d'un accident RIA.

D'un point de vue numérique, les axes d'améliorations possibles des simulations de comportement, d'endommagement et de rupture ductile portent sur :

- la modification du modèle de (Le Saux 2008) dans la simulation du comportement du gainage de Zircaloy-4 dans la direction circonférentielle, par ré-identification de certains paramètres de l'écrouissage isotrope, ou par l'ajout d'un écrouissage cinématique, notamment à partir d'une base d'essais biaxés réalisés sur des gaines sans blister à différentes biaxialités des contraintes ;

- la simulation des essais HT et EDC sous des hypothèses de déformations planes généralisées afin de prendre en compte la déformation de la gaine selon la direction axiale, et d'obtenir le profil de rupture observé expérimentalement ;

- la simulation de l'endommagement et de la rupture des gaines comportant un blister de moins de 100 µm d'épaisseur ;

- l'amélioration de la procédure de pilotage des calculs d'endommagement et de rupture des essais biaxés, qui ne permet pas aujourd'hui de mener la simulation jusqu'à la rupture de l'éprouvette ;

- la régularisation du modèle vis-à-vis du maillage afin de s'affranchir des effets de la taille de maille sur l'endommagement ;

- l'identification plus fine des coefficients de la source d'endommagement liée au paramètre de Lode en s'appuyant sur une base expérimentale conséquente, notamment avec des essais de traction et torsion sur tubes, voire la ré-identification de l'ensemble des coefficients du modèle d'endommagement avec couplage entre les différentes sources de porosité ;

- l'évolution vers des calculs 3D de gaines avec fissure hémisphérique afin de prendre en compte la dimension du blister selon la direction axiale du gainage, et d'effectuer des comparaisons des résultats entre rims et blisters ;

- l'incorporation d'une anisotropie d'endommagement ;

- l'incorporation de ce modèle d'endommagement dans le code de calcul thermomécanique ALCYONE, afin de simuler le comportement et la rupture de la gaine contenant un blister lors d'un essai intégral RIA (Sercombe et al. 2016).

6. Annexe : Expériences de micro-diffraction des rayons X

6.1. Objectifs

Des expériences préliminaires de micro-diffraction des rayons X ont été effectuées sur la ligne MARS du Synchrotron SOLEIL en Juillet 2013. En raison d'une panne de détecteur, les expériences n'ont pu aboutir.

L'objectif de ces expériences de diffraction par rayons X est de mesurer les champs de contraintes résiduelles au niveau d'un blister d'hydrures dans une matrice de Zircaloy-4, et ce dans les 3 plans (r θ), (θ z) et (rz). Ces informations permettront de déterminer l'état de contrainte autour du blister qui joue un rôle sur la diffusion de l'hydrogène et donc sur la formation du blister.

Suite à cette démonstration de faisabilité, une proposition d'expérience a été déposée sur la ligne DIFFABS du Synchrotron SOLEIL. Les essais ont eu lieu en Mai 2015, et plusieurs blisters ont pu être analysés par micro-diffraction des rayons X, générant ainsi une grande quantité de données expérimentales, qui reste à ce jour à dépouiller.

6.2. Déclaration du projet accepté

1/ Background:

The present study is focused on the zirconium alloy called Zircaloy-4 (Zy-4) that is currently used in French pressurized water reactors as fuel rods cladding. These rods are oxidized during operation by the coolant water at 350°C which leads to the growth of an oxide layer (zirconia) at the water-metal interface, and hydrogen ingress into the cladding. The zirconia may then be locally spalled off due to its poor adherence with the cladding metal. The strong thermal gradient induced in the cladding triggers hydrogen diffusion (hydrogen migrates towards lower temperatures). As a consequence, the hydrogen concentration increases progressively under the area where the oxide was spalled off. When the solubility limit of hydrogen in Zy-4 is reached, hydrogen atoms precipitate as zirconium hydrides. The highly hydrided areas under locations where the oxide was spalled off are called hydride blisters. Studies performed in research reactors have demonstrated that these hydride blisters drastically reduce the cladding mechanical resistance [1].

The impact of blisters on the cladding mechanical resistance is still not fully understood and is the object of this study. In a previous Ph. D. dissertation [2] various hydride blisters characterizations such as blister geometry, hydrogen content and hydride crystallographic phases present were studied on unirradiated Zircaloy-4. Additional characterizations are needed, such as the residual stresses measurement under the blister as it is known that stress gradients affect the hydrogen diffusion (Kammenzind et al. 1996) and hydride orientation [4]. The stress state in blisters and in the matrix beneath is complex as it results from the differences of specific volume and of thermal expansion coefficient between delta-hydride (main phase in blister) and zirconium [5, 6] and from the cladding crystallographic texture and orientation relationship between zirconium and delta-hydrides.

Previous studies on hydride blisters in unirradiated Zr-2.5%Nb pressure tubes were performed using synchrotron XRD on the ID15 beamline at the ESRF [7], by measuring the changes in lattice spacing along different directions of a specimen. That study demonstrated the feasibility of measuring residual stresses by synchrotron XRD in hydride blisters, but some points remained unclear such as the absence of change from tension to compression at the blister-zirconium interface, as predicted by theoretical models [8]. In addition, the crystallographic texture of Zr-2.5%Nb pressure tubes is very different from that of Zircaloy-4 cladding tubes which likely leads to different residual stress levels.

This proposal is a resubmission of proposals 20130128, 20130806 and 20140420. The first proposal was declined because of the reviewers concern that the micro-beam used (15 µm x 15 µm) would not be adapted to grain sizes of our material, however the grain size of our material is respectively about 2.5 µm and 3.7 µm, in the radial and circumferential directions, which are the directions of most interest [2]. Moreover, the small diffraction angle corresponds to a beam footprint of 15 x 70 µm, which allows more grains to diffract. Some preliminary µ-XRD experiments performed at the MARS beamline in July 2013 allowed us to validate the feasibility of using such a small sized beam for our material. We observed expected differences in peak shift, peak broadening, integrated intensity throughout the hydride blister and zirconium matrix. Figure 1 illustrates that the diffraction rings are well defined and can be integrated to obtain diffracted intensities and measure shifts in d-spacing, as shown in Figure 2 after full integration of the rings and fitting with PeakFit software. The second proposal was declined because texture effect was not discussed. Zircaloy-4 is clearly textured (diffraction rings in Figure 2), but this texture is very well known, the <c> axis of Zr grains hexagonal structure are normal to the rolling direction and mainly tilted by ±30° to the radial direction [9]. In addition, crystallographic texture of hydrided Zircaloy-4 was already studied in [10] by XRD, by integrating over a certain angular section width. The third proposal was declined due to the competition on the DIFFABS beamline.

2/ Objective:

The objective is to evaluate the magnitude of the stress gradient in the hydride blisters and the Zirconium alloy around the blister, and to determine precisely the evolution of the hydride crystallographic phases inside the blister. The knowledge of such stress gradients is crucial to estimate precisely the hydrogen diffusion kinetics, which is sensitive to not only chemical potential but also coupled effects such as stress and thermal gradients. We expect to obtain such results by scanning small sections of Zircaloy-4 containing hydride blisters grown under controlled conditions in the laboratory and carefully analyzing the diffraction peak positions shifts. The experiments will be complemented by numerical simulations dedicated to estimate the residual stress levels, by taking into account the differences of density and thermal conductivity between zirconium and hydrides.

3/ Experimental method:

For the study of zirconium hydrides with XRD, the synchrotron radiation is necessary because the main hydride peak (delta(111)) is highly convoluted with a neighboring zirconium peak (alpha-Zr(100)). In addition, a high angular resolution like 0.01° and low background are necessary to study several hydride peaks for an accurate residual stress determination. A reflection XRD geometry using a 2D detector is proposed for these experiments. The experiments should be conducted using a monochromatic beam of 17.8 keV and a local probe, in order to have the highest intensity and angular range without reaching the alpha-Zr absorption peak of 18 keV. The required spot size is about 15 µm × 15 µm, which corresponds to a footprint of 15 X 70 µm due to the reflection geometry. The detector used will be the MAR CCD SX165.

