

**IRSN**

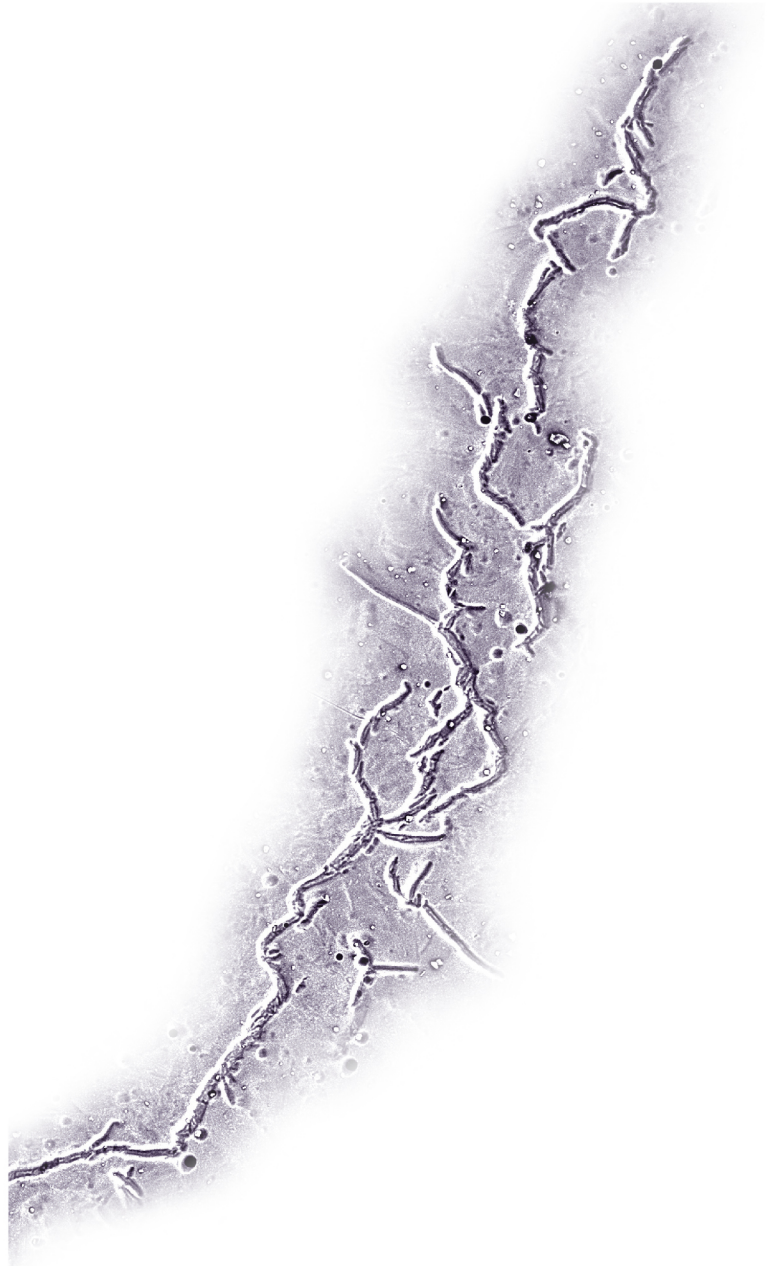
INSTITUT  
DE RADIOPROTECTION  
ET DE SÛRETÉ NUCLÉAIRE

*Faire avancer la sûreté nucléaire*

Mémoire d'habilitation à diriger des recherches

# Contribution à l'analyse de la rupture des composants mécaniques polycristallins

Jean DESQUINES



Collection HDR

# Éditorial

L'[habilitation à diriger les recherches \(HDR\)](#) est un diplôme délivré par un établissement universitaire. Pour un chercheur, elle constitue la consécration d'un cycle - typiquement d'une dizaine d'année - d'activité de recherche remarquable dans son domaine et une double reconnaissance : bien sûr, celle de l'atteinte d'un haut niveau scientifique, mais surtout celle de la capacité à impulser un ensemble cohérent de travaux articulés au service d'un défi scientifique. Cette reconnaissance renforce également l'aptitude à encadrer des étudiants en formation doctorale ou postdoctorale. Elle est précieuse tant pour les chercheurs que pour l'[Institut](#), compte tenu de sa volonté de multiplier les configurations de partenariat où la vision scientifique à moyen terme joue un rôle déterminant.