4/ Describe the results expected:

The expected result is a full 2D map of the residual stresses and the crystallographic phases present in the blister area. By determining the alpha-Zr and delta-hydrides diffraction peaks, we measure the shifts in d-spacing and line broadening in order to determine the elastic residual stresses and the stress distribution by differentiating the convoluted peaks thanks to the high resolution of the synchrotron radiation. We expect peak shifts of 0.02 ° to 0.1° in 2-theta geometry, the expected strain level is about $3x10^{-3}$ [7], which is measurable with the synchrotron XRD resolution available at the DIFFABS beamline. The order of magnitude of expected stresses is about 300 MPa.

5/ Beam time requested justification:

We would like to obtain a total of 18 shifts to perform this study. Five shifts are necessary to align, configure the microbeam mode and to acquire XRD maps for reference samples. The references are non-hydrided and massively hydrided Zircaloy-4 samples. In addition, 13 shifts are required to map 3 blisters in hydrided zirconium alloys : a Hydride blister in a Zircaloy-4 tube on the tube circumferential-radial plane, Figure 3(a) one on the radial-axial plane, Figure 3(b) and a and one on the circumferential-axial plane, Figure 3(c).

6/ References:

[1] Papin, J. et al., Nuclear Technology, 157(3), pp. 230-250, 2007
[2] Hellouin de Menibus, A. PhD Thesis, Mines ParisTech, 2012
[3] Kammenzind, B.F. et al., Zirc. in the Nuc. Ind.: 11th Int. Symp., ASTM STP 1295, pp. 338-370, 1996
[4] Colas, K.B. et al., Acta Materialia, 58(20), pp. 6575-6583, 2010
[5] Ferguson, I.F., TRG Report 2438(s), United Kingdom Atomic Energy Authority, 1976
[6] IAEA. IAEA, TECDOC-1496, 2006
[7] Santisteban, J.R. et al., Powder Diffraction, 24(2), pp. 572-576, 2009
[8] Wallace, A.C., 9th Int.Conf. on Struct. Meca. in React. Tech., 1987
[9] Murty K.L. and Charit I., Progress in Nuclear Energy, 48 pp325-359, 2006
[10] Santisteban, J.R. et al., Acta Materialia, 58, pp 6609-6618, 2010.

6.3. Figures associées au projet

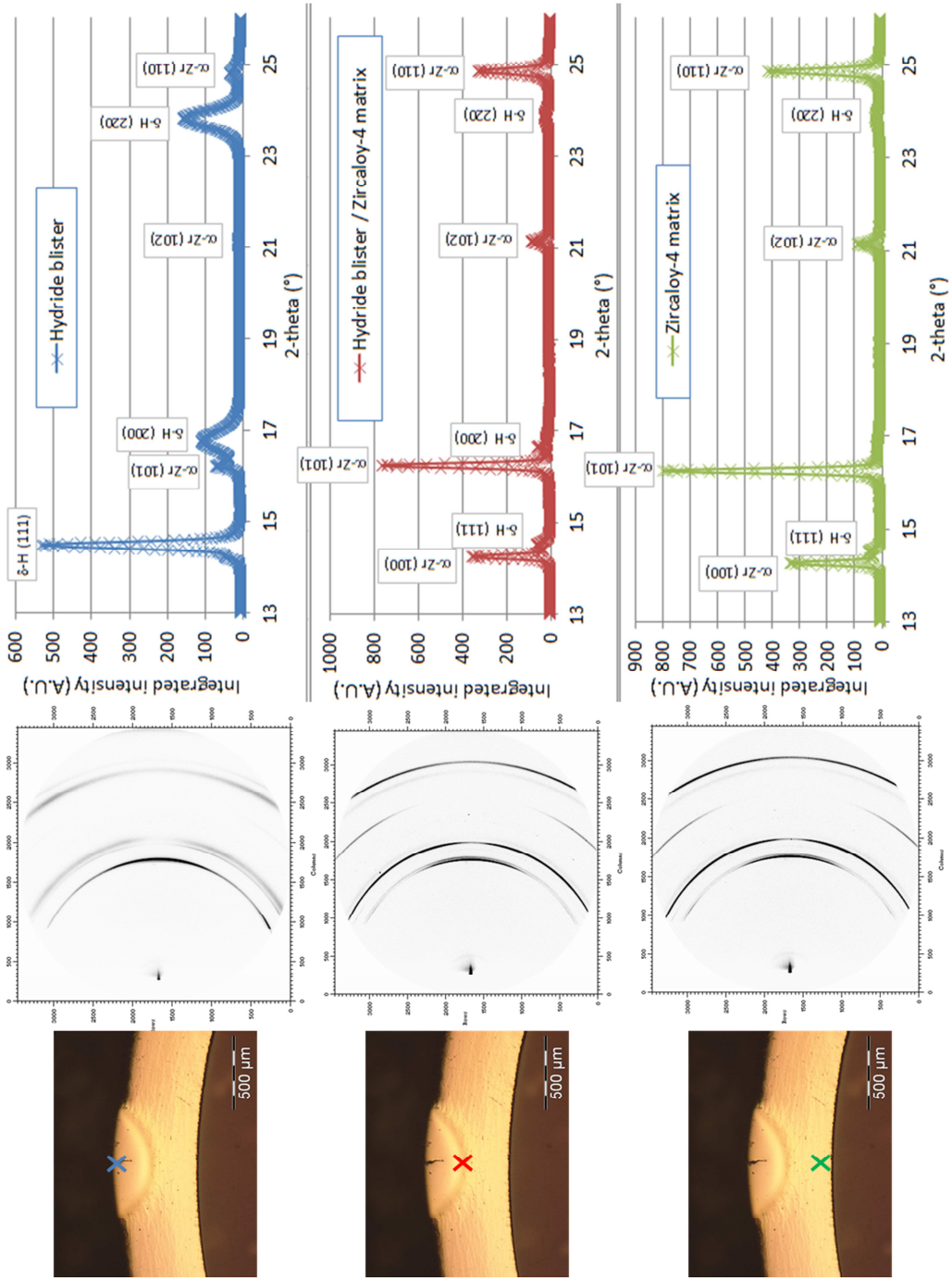


Figure 235 : Evolution du spectre de diffraction en fonction de la zone de diffraction

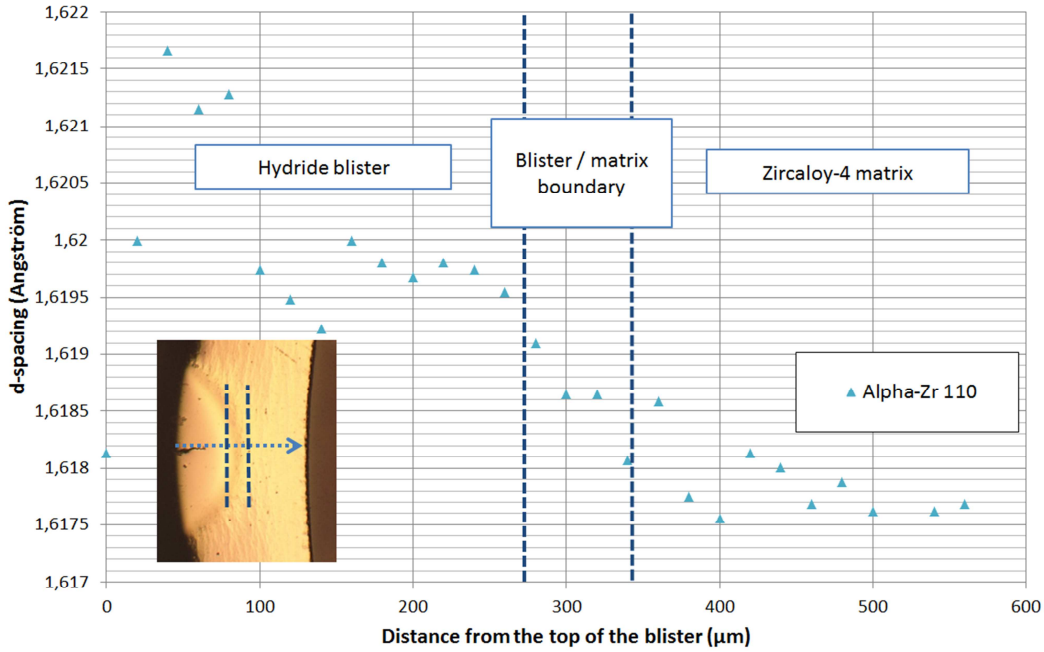


Figure 236 : Distance inter-réticulaire de la maille α-Zr (110) en fonction de la distance depuis la périphérie externe du blister

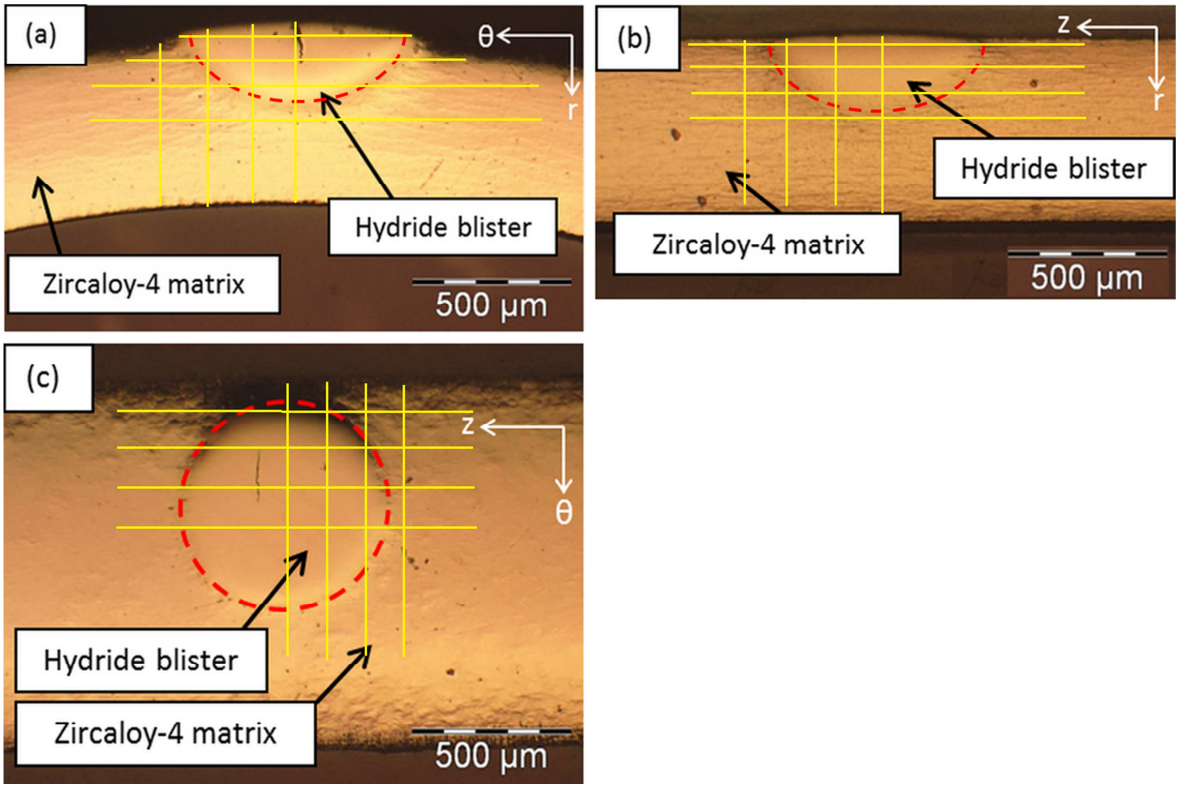


Figure 237 : Blisters d'hydrures observés en microscopie optique selon les 3 plans a) (r-ϴ) b) (r-z), c) (ϴ-z)

7. Références bibliographiques

Abe, H., Abe, T., and Kishita, S. (2015). "Development of advanced expansion due to compression test method for safety evaluation of degraded nuclear fuel cladding materials." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 52(10), 1232-1239.

Alam, A., and Hellwig, C. (2006). "Stress reorientation of hydrides in unirradiated Zircaloy-2 tube specimens." *6th International Symposium on Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs*.

Alam, A. M., and Hellwig., C. (2008). "Cladding tube deformation test for stress reorientation of hybrides." *Journal of ASTM International*, 5(2), 635-649.

Bair, J., Zaeem, M. A., and Tonks, M. (2015). "A review on hydride precipitation in zirconium alloys." *Journal of Nuclear Materials*, 466, 12-20.

Barenblatt, G. I. (1962). "The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture." *Advances in Applied Mechanics*, 7, 55-129.

Barsell, A. W. (1987). "Nonlinear Statistical Analysis of Zircaloy-2 Fracture toughness data." *Rapport GA Technologies*.

Barsoum, I., and Faleskog. (2007). "Rupture mechanisms in combined tension and shear." *International Journal of Solids and Structures*, 44, 1768-1786 ; 5481-5498.

Bates, D. W. (1998). "Influence of stress state and hydrogen on deformation and failure of Zircaloy-4," Master of Science thesis, The Pennsylvania State University, USA.

Benzerga, A., and Leblond, J. B. (2010). "Ductile Fracture by void Growth to coalescence." *Advances in Applied Mechanics*, 44, 169–305.

Bernaudat, C. (2013). "Le comportement du crayon combustible en situations accidentelles (RIA, APRP)." *Journée SFEN ST6*.

Bernaudat, C., Cambier, S., Guion, J., and Benjamin, S. (2009). "An analytical criterion to prevent PCMI fuel rod cladding failure during RIA transients." *Workshop RIA*.

Bernaudat, C., and Pupier, P. (2005). "A new analytical approach to study the rod ejection accident in PWRs." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance*, 602-614.

Bertolino, G., Meyer, G., and Perez Ipiña, J. (2003a). "Effects of hydrogen content and temperature on fracture toughness of Zircaloy-4." *Journal of Nuclear Materials*, 320, 272-279.

Bertolino, G., Meyer, G., and Perez Ipiña, J. (2003b). "In situ crack growth observation and fracture toughness measurement of hydrogen charged Zircaloy-4." *Journal of Nuclear Materials*, 322, 57-65.

Bertolino, G., Perez Ipina, J., and Meyer, G. (2006). "Influence of the crack-tip hydride concentration on the fracture toughness of Zircaloy-4." *Journal of Nuclear Materials*, 348, 205–212.

Billone, M. C., Burtseva, T. A., and Einziger, R. E. (2012). "Ductile-to-Brittle Transition Temperature for High-Burnup Cladding Alloys Exposed to Simulated Drying-Storage Conditions." *Journal of Nuclear Materials*, 433(1-3), 431–448.

Bind, A. K., Singh, R. N., Khandelwal, H. K., Sunil, S., Avinash, G., Chakravartty, J. K., and Stahle, P. (2015). "Influence of loading rate and hydrogen content on fracture toughness of Zr-2.5Nb pressure tube material." *Journal of Nuclear Materials*, 465, 177-188.

Blat-Yrieix, M., Ambard, A., Watroba, C., Miquet, A., Legris, A., Limback, M., and Barbéris, B. (2010). "How to obtain in laboratory representative hydride blisters on zirconium alloys: A survey of surface effect." *16th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry.*

Bossis, P., Pêcheur, D., Hanifi, K., Thomazet, J., and Blat, M. "Comparison of the high burn-up corrosion on M5 and low tin Zircaloy-4." *14th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1467*, Stockholm, Suède, 494-525.

Bosso, E. (2015). "Comportement du Zircaloy-4 recristallisé : identification du comportement anisotrope pour application à la situation d'accident de réactivité," Thèse de doctorat Mines Paristech.

Bradbrook, J. S., Lorimer, G. W., and Ridley, N. (1972). "The precipitation of zirconium hydride in zirconium and Zircaloy-2." *Journal of Nuclear Materials*, 42, 142-160.