Le travail présenté dans ce onzième numéro de la collection [HDR](#) a été réalisé par Jean DESQUINES. Il concrétise la volonté d'une mise en lumière des travaux de recherche de l'[Institut](#), attendue par différentes parties prenantes de la gestion des risques nucléaires et radiologiques et s'adresse plus largement à la communauté académique.

Illustration en page de couverture : précipité d'hydrures de zirconium dans une gaine de combustible.

ISBN 978-2-9545237-4-3

© 2018, [IRSN](#). Tous droits réservés.

Je veux remercier, en tout premier lieu, les membres de mon jury pour avoir accepté de m'accompagner dans la réalisation de cette habilitation.

Il n'est pas possible de remercier, sans oubli impardonnable, toutes les personnes qui m'ont offert de partager leurs passions et par la même de découvrir les miennes. Ce partage n'a pas toujours été technique, il a bien souvent été humain. C'est dans l'espoir de faire vibrer cette passion que je me rends chaque matin au travail conscient de cette situation privilégiée sur les berges d'un bonheur.

Des noms mais surtout des prénoms me viennent pour les remerciements, mais je les garderai comme un trésor intime.

Alors que j'étais tout jeune homme, j'ai été marqué par la technicité, l'enthousiasme et la capacité de conceptualisation des personnes rencontrées lors d'un stage en 1990 dans le service de thermo-hydraulique de Grenoble. Je dois énormément à l'équipe d'ingénieurs et de techniciens rencontrés au [CEA](#) de Cadarache pendant ma thèse qui m'ont beaucoup appris en mécanique. Ils m'ont montré comment la compétence aide à maîtriser des problèmes techniques. J'ai vécu comme illuminé par un feu d'artifice du 14 juillet les cinq années passées à la [SNECMA](#). Il était alors nécessaire de réagir vite et de manière ajustée à de nombreux événements, la connaissance était disponible et offerte par les plus expérimentés. Ces personnes m'ont fait prendre conscience qu'il était parfois adapté d'analyser les fractographies obtenues au MEB avec un décamètre comme ils aimaient le faire. J'ai aussi réalisé le rôle clef joué par les techniciens, porteurs de la mémoire dans l'industrie. Cette impression n'a jamais été démentie. Mes années à l'[IRSN](#) ont fait de moi un spécialiste des gaines de combustible et il faudra encore longtemps pour que je cerne bien la portée personnelle de cette période. Mon héritage porte sur la simplicité, la rigueur et le doute.

Je me dois tout de même de remercier ma mère, qui, ayant conçu sept enfants, est parvenue à une forme de perfection dès le cinquième. La subtilité de cet ouvrage repose sur le fait que les imperfections aident chacun à s'améliorer. Le travail est loin d'être fini, mais je ne me pose plus tellement de questions sur les raisons de mon intérêt pour les milieux chargés de pores et de fissures.



Institut national des sciences appliquées de Lyon  
Université Claude Bernard Lyon I  
Habilitation à diriger des recherches  
(HDR)

## Contribution à l'analyse de la rupture des composants mécaniques polycristallins

Spécialités : mécanique et matériaux

30 janvier 2015

Jean DESQUINES  
Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire

Composition du jury :

Présidente :  
Moncoffre Nathalie

Directeur de recherche, INPL  
CNRS/IN2P3 & Université de Lyon 1

Rapporteurs :  
Michel Bruno  
Motta Arthur  
Pommier Sylvie

Directeur de recherche, CEA, LSC  
Professeur à PennState University, États-Unis  
Professeur des universités, ENS-Cachan, LMT