Brenner, R. (2001). "Influence de la microstructure sur le comportement en fluage thermique d'alliages de zirconium : analyse expérimentale et mise en œuvre de méthodes d'homogénéisation," Université Paris 13.

Busser, V. (2009). "Mechanical response of oxidized Zircaloy-4 cladding material submitted to a ring compression test." *Journal of Nuclear Materials*, 384, 87-95.

Byrne, T. P. (1984). "Hydride precipitation and blister growth modelling - progress report n° 1." *84-30-H*, Ontario Hydro research division.

Byrne, T. P., Metzger, D. R., Leger, M., and Shibata, H. (1991). "Zirconium hydride blister modelling and the application to the P2-G16 failure." *11th Conference in Structural Mechanics in Reactor Technology*, B, 335-340.

Cazalis, B., Desquines, J., Bernaudat, C., Poussard, C., Averty, X., and Yvon, P. (2005). "The PROMETRA Program: A reliable material database for highly irradiated Zircaloy-4, Zirlo™ and M5™ fuel claddings." *18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology.*

Cazalis, B., Desquines, J., Poussard, C., Petit, M., Monerie, Y., Bernaudat, C., Yvon, P., and Averty, X. (2007). "The PROMETRA program: Fuel cladding mechanical behavior under high strain rate." *Nuclear Technology*, 157(3), 215-229.

Charquet, D., Hahn, R., Ortlieb, E., Gros, J. P., and Wadier, J. F. "Solubility limits and formation of intermetallic precipitates in ZrSnFeCr." *8th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1023*, Philadelphia, USA, 405-422.

Cheong, Y. M., Gong, U. S., Choo, K. N., Kim, S. S., and Kim, Y. S. (2001). "Formation and Growth of hydride blisters in Zr-2.5Nb Pressure tubes." *Journal of the Korean Nuclear Society*, 33(2), 192-200.

Chu, H. C., Wu, S. K., and Kuo, R. C. (2008). "Hydride reorientation in Zircaloy-4 cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 373, 319-327.

Chu, H. S., Wu, S. K., Chien, K. F., and Kuo, R. C. (2007). "Effect of radial hydrides on the axial and hoop mechanical properties of Zircaloy-4 cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 362, 93-103.

Chung, H. M., Daum, R. S., Hiller, J. M., and Billone, M. C. "Characteristics of hydride precipitation and reorientation in spent-fuel cladding." *13th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1423*, Annecy, France, 561-582.

Chung, H. M., and Kassner, T. F. (1998). "Cladding metallurgy and fracture behavior during reactivity-initiated accidents at high burnup." *Nuclear Engineering and Design*, 186, 411-427.

Colas, K. B., Motta, A. T., Daymond, M. R., and Almer, J. D. (2012). "Effect of Thermo-Mechanical Cycling on Zirconium Hydride Reorientation Studied In-Situ with Synchrotron X-ray Diffraction." *Journal of Nuclear Materials*, 440(1-3), 586–595.

Colas, K. B., Motta, A. T., Daymond, M. R., Kerr, M., and Almer, J. D. (2011). "Hydride platelet reorientation in Zircaloy studied with synchrotron radiation Diffraction." *Journal of ASTM International*, 8(1).

Coleman, C. E., Cheadle, B. A., Causey, A., Chow, P., Davies, P. H., and McManus, M. (1989). "Evaluation of Zircaloy-2 pressure tubes from NPD." *ASTM special technical publication 1023*, 35-49.

Cunningham, M. E., Beyer, C. E., Medvedev, P. G., and Berna, G. A. (2001). "FRAPTRAN: A Computer Code for the Transient Analysis of Oxide Fuel Rods." *NUREG/CR-6739, Vol. 1, PNNL-13576*, Nuclear Regulatory Commission and Pacific Northwest National Laboratory.

Daum, R. S. (2007). "Hydride-induced embrittlement of Zircaloy-4 cladding under plane strain tension," Ph.D. thesis, Penn State University, Penn State, Pennsylvania.

Daum, R. S., Bates, D. W., Koss, D. A., and Motta, A. T. (2002). "The influence of a hydrided layer on the fracture of Zircaloy-4 cladding tubes." *International Conference on Hydrogen Effects on Material Behavior and Corrosion Deformation Interactions*, 249-259.

Daum, R. S., Majumdar, S., Tsai, H., Billone, M. C., Koss, D. A., Bates, D. W., and Motta, A. T. (2001). "Embrittlement of hydrided Zircaloy-4 under RIA-like conditions." *13th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1423*, 702-719.

Davies, P. H., and Stearns, C. P. (1986). "Fracture Toughness Testing of Zircaloy-2 Pressure Tube Material with Radial Hydrides Using Direct-Current Potential Drop." *ASTM special technical publication 905*, 379-400.

De Lorenzi, H. G. (1982). "On the energy release rate and the J-integral for 3-D crack configurations." *International Journal of Fracture*, 19, 183-193.

Delobelle, P., Robinet, P., Geyer, P., and Bouffioux, P. (1996). "A model to describe the anisotropic viscoplastic behaviour of Zircaloy-4 tubes." *Journal of Nuclear Materials*, 238, 135-162.

Desquines, Cazalis, B., Bernaudat, C., Poussard, C., Averty, X., and Yvon, P. "Mechanical properties of Zircaloy-4 PWR fuel cladding with burnup 54-64MWd/kgU and implications for RIA behavior." *14th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1467*, Stockholm, Sweden, 851-872.

Desquines, J. (2015). "Contribution à l'analyse de la rupture des composants mécaniques polycristallins." *Habilitation à diriger des recherches - Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.*

Desquines, J., Busser, V., and Perales, F. (2005b). "Simulating hydride embrittlement on cold-worked stress-relieved Zircaloy-4 with Gurson-Tvergaard-Needleman damage model." *18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology*, ISBN 7-5022-3421-7.

Desquines, J., Cazalis, B., Georgenthum , V., and Petit, M. (2009). "Main lessons learned from RIA testing of LWR Claddings at IRSN on hydride embrittlement." *Présentation orale.*

Desquines, J., Drouan, D., Billone, M., Puls, M. P., March, P., Fourgeaud, S., Getrey, C., Elbaz, V., and Philippe, M. (2014). "Influence of temperature and hydrogen content on stress-induced radial hydride precipitation in Zircaloy-4 cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 453(1-3), 131–150.

Desquines, J., and Fleurot, J. (2005). *Rapport interne IRSN.*

Desquines, J., Koss, D. A., Motta, A. T., Cazalis, B., and Petit, M. (2011). "The issue of stress state during mechanical tests to assess cladding performance during a reactivity-initiated accident (RIA)." *Journal of Nuclear Materials*, 412(2), 250-267.

Domizzi, G., Enrique, R. A., Ovejero-Garcia, J., and Buscaglia, G. C. (1996). "Blister growth in zirconium alloys: experimentation and modeling." *Journal of Nuclear Materials*, 229, 36-47.

Dubey, J. S., Wadekar, S. L., Singh, R. N., Sinha, T. K., and Chakravartty, J. K. (1999). "Assessment of hydrogen embrittlement of Zircaloy-2 pressure tubes using unloading compliance and load normalization techniques for determining J-R curves." *Journal of Nuclear Materials*, 264(1-2), 20-28.

Dugdale, D. S. (1960). "Yielding of steel sheets containing slits." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8, 100-104.

Dupin, N., Ansara, I., Servant, C., Toffolon, C., Lemaignan, C., and Brachet, J. C. (1999). "A thermodynamic database for zirconium alloys." *Journal of Nuclear Materials*, 275(3), 287-295.

EDF. (2014). "www.edf.fr."

Fandeur, O. (2001). "Etude expérimentale et modélisation mécanique de la corrosion sous contrainte des gaines en Zircaloy-4," Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, France.

Fearnehough, G. D., and Cowan, A. (1967). "The effect of hydrogen and strain rate on the "ductile-brittle" behaviour of Zircaloy." *Journal of Nuclear Materials*, 22, 127-147.

Federici, E., Lamare, F., Bessiron, V., and Papin, J. (2001) "The SCANAIR code version 3.2: main features and status of qualification." *Technical Committee Meeting on Fuel Behaviour Under Transient and LOCA Conditions*, Halden, Norvège, 88-101.

Ferguson, I. F. (1976). "Computed X-Ray powder diffraction patterns and densities for corundum, aluminium, zirconium, delta-UZr2, and the zirconium hydrides." *Rapport interne UK-AEA.*

Field, G. J., Dunn, J. T., and Cheadle, B. A. (1985). "An Analysis of the Pressure Tube Rupture at Pickering NGS "A" Unit 2." *Canadian Metallurgical Quarterly*, 24(3), 181-188.

Fuketa, T. (2012). "Transient Response of LWR Fuels (RIA)." *Comprehensive Nuclear Materials, 2*, 579-593.

Fuketa, T., Nakamura, T., Sasajima, H., Nagase, F., Uetsuka, H., Kikuchi., K., and Abe, T. (2000). "Behavior of PWR and BWR fuels during reactivity-initiated accident conditions." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance, ISBN 089448656X.*

Fuketa, T., Sasajima, H., Mori, Y., and Ishijima, K. (1997). "Fuel failure and fission gas release in high burnup PWR fuels under RIA conditions." *Journal of Nuclear Materials*, 248, 249-256.

Garde, A. M., Smith, G. P., and Pirek, R. C. "Effects of hydride precipitate localization and neutron fluence on the ductility of irradiated Zircaloy-4." *11th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry*, Garmisch-Partenkirchen, Allemagne, 407-430.

Garzarolli, F., and Holzer, R. (1992). "Waterside corrosion performance of light water power reactor fuel." *Nuclear Energy*, 31(1), 65-86.

Georgenthum, V., Sugiyama, T., Udagawa, Y., Fuketa, T., and Desquines, J. (2008). "Fracture mechanics approach for failure mode analysis in CABRI and NSRR tests." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance.*

Geyer, P. (1999). "Comportement élasto-viscoplastique de tubes en Zircaloy-4 : approche expérimentale et modélisation micromécanique.," Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, France.

Giry, C., Dufour, F., and Mazars, J. (2011). "Stress-based nonlocal damage model." *International Journal of Solids and Structures*, 48(25-26), 3431-3443.

Glendening, A., Koss, D. A., Motta, A. T., Pierron, O. N., and Daum, R. S. (2005). "Failure of hydrided Zircaloy-4 under equal biaxial and plane-strain tensile deformation." *Journal of ASTM international*, 2(6), 833-850.

Goldak, J., Lloyd, L. T., and Barrett, C. S. (1966). "{Lattice Parameters, Thermal Expansions, and Gruneisen Coefficients of Zirconium, 4.2 to 1130°K}." *Physical Review*, 144(2), 478-484.

Grange, M. (1998). "Fragilisation du Zircaloy-4 par l'hydrogène : comportement, mécanismes d'endommagement, interaction avec la couche d'oxyde, simulation numérique.," Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, France.

Grange, M., Besson, J., and Andrieu, E. (2000a). "Anisotropic behavior and rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets." *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31, 679-690.

Grange, M., Besson, J., and Andrieu, E. (2000b). "An anisotropic Gurson type model to represent the ductile rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets." *International Journal of Fracture*, 105, 273-293.

Griffith, A. A. (1921). "The phenomena of Rupture and flow in solids." *Philosophical Transactions of the royal society of London*, 221, 163-198.

Grigoriev, V., and Jakobson, R. (2005). "Delayed hydrogen cracking velocity and J-integral measurements on irradiated BWR cladding." *Journal of ASTM International*, 2(8), 1-16.

Grigoriev, V., Josefsson, B., and Rosborg, B. (1996). "Fracture toughness of Zircaloy cladding tubes." *ASTM special technical publication 1295*, 435-447.

Gurson, A. L., Tvergaard, V., and Needleman, A. (1984). "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar." *Acta Metallurgica*, 32, 157-169.

Hardie, D., and Shanahan, M. W. (1975). "Stress reorientation of hydrides in zirconium - 2.5 niobium." *Journal of Nuclear Materials*, 55, 1-13.

Hellouin de Menibus, A. (2012). "Formation de blisters d'hydrures et effet sur la rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu non irradié en conditions d'accident d'injection de réactivité (RIA)." Thèse de doctorat Mines Paristech.

Hellouin de Menibus, A., Auzoux, Q., Dieye, O., Berger, P., Bosonnet, S., Foy, E., Macdonald, V., Besson, J., Crépin, J. (2014a). "Formation and Characterization of Hydride Blisters in Zircaloy-4 Cladding Tubes." *Journal of Nuclear Materials*, 449(1-3), 132–147.

Hellouin de Menibus, A., Auzoux, Q., Dieye, O., Macdonald, V., Berger, P., Carassou, S., Besson, J., Crépin, J. (2013). "Hydride Blisters Formation, Characterization and Effect on the Fracture of Zircaloy-4 Cladding Tubes under Reactivity Initiated Accident Conditions." *Top Fuel, ISBN 978-0-89448-701-9*, 137-143.

Hellouin de Menibus, A., Auzoux, Q., Mongabure, P., Macdonald, V., Le Jolu, T., Besson, J., Crepin, J. (2014b). "Fracture of Zircaloy-4 Cladding Tubes with or without Hydride Blisters in Uniaxial to Plane Strain Conditions with Standard and Optimized Expansion Due to Compression Tests." *Materials Science and Engineering*, 604, 57–66.

Hellouin de Menibus, A., Sercombe, J., Auzoux, Q., and Poussard, C. (2014). "Thermomechanical loading applied on the cladding tube during the pellet cladding mechanical interaction phase of a rapid reactivity initiated accident." *Journal of Nuclear Materials*, 453(1-3), 210–213.

Honda, S. (1984). "Fracture toughness of Zr-2.5 wt% Nb pressure tubes." *Nuclear Engineering and Design*, 81(2), 159-167.

Hsu, H.-H., Chiang, M.-F., and Chen, Y.-C. (2014). "The influence of hydride on Fracture toughness of recrystallized Zircaloy-4 cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 447(1-3), 56–62.

Hsu, H. H., and Tsay, L. W. (2011). "Effect of hydride orientation on fracture toughness of Zircaloy-4 cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 408, 67-72.

Huang, F. H. (1993). "Brittle-fracture potential of irradiated Zircaloy-2 pressure tubes." *Journal of Nuclear Materials*, 207, 103-115.

Huang, F. H., and Mills, M. J. (1993). "Fracture and tensile properties of Irradiated Zircaloy-2 Pressure Tubes." *Nuclear Technology*, 102(3), 367.

Huang, J. H., and Huang, S. P. (1994). "Effect of hydrogen contents on the mechanical properties of Zircaloy-4." *Journal of Nuclear Materials*, 208, 166-179.

IAEA. (2008). "Thermophysical properties of materials for nuclear engineering: a tutorial and collection of data." *ISBN 978–92–0–106508–7.*

IRSN. (2003). "Synthèse Cabri REP-Na." *Rapport interne IRSN.*

Irwin, G. R. (1957). "Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate." *Journal of Applied Mechanics*, 24, 361-364.

Irwin, G. R. (1968). "Linear fracture mechanics, fracture transition and fracture control." *Engineering Fracture Mechanics*, 1, 241-257.

Jernkvist, L. O. (2003). "Prediction of failure of highly irradiated Zircaloy clad tubes under reactivity initiated accidents." *17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, ISBN 80-214-2413-3.*

Jernkvist, L. O. (2006). "Computational Assessment of Burnup-Dependent Fuel Failure Thresholds for Reactivity Initiated Accidents." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 43(5), 546–561.

Jernkvist, L. O., Massih, A. R., and Betou, J. I. d. (2009). "A review of experiments and computer analyses on RIAs." *Workshop RIA.*

Kammenzind, B. F., Franklin, D. G., Duffin, W. J., and Peters, H. R. (1996). "Hydrogen pickup and redistribution in alpha-annealed Zircaloy-4." *11th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1295, ISBN 978-0-8031-5343-1.*

Kim, J.-S., Kim, T.-H., Kook, D.-H., and Kim, Y.-S. (2014a). "Effects of Hydride Morphology on the Embrittlement of Zircaloy-4 Cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 456, 235–245.