Examineur :  
Baietto Marie-Christine

Directeur de recherche, CNRS, INSA de Lyon, LaMCoS



# Sommaire

|  |    |
|--|----|
| Éditorial  | 1  |
| Abréviations   | 11 |
| Chapitre 1   |    |
| Introduction   | 13 |
| Chapitre 2   |    |
| Le matériau polycristallin endommagé   | 15 |
| 2.1 L'approche des milieux continus  | 15 |
| 2.2 Les matériaux polycristallins, leurs constituants à l'échelle granulaire   | 21 |
| 2.3 Les polycristaux à l'échelle subgranulaire   | 23 |
| 2.4 Quelques facies d'endommagement usuels des matériaux polycristallins   | 26 |
| 2.4.1. La ruine ductile et la formation de cupules   | 26 |
| 2.4.2. Clivage et pseudo-clivage   | 27 |
| 2.4.3. Rupture intergranulaire   | 29 |
| 2.4.4. Propagation des fissures de fatigue   | 29 |
| 2.5 Éléments de modélisation du comportement élastique et plastique et rupture statique des matériaux non préalablement fissurés | 32 |
| 2.5.1. Généralités   | 32 |
| 2.5.2. Le clivage des monocristaux et polycristaux   | 32 |
| 2.5.3. La plasticité des polycristaux sous chargement monotone croissant   | 35 |
| 2.5.4. Essais de caractérisation du comportement plastique des matériaux lors d'une montée en charge                             | 39 |
| 2.5.5. Domaine plastiquement admissible en l'absence d'endommagement sous l'effet d'un chargement temporellement complexe        | 42 |
| 2.5.6. Les spécificités des chargements cycliques  | 44 |
| 2.5.7. Analyse couplée de la plasticité et de l'endommagement  | 45 |
| Chapitre 3   |    |
| L'intensité du chargement appliquée à un composant mécanique fissuré dans l'hypothèse des milieux continus                       | 49 |
| 3.1 Généralités  | 49 |
| 3.2 Analyse limite en géométrie de référence   | 50 |
| 3.2.1 Hypothèses constitutives et intérêt de l'analyse limite  | 50 |
| 3.2.2 Quelques définitions et propriétés des matériaux étudiés   | 53 |
| 3.2.3 Approche par l'intérieur de la charge limite   | 57 |



|       |   |    |
|-------|---|----|
| 3.2.4 | Approche par l'extérieur de la charge limite  | 58 |
| 3.2.5 | Quelques résultats obtenus en analyse limite d'éléments de tuyauterie   | 60 |
| 3.3   | Le facteur d'intensité des contraintes et l'intégrale $J$   | 66 |
| 3.3.1 | De l'entaille à la fissure  | 66 |
| 3.3.2 | Le facteur d'intensité des contraintes  | 67 |
| 3.3.3 | L'intégrale $J$ et la mécanique élastoplastique de la rupture   | 73 |
| 3.4   | Les limites de l'analyse des singularités des contraintes par le facteur d'intensité des contraintes ou l'intégrale $J$ | 81 |
| 3.4.1 | La correction de plasticité confinée en pointe de fissure   | 81 |
| 3.4.2 | Le problème des grandes déformations  | 83 |
| 3.4.3 | La propagation de fissures  | 83 |
| 3.4.4 | Synthèse sur les limites d'utilisation des paramètres caractérisant la singularité des contraintes                      | 84 |
| 3.5   | Estimations simplifiées de l'intégrale $J$  | 85 |
| 3.5.1 | Pourquoi les estimations simplifiées  | 85 |
| 3.5.2 | Estimation d'Ainsworth  | 85 |
| 3.6   | La caractérisation numérique des singularités de contraintes par maillage direct des fissures                           | 87 |
| 3.6.1 | Considérations préliminaires  | 87 |
| 3.6.2 | Règles empiriques pour le maillage direct des fissures  | 88 |
| 3.6.3 | L'insertion de fissures automatisée   | 90 |
| 3.7   | Synthèse sur la détermination de l'intensité du chargement appliqué à un composant fissuré                              | 95 |