Kim, J.-S., Kim, Y.-J., Kook, D.-H., and Kim, Y.-S. (2014b). "A study on hydride reorientation of Zircaloy-4 cladding tube under stress." *Journal of Nuclear Materials*, 456, 246–252.

Kolednik, O., Predan, J., Shan, G. X., Simha, N. K., and Fischer, F. D. (2005). "On the fracture behavior of inhomogeneous materials - A case study for elastically inhomogeneous bimaterials." *International Journal of Solids and Structures Micromechanics of Materials*, 42(2), 605-620.

Kreyns, P. H., Bourgeois, W. F., White, C. J., and Charpentier, P. L. (1996). "Embrittlement of reactor core materials." ASTM-STP 1295, 758-782.

Kuroda, M., Yamanaka, S., Nagase, F., and Uetsuka, H. (2001). "Analysis of the fracture behavior of hydrided fuel cladding by fracture mechanics." *Nuclear Engineering and Design*, 203, 185-194.

Lanning, D. D., Beyer, C. E., and Geelhood, K. J. (2005). "FRAPCON-3 updates, including mixed-oxide fuel properties." *Rapport U.S. Nuclear Regulatory Commission*, NUREG/CR-6534, Vol. 4.

Lanzani, L., and Ruch, M. (2004). "Comments on the stability of zirconium hydride phases in Zircaloy." *Journal of Nuclear Materials*, 324, 165–176.

Le Boulch, D., Bono, M., and Limon, R. (2013). "Simulation avec CAST3M d'essais mécaniques réalisés sur des portions de tubes de gainage de crayons combustibles, pilotés à l'aide d'un régulateur proportionnel intégral dérivé." *Présentation orale au Club CAST3M.*

Le Saux, M. (2008). "Comportement et rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu vierges, hydrurées ou irradiées en situation accidentelle de type RIA.," Thèse de doctorat - Ecole des Mines de Paris, Paris.

Le Saux, M., Besson, J., and Carassou, S. (2015). "A Model to Describe the Mechanical Behavior and the Ductile Failure of Hydrided Zircaloy-4 Fuel Claddings between 25 and 480°C." *Journal of Nuclear Materials*, 466, 43-55.

Le Saux, M., Besson, J., Carassou, S., Poussard, C., and Averty, X. (2008). "A model to describe the anisotropic viscoplastic mechanical behavior of fresh and irradiated Zircaloy-4 fuel claddings under RIA loading conditions." *Journal of Nuclear Materials*, 378, 60-69.

Le Saux, M., Besson, J., Carassou, S., Poussard, C., and Averty, X. (2010). "Behavior and failure of uniformly hydrided Zircaloy-4 fuel claddings between 25 and 480°C under various stress states, including RIA loading conditions." *Engineering Failure Analysis*, 17(3), 683-700.

Leclercq, S., Parrot, A., and Leroy, M. (2008). "Failure characteristics of cladding tubes under RIA conditions." *Nuclear Engineering and Design*, 238(9), 2206-2218.

Leclercq, S., Rousselier, G., and Cailletaud, G. (2007). "A generic method for modeling the behavior of anisotropic metallic materials: application to recrystallized zirconium alloys." *Mechanics of Materials*, 39, 458-472.

Leger, M., Moan, G. D., Wallace, A. C., and Watson, N. J. (1989). "Growth, Fracture, and Nondestructive evaluation of Hydride Blisters in Zr-2.5 Nb Pressure tubes." *8th international symposium on Zirconium in the nuclear industry ASTM STP 1023, ISBN 0-8031-1199-1*, 50-65.

Leger, M., Puls, M., Byrne, T. P., Moan, G. D., Causey, A., Klassen, R. J., Dolbey, M. P., Murphy, E. V., Urbanic, V., Wong, H., Price, E. G., Azer, N., and Rodgers, D. K. (1994). "The formation and characteristics of hydride blisters in cold worked Zircaloy-2 pressure tubes." *IAEA Consultants' Meeting.*

Lemaignan, C., and Motta, A. T. (1994). "Materials Science and Technology, A comprehensive Treatment." *BRT Frost, ISBN 978-3527292363*, 10 B.

Lemaitre, J., and Chaboche, J. L. (1985). "Mécanique des matériaux solides." *Editions Dunod.*

Leroy, M., Parrot, A., and Leclercq, S. (2007). "Failure characteristics of cladding tubes under RIA conditions through electromagnetic forming." *19th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, ISBN 9781615670505.*

Limon, R., Lehmann, S., Maury, R., and Pelchat, J. (1995). *Document interne CEA.*

Link, T. M., Koss, D. A., and Motta, A. T. (1998). "Failure of Zircaloy cladding under transverse plane-strain deformation." *Nuclear Engineering and Design*, 186, 379–394.

Masson, R. (1998). "Estimations non linéaires du comportement global de matériaux hétérogènes en formulation affine : application aux alliages de zirconium." Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique de Paris, France.

Matvienko, Y. G. (2000). "A theoritical estimation of fracture toughness of zirconium hydride." *Journal of Materials Science Letter*, 19, 1697-1699.

Miannay, D. (1995). "Mécanique de la rupture." *Les éditions de physique, Monographie de matérialogie, ISBN 2868832490.*

Mihara, T. (2014). "The influence of hydrides on the failure behavior of the hydrided fuel cladding tube with outer surface precrack." *Top Fuel*.

Morgeneyer, T. F., and Besson, J. (2011). "Flat to slant ductile fracture transition: Tomography examination and simulations using shear-controlled void nucleation." *Scripta Materialia*, 65(11), 1002-1005.

Motta, A. T. (2004). "A review of the Strain Energy Density (SED) approach to analyzing Reactivity Initiated Accident (RIA) in high burnup fuel." *Rapport interne EPRI*.

Nagase, F., and Fuketa, T. (2005). "Investigation of hydride rim effect on failure of Zircaloy-4 cladding with tube burst test." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 42(1), 58-65.

Nahshon, K., and Hutchinson, J. W. (2008). "Modification of the Gurson Model for shear failure." *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 27(1), 1-17.

Nash, B., Lorimer, G. W., and Ridley, N. (1974). "The relationship between gamma and delta hydrides in zirconium-hydrogen alloys of low hydrogen concentration." *Journal of Nuclear Materials*, 49(3), 262-280.

NEA. (2010). *Nuclear fuel behaviour under reactivity-initiated accident (RIA) conditions*, OCDE.

Newman, J. C., and Raju, I. S. (1979). "Analyses of surface cracks in finite plates under tension or bending loads." *Rapport NASA*.

Northwood, D. O., and Kosasih, U. (1983). "Hydrides and delayed hydrogen cracking in zirconium and its alloys." *International Metal Reviews*, 28, 92-121.

Onimus, F. (2003). "Approche expérimentale et modélisation micromécanique du comportement des alliages de Zirconium irradiés," Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, France.

Parks, D. M. (1977). "The virtual crack extension method for nonlinear material behavior." *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 12(3), 353-364.

Parrot, A. (2012). *Document interne EDF*.

Perales, F., Bourgeois, S., Chrysochoos, A., and Monerie, Y. (2008). "Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of nonlinear heterogeneous materials." *Engineering Fracture Mechanics*, 75(11), 3378-3398.

Perales, F., Monerie, Y., Chrysochoos, A., and Bernaudat, C. (2005). *Document interne IRSN*.

Perovic, V., Weatherly, G. C., Mac Ewen, S. R., and Leger, M. (1992). "The influence of prior deformation on hydride precipitation in Zircaloy." *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(2), 363-372.

Perovic, V., Weatherly, G. C., and Simpson, L. A. (1983). "Hydride precipitation in alpha/Beta zirconium alloys." *Acta Metallurgica*, 31(9), 1381-1391.

Pierron, O. N., Koss, D. A., Motta, A. T., and Chan, K. S. (2003). "The influence of hydride blisters on the fracture of Zircaloy-4." *Journal of Nuclear Materials*, 322, 21-35.

Prat, F., Grange, M., Besson, J., and Andrieu, E. (1998). "Behavior and rupture of hydrided Zircaloy-4 tubes and sheets." *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29.

Puls, M. P. "Effect of stress on hydride reorientation in Zirconium alloys." *Proceedings of the International Symposium on Solid-Defect Interaction*, Kingston, Ontario, Canada, 426-433.

Puls, M. P. (1988). "Determination of Fracture Initiation in Hydride Blisters Using Acoustic Emission." *Metallurgical Transactions A*, 19A, 2247-2257.

Puls, M. P. (2009). "Review of the thermodynamic basis for models of delayed hydride cracking rate in zirconium alloys." *Journal of Nuclear Materials*, 393(2), 350-367.

Qiao, H. (2015). "Evaluation of elastic–viscoplastic self-consistent polycrystal plasticitymodels for zirconium alloys." *International Journal of Solids and Structures*, 71, 308-322.

Raju, I. S., and Newman Jr., J. C. (1979). "Stress-intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates." *Engineering Fracture Mechanics*, 11(4), 817-829.

Rakin, M., Kolednik, O., Medjo, B., Simha, N. K., and Fischer, F. D. (2009). "A case study on the effect of thermal residual stresses on the crack-driving force in linear-elastic bimaterials." *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(7), 531-540.

Rashid, Y., Montgomery, R., Lyon, W., and Yang, R. (2000). "A cladding failure model for fuel rods subjected to operational and accident transients." *Nuclear Fuel Behavior Modeling at High Burnup and its Experimental Support*, Windermere, UK, 197-199.

Rashid, Y. R., Dunham, R. S., and Montgomery, R. O. (2004). "Fuel Analysis and Licensing Code: FALCON MOD01. Volume 1: Theoretical and Numerical Bases." *Rapport interne* EPRI.

Rashid, Y. R., Montgomery, R. O., and Lyon, W. F. (2001). "Fracture Toughness Data for Zirconium Alloys." *Rapport interne EPRI.*

Raynaud, P., Koss, D. A., and Motta, A. T. (2012). "Crack growth in the through-thickness direction of hydrided thin-wall Zircaloy sheet." *Journal of Nuclear Materials*, 420(1-3), 69-82.

Raynaud, P. K., D Motta, A. (2012). "Crack growth in the through-thickness direction of hydrided thin-wall Zircaloy sheet." *Journal of Nuclear Materials*, 420(1-3), 69-82.

Rice, J. R. (1968). "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks." *Journal of Applied Mechanics*, 35, 379-386.

Richard, F., Delobelle, P., Leclercq, S., Bouffioux, P., and Rousselier, G. (2003). "Modeling of the cold work stress relieved Zircaloy-4 cladding tubes mechanical behavior under PWR operating conditions." *17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology.*

Robinet, P. (1995). "Etude expérimentale et modélisation du comportement viscoplastique anisotrope du Zircaloy-4 dans deux états métallurgiques," Thèse de doctorat, U.F.R. des Sciences et technique de l'université de Franche-Comté.

Rousselier, G., and Leclercq, S. (2006). "A simplified ‘‘polycrystalline’’ model for viscoplastic and damage finite element analyses." *International Journal of Plasticity*, 22, 685-712.

Sakamoto, K., and Nakatsuka, M. (2005). "Stress reorientation of hydrides in recrystallized Zircaloy-2 sheet." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance.*

Sartoris, C., Taisne, A., Petit, M., Barré, F., and Marchand, O. (2010). "A consistent approach to assess safety criteria for reactivity initiated accidents." *Nuclear Engineering and Design*, 240(1), 57–70.

Sawatzky, A. (1985). "Formation of hydride blisters in Zirconium alloys pressure tube." *Canadian Metallurgical Quarterly*, 24(3), 227-234.

Schäffler, I., Geyer, P., Bouffioux, P., and Delobelle, P. (2000). "Thermomechanical behavior and modeling between 350°C and 400°C of Zircaloy-4 cladding tubes from an unirradiated state to high fluence (0 to 85.1024 n.m-2, E>1 MeV." *Journal of Engineering Materials and Technology*, 122(2), 168-176.

Schmitz, F., and Papin, J. (1999). "High burnup effects on fuel behaviour under accident conditions: the tests CABRI REP-Na." *Journal of Nuclear Materials*, 270, 55-64.

Seidenfuss, M., Samal, M. K., and Roos, E. (2011). "On critical assessment of the use of local and nonlocal damage models for prediction of ductile crack growth and crack path in various loading and boundary conditions." *International Journal of Solids and Structures*, 48(24), 3365-3381.

Sercombe, J. (2013). "3D modelling of strain concentration due to PCI within the fuel code ALCYONE." *Top Fuel, ISBN 9781629937212.*

Sercombe, J., Fédérici, E., Le Saux, M., Michel, B., and Poussard, C. (2010). "1D and 3D Modeling of PCMI during a RIA with ALCYONE V1.1." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance, ISBN 9781617828485.*

Sercombe, J., Helfer, T., Federici, E., Le Boulch, D., Le Jolu, T., Hellouin de Menibus, A., and Bernaudat, C. (2016). "2D Simulation of hydride blister cracking during a RIA transient with the fuel code ALCYONE." *EPJ Nuclear Sciences and Technologies*, 2(22).

Shi, S. Q., and Puls, M. P. (1999). "Fracture strength of hydride precipitates in Zr-2.5Nb alloys." *Journal of Nuclear Materials*, 275, 312-317.

Shinozaki, T. (2014). "The failure behavior of the cladding with outer surface pre-crack in biaxial stress test." *Top Fuel.*

Simha, N. K., Fischer, F. D., Shan, G. X., Chen, C. R., and Kolednik, O. (2008). "J-integral and crack driving force in elastic-plastic materials." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 56(9), 2876-2895.

Simpson, L. A., and Cann, C. D. (1979). "Fracture toughness of zirconium hydride and its influence on the crack resistance of zirconium alloys." *Journal of Nuclear Materials*(87), 303-316.

Simpson, L. A., and Chow, C. K. (1987). "Effect of metallurgical variables and temperature on the fracture toughness of zirconium alloys pressure tubes." *ASTM special technical publication 939, ISBN 978-0-8031-0935-3*, 579-596.

Singh, R. N., Bind, A. K., Srinivasan, N. S., and StÃ¥hle, P. (2013). "Influence of hydrogen content on fracture toughness of CWSR Zr-2.5Nb pressure tube alloy." *Journal of Nuclear Materials*, 432(1-3), 87-93.

Singh, R. N., Kishore, R., Singh, S. S., Sinha, T. K., and Kashyap, B. P. (2004). "Stress-reorientation of hydrides and hydride embrittlement of Zr-2.5 wt% Nb pressure tube alloy." *Journal of Nuclear Materials*, 325, 26-33.

Singh, R. N., Kishore, R., Sinha, T. K., and Kashyap, B. P. (2002). "Hydride blister formation in Zr-2.5Nb pressure tube alloy." *Journal of Nuclear Materials*, 301, 153–164.

Sugiyama, T., Udagawa, Y., Suzuki, M., and Nagase, F. (2011). "Influence of coolant temperature and power pulse width on fuel failure limit under reactivity-initiated accident conditions." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance*.

Sugiyama, T., Umeda, M., Fuketa, T., Sasajima, H., Udagawa, Y., and Nagase, F. (2009a). "Failure of high burnup fuels under reactivity-initiated accident conditions." *Annals of Nuclear Energy 36 (2009) 380–385*.

Sugiyama, T., Umeda, M., Sasajima, H., Suzuki, M., and Fuketa, T. (2009b). "Effect of initial coolant temperature on mechanical fuel failure under reactivity initiated accident conditions." *International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance, ISBN 9781617822650*.

Suo, X.-Z., and Combescure, A. (1992). "On the application of G-theta method and its comparison with De Lorenzi's approach." *Nuclear Engineering and Design*, 135(2), 207-224.