#### Chapitre 4

|     |   |     |
|-----|---|-----|
|     | La rupture des composants mécaniques  | 97  |
| 4.1 | Introduction  | 97  |
| 4.2 | Le facteur d'intensité des contraintes à rupture et la ténacité du matériau | 98  |
| 4.3 | Les courbes $J_c - \Delta a$  | 100 |

#### Chapitre 5

|     |   |     |
|-----|---|-----|
|     | Contributions à la propagation de fissures en fatigue | 103 |
| 5.1 | Contexte  | 103 |
| 5.2 | Problématique de la fatigue-fissuration               | 103 |
| 5.3 | Le seuil de propagation de fissure                    | 109 |
| 5.4 | Le phénomène d'ouverture de fissure                   | 110 |
| 5.5 | Influence de l'état de contraintes                    | 113 |
| 5.6 | Lois de propagation de fissure en fatigue             | 113 |

|       |   |     |
|-------|---|-----|
| 5.7   | Simulation de la propagation de fissure sous chargement simple                                | 115 |
| 5.8   | Analyse des cycles complexes  | 116 |
| 5.8.1 | Généralités   | 116 |
| 5.8.2 | Effet d'une surcharge   | 116 |
| 5.8.3 | Effet d'une sous-charge   | 118 |
| 5.8.4 | La méthode PREFFAS  | 119 |
| 5.9   | Effets de l'environnement sur la propagation des fissures de fatigue                          | 122 |
| 5.10  | Synthèse sur la propagation de fissure en fatigue   | 124 |
| 5.11  | L'apport des modèles de comportement-endommagement<br>couplés sur la prédiction de la rupture | 125 |
| 5.12  | Éléments de synthèse sur la rupture statique des composants fissurés                          | 129 |

## Chapitre 6

|       |  |     |
|-------|--|-----|
|       | Contributions à l'analyse de la rupture des gaines de combustibles nucléaires  | 131 |
| 6.1   | État de référence du combustible étudié  | 131 |
| 6.1.1 | Spécificités de ce paragraphe  | 131 |
| 6.1.2 | Généralités sur la corrosion et l'hydruration des gaines<br>en conditions REP  | 131 |
| 6.1.3 | Hétérogénéité axiale de la corrosion sur un crayon irradié en REP  | 135 |
| 6.1.4 | La formation des blisters d'hydrures sur gaines REP très oxydées   | 138 |
| 6.1.5 | Contraintes dans les gaines de combustible<br>au cours de la corrosion des gaines  | 142 |
| 6.1.6 | Synthèse   | 144 |
| 6.2   | Quelques accidents postulés dans les analyses de sûreté impliquant<br>la résistance mécanique de la gaine de combustible | 145 |
| 6.3   | Contributions à l'analyse des conséquences d'un transport<br>de combustible  | 146 |
| 6.3.1 | Contexte au sein de la problématique du transport<br>des assemblages combustibles irradiés                               | 146 |
| 6.3.2 | Utilisation de l'essai de compression d'anneau en « C »<br>pour la réorientation des hydrures                            | 148 |
| 6.3.3 | Traitements thermiques de précipitation radiale des hydrures   | 150 |
| 6.3.4 | Contraintes seuil de précipitation radiale des hydrures  | 151 |
| 6.3.5 | Influence des hydrures radiaux sur la tenue mécanique de la gaine  | 154 |
| 6.3.6 | Synthèse et perspectives sur l'influence de la précipitation radiale<br>des hydrures                                     | 160 |
| 6.4   | Contributions à l'analyse des conséquences d'un accident d'injection<br>de réactivité                                    | 161 |
| 6.4.1 | Contexte   | 161 |

|       |   |     |
|-------|---|-----|
| 6.4.2 | Quelques enseignements du programme PROMETRA<br>sur les conditions de rupture des gaines de combustible                         | 163 |
| 6.4.3 | Développement du code de mécanique de la rupture CLARIS<br>pour la simulation de la tenue mécanique des crayons soumis à un RIA | 167 |
| 6.4.4 | Synthèse  | 170 |
|       | <br>Chapitre 7  |     |
|       | Conclusion  | 173 |
|       | <br>Chapitre 8  |     |
|       | Présentation personnelle  | 175 |
| 8.1   | <i>Curriculum vitae</i>   | 175 |
| 8.2   | Publications  | 182 |
| 8.2.1 | Articles dans des revues internationales avec comité de lecture   | 182 |
| 8.2.2 | Conférences internationales avec comité de lecture  | 184 |
| 8.2.3 | Conférences nationales  | 185 |
|       | <br>Bibliographie   | 187 |

# Abréviations

$a, a_i$  : profondeur de fissure

APRP : accident de perte de réfrigérant primaire

AR : allongement réparti (UE en anglais)

AT : allongement total à rupture (TE en anglais)

$A_0$  : chargement mécanique autocontraint

BFC : *Bottom Fissile Column* (origine axiale pour la mesure de nombreux paramètres associés aux crayons de combustible)

CIP : *CABRI International Program*

CCT : *C-shaped sample Compression Test*

DNB : *Departure of Nucleate Boiling*

$\overline{\overline{d}} = \frac{d\overline{\overline{E}}^p}{dt}$  : tenseur des vitesses de déformation plastique

$D_i$  : endommagement du matériau

$E$  : environnement ou module d'Young selon le contexte

$\overline{\overline{E}}^p$  : tenseur des déformations plastiques

$\overline{\overline{E}}^{res}$  : tenseur de déformations résiduelles macroscopiques

$f$  : fraction volumique de cavités

GTN : Gurson Tvergaard Needleman (modèle d'endommagement)

HRR : solutions analytiques de Hutchinson Rosengren et Rice sur les singularités de contraintes en pointe de fissure des matériaux élastiques non linéaires

$H_v$  : dureté Vickers d'un matériau

MP : *Mid-Pellet* (cote axiale correspondant au milieu d'une pastille de combustible)

$p$  : déformation plastique cumulée

PCMI : *Pellet Cladding Mechanical Interaction*

PPI : *Pellet-Pellet-Interface* (cote axiale correspondant à la présence de deux épaulements de pastilles de combustible)

PROMETRA : Propriétés mécaniques transitoires (programme collaboratif EDF-CEA-IRSN sur la caractérisation du comportement mécanique des gaines de combustible irradiées en conditions de sollicitations mécaniques rapides [RIA])

$Q_i$  : chargement mécanique généralisé (par exemple moment de flexion, efforts tranchants...)

$q_i$  : déplacement généralisé (rotation, translation...)

RIA : *Reactivity Initiated Accident*

REP : réacteur à eau pressurisée

$R_m$  : contrainte à rupture, valeur maximale de la contrainte conventionnelle lors d'un essai de traction sur matériau ductile (*Ultimate Tensile Stress* [UTS] en anglais)

$R_0$  : limite élastique du matériau en analyse limite et pour les lois de comportements de type Ramberg-Osgood

$R_{0,2}$  : limite élastique conventionnelle à 0,2 % de déformation plastique représentant le début de la plasticité lors d'un essai de traction sur matériau ductile. Les anglophones parlent de *Yield Stress* (YS) indifféremment pour  $R_0$  ou  $R_{0,2}$

$R(p)$  : diamètre du domaine plastiquement admissible, dans le repère des contraintes déviatoriques, ce diamètre est représentatif du degré d'écroûissage atteint

SCIP : *Studsvik Cladding Integrity Project* (programme international sous l'égide de l'OCDE). Étude du comportement des crayons d'assemblages de combustible nucléaire initié en 2004

$\overline{S}$  : déviateur des contraintes

SRA : *Stress Relieved Annealed* (matériau écroui ayant subi un traitement thermique de détentionnement)

$V$  : volume de contrôle de la structure

wppm : *weight particules per million* (ppm massiques ou  $\mu\text{g/g}$ )

$\overline{X}$  : tenseur d'écroûissage isotrope

$\overline{\Sigma}_0$  : auto-contraintes macroscopiques dans le matériau

$\Sigma_{eq}$  : contrainte équivalente, scalaire mesurant l'intensité du tenseur des contraintes au moyen d'une pseudo-norme fournie par le critère de plasticité : von Mises, Tresca, Hill...

$\Sigma_m = \frac{1}{3} \text{trace}(\overline{\Sigma})$  : contrainte moyenne ou contrainte hydrostatique

# Chapitre 1

## Introduction

---

L'analyse de la rupture d'un matériau polycristallin constitue une enquête sur un composant mécanique servant à déterminer les causes de sa défaillance. On peut à présent s'appuyer sur un savoir conséquent qui aide à structurer l'analyse des matériaux. Nous tenterons de restituer une partie du contexte historique de ce domaine d'activité.

Dans certaines industries, l'analyse de la rupture permet l'amélioration et l'optimisation des équipements mis en œuvre en capitalisant l'expérience acquise. On aime souvent à rappeler que le plus grand poste de dépense de l'industrie est l'« usure » des matériaux. À titre d'illustration, l'[IRSN](#) a récemment évalué le coût de l'[accident de Fukushima](#) à 500 milliards d'euros. On comprend qu'investir quelques pourcents de ce montant dans la sûreté nucléaire est nécessaire et utile. Ce contexte est très différent dans l'industrie aéronautique pour laquelle l'image de marque de la

société responsable d'une défaillance constitue l'enjeu principal. Le coût évalué d'un crash aéronautique est de 2 milliards d'euros environ.

Ce domaine d'étude comporte par nature deux aspects indissociables, la caractérisation expérimentale et la modélisation. Les objectifs de ce mémoire sont de montrer l'imbrication de ces approches et d'illustrer la complexité de la tâche à mener. Nous verrons qu'il vaudrait mieux parler « des modélisations » qui chacune apportent un éclairage complémentaire sur l'objet de l'étude.

Ces travaux ont été réalisés dans différentes industries et dans différents contextes. Ils sont souvent le produit de collaborations avec des équipes, des post-doctorants, des thésards ou des stagiaires. Il n'est pas possible de présenter de manière exhaustive tout ce domaine d'activité. J'ai donc tenté de restituer mon parcours sous la forme d'une promenade à travers différentes problématiques. J'ai aussi voulu mettre en exergue quelques sujets d'interrogations qui me semblent intéressants.

Ce mémoire décrit dans un premiers temps l'objet de l'étude, tant du point de vue du calcul des structures que sous l'angle des matériaux. Ensuite, nous décrirons différentes approches permettant de quantifier les conséquences de l'endommagement ou de la fissuration des matériaux :

- analyse limite,
- facteur d'intensité des contraintes,
- intégrale  $J$ .

Ces grandeurs seront mises en regard avec les valeurs maximales que peut tolérer le matériau avant de se rompre. On profitera des discussions autour de l'analyse limite pour évoquer les modèles de mécanique couplant le comportement et l'endommagement.

On présentera également, et assez brièvement, quelques aspects importants de la fatigue-fissuration des composants mécaniques. L'influence de l'environnement sera simplement abordée dans la partie 5 car le couplage fatigue-environnement constitue un sujet d'étude extrêmement varié et complexe.

Nous finirons ce rapport en illustrant l'utilisation des outils de mécanique de la rupture. Cette illustration sera menée sur des préoccupations d'intérêt dans le domaine de la sûreté du combustible. Il n'est pas non plus possible de présenter ce sujet de manière exhaustive dans le périmètre de ce mémoire.

## Chapitre 2

# Le matériau polycristallin endommagé

---

### **2.1 *L'approche des milieux continus***

Le mécanicien dispose d'une représentation du matériau compatible avec l'approximation des milieux continus. Grâce à cette approche, il peut s'appuyer sur un grand nombre d'outils, mathématiques, numériques et de connaissances empiriques lui permettant d'en appréhender le comportement. J'ai été amené à travailler avec bon nombre de ces moyens au cours de mon parcours de recherche. Une schématisation de ce milieu continu sollicité mécaniquement est représentée sur la [figure 1](#).

Ce matériau est délimité par un volume matériel  $V$  dont la géométrie peut évoluer au cours du temps. Cette évolution peut être induite par un grand nombre de phénomènes



physiques : la mécanique, la corrosion du matériau, la diffusion d'espèces chimiques, des transformations de phase du matériau, des dilatations thermiques...

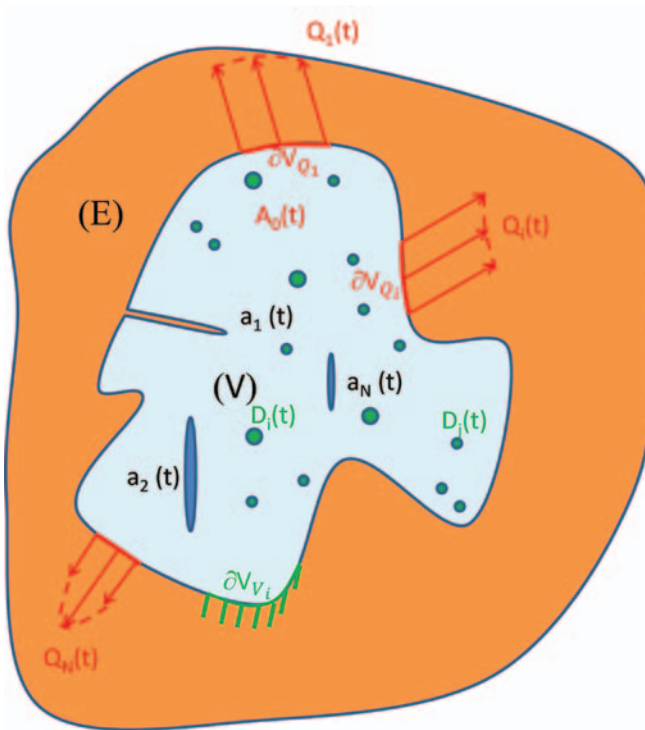


Figure 1. Le matériau dans l'approche des milieux continus.

Ce matériau est immergé dans un environnement  $E$  qui, bien souvent est : du vide, un mélange de gaz, un liquide, un lubrifiant... Il existe de nombreuses configurations pour lesquelles cet environnement doit être pris en compte pour pouvoir décrire le comportement mécanique du matériau. Quelques interactions entre l'environnement et la structure ont jalonné mes recherches, comme par exemple :

- la prise d'hydrogène par le métal,
- l'effet de l'air sur les lois de fatigue des alliages de titane ou de nickel,
- la corrosion des gaines des crayons de combustible par l'eau du circuit primaire d'un réacteur nucléaire,
- les conditions de contact entre deux solides et la lubrification.

Des composants chimiques constitutifs de l'environnement peuvent être adsorbés à la surface du solide  $V$  et parfois modifier significativement son comportement

mécanique. L'environnement peut bien sûr évoluer au cours du temps. Un exemple d'évolution de l'environnement est associé à l'exposition régulière d'un moteur d'avion à un air marin humide, puis à un air sec et sableux, puis à un froid polaire sec... La durée de vie des composants mécaniques est généralement affectée par ces différentes expositions.

Dans l'esprit du mécanicien des milieux continus, le matériau est considéré comme endommagé dès sa fabrication. Cet endommagement évolue tout