Suzuki, M., Saito, H., and Fuketa, T. (2006a). "Analysis on split failure of cladding of high burnup BWR rods in reactivity-initiated accident conditions by RANNS code." *Nuclear Engineering and Design*, 236, 128–139.

Suzuki, M., Saitou, H., and Fuketa, T. (2006b). "RANNS Code Analysis on the Local Mechanical Conditions of Cladding of High Burnup Fuel Rods under PCMI in RIA-Simulated Experiments in NSRR." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 43(9), 1097-1104.

Toffolon-Masclet, C., Guilbert, T., and Brachet, J. C. (2008). "Study of secondary intermetallic phase precipitation/dissolution in Zr alloys by high temperature-high sensitivity calorimetry." *Journal of Nuclear Materials*, 372, 367-378.

Tomiyasu, K., Sugiyama, T., and Fuketa, T. (2007). "Influence of cladding-peripheral hydride on mechanical fuel failure under reactivity-initiated accident conditions." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 44(5), 733-742.

Tung, H.-M., Chen, T.-C., and Tseng, C.-C. (2016). "Effects of hydrogen contents on the mechanical properties of Zircaloy-4 sheets." *Materials Science and Engineering: A*, 659, 172–178.

Udagawa, Y. (2014). "Simulation of the fracture behavior of Zircaloy-4 cladding under reactivity-initiated accident conditions with a damage mechanics model combined with fuel performance codes FEMAXI-7 and RANNS." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 51(2), 208-219.

Udagawa, Y., Suzuki, M., Sugiyama, T., and Fuketa, T. (2009). "Stress intensity factor at the tip of cladding incipient crack in RIA-simulating experiments for high-burnup PWR fuels." *Journal of Nuclear Science and Technology*, 46(10), 1012–1021.

Valance, S., and Bertsch, J. (2015). "Hydrides Reorientation Investigation of High Burn-up PWR Fuel Cladding." *Journal of Nuclear Materials*, 464, 371–381.

Vicente Alvarez, M. A., Santisteban, J. R., Vizcaino, P., Flores, A. V., Banchik, A. D., and Almer, J. (2012). "Hydride reorientation in Zr2.5Nb studied by synchrotron X-ray diffraction." *Acta Materialia*, 60(20), 6892–6906.

Viswanathan, U. K., Singh, R. N., Basak, C. B., Anantharaman, S., and Sahoo, K. C. (2006). "Evaluation of effect of hydrogen on toughness of Zircaloy-2 by instrumented drop weight impact testing." *Journal of Nuclear Materials*, 350(3), 310-319.

Walker, T. J. (1972). "Characterization of the fracture toughness of Zircaloy." *Nuclear Technology*, 16, 509.

Walker, T. J., and Kass, J. N. (1974). "Variation of Zircaloy fracture toughness in irradiation." *ASTM-STP 551*, 328-354.

Wallace, A. C. (1987). "Numerical analysis of zirconium hydride blisters in CANDU reactor pressure tubes." *9th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology.*

Wallace, A. C., Gordon, K. S., and Lepik, O. E. (1989). "Effects of Hydride Morphology on Zr-2.5Nb Fracture Toughness." *ASTM special technical publication 1023*, 66-88.

White, A. J., Sawatzky, A., and Woo, C. H. (1985). "A computer model for hydride-blister growth in zirconium alloys." *Rapport Atomic Energy of Canada Limited.*

Yamanaka, S., Kuroda, M., Setoyama, D., Uno, M., and Takeda, K. (2002). "Analysis of the fracture behavior of a hydrided cladding tube at elevated temperatures by fracture mechanics." *Journal of Alloys and Compounds*, 330–332, 400–403.

Yamanaka, S., Yoshioka, K., Uno, M., Katsura, M., Anada, H., Matsuda, T., and Kobayashi, S. (1999). "Thermal and mechanical properties of zirconium hydride." *Journal of Alloys and Compounds*, 293-295, 23-29.

Yunchang, F., and Koss, D. A. (1985). "The influence of multiaxial states of stress on the Hydrogen embrittlement of Zirconium alloy sheet." *Metallurgical Transactions A*, 16, 675-681.

Zhao, Z., Blat-Yrieix, M., Morniroli, J. P., Legris, A., Thuinet, L., Ambard, A., Legras, L., and Kihn, Y. (2007). "Characterization of zirconium hydrides and phase field approach to a mesoscopic-scale modelling of their precipitation." *15th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, ISBN 0803102089.*

Résumé

Cette étude porte sur la détermination d'un critère de rupture des gaines de combustible de Zircaloy-4 détendu hydruré contenant un blister d'hydrures, en conditions accidentelles représentatives d'un accident d'injection de réactivité. Deux plages de comportement différentes en fonction de la température ont clairement été mises en évidence grâce à l'étude bibliographique, aux différentes campagnes d'essais mécaniques et aux analyses des faciès de rupture des éprouvettes rompues : une rupture de type fragile pour la gaine à 25°C et une rupture ductile à 350°C.

A 25°C, la rupture fragile a été traitée par une analyse globale en mécanique élasto-plastique de la rupture. A partir des essais mécaniques effectués à 25°C sur les gaines contenant des blisters, des simulations numériques par éléments finis ont été réalisées avec le code CAST3M. Des calculs d'intégrales-J en pointe de fissure ont alors permis d'identifier un critère de rupture en ténacité moyenne de 13,8 +/- 3,1 $MPa.m^{1/2}$.

A 350°C, une campagne d'essais biaxés de type pression interne couplée à la traction axiale a été réalisée sur des tronçons de Zircaloy-4 contenant des blisters, à des biaxialités des contraintes représentatives du RIA. Il a été montré que la rupture de la gaine, avec et sans blister, avait lieu de façon ductile, que la déformation diamétrale à rupture de la gaine diminuait lorsque la profondeur de blister augmentait, et que la biaxialité des contraintes n'avait pas d'effet sur la rupture des gaines contenant un blister suffisamment profond. Un modèle d'endommagement ductile couplé à la plasticité, basé sur un formalisme de type GTN, a été utilisé. Afin d'améliorer la description de l'endommagement des gaines de Zircaloy-4, une nouvelle source de germination de porosités liée au paramètre de Lode a été intégrée dans le modèle. L'évaluation de la triaxialité des contraintes et du paramètre de Lode dans les simulations numériques de la rupture ductile des gaines à 350°C a notamment permis de comprendre certaines tendances expérimentales.

Mots Clés

Zircaloy-4, gaine de combustible nucléaire, RIA, hydrogène, blister d'hydrures, méthode des éléments finis, mécanique de la rupture, ténacité, rupture ductile, GTN, paramètre de Lode, biaxialité des contraintes.

Abstract

This study deals with the determination of a fracture criterion for hydrided, cold worked and stress relieved Zircaloy-4 fuel cladding tubes with hydride blister, during a reactivity initiated accident. Two types of fracture profiles were identified, depending on the temperature, thanks to a bibliographical study, mechanical tests and fracture profiles analysis : brittle fracture at 25°C, and ductile fracture at 350°C.

At 25°C, brittle fracture was studied by a global analysis in elasto-plastic fracture mechanic. Numerical simulations were performed by a finite element method with the CAST3M code, based on mechanical tests on fuel cladding tubes with blisters. Crack tip J-integral calculations were carried out to identify a mean fracture toughness of 13,8 +/- 3,1 $MPa.m^{1/2}$.

At 350°C, internal pressure combined to axial tensile tests were performed on Zircaloy-4 fuel cladding tubes with hydride blisters, at stress biaxialities corresponding to those of a RIA. It was observed a ductile fracture for tubes with and without blister. It was shown that hoop strain at failure decreases when blister thickness increases, and that stress biaxiality has no effect on cladding tubes bearing a thick blister. A ductile fracture model based on the GTN model was employed and a nucleation of voids due to shear stress was introduced, based on the Lode parameter. Stress triaxiality and Lode parameter were assessed in numerical simulations to understand some experimental observations.

Keywords

Zircaloy-4, nuclear fuel cladding tube, RIA, hydrogen, hydride blister, finite element method, fracture mechanics, fracture toughness, ductile fracture, GTN, Lode parameter, stress biaxiality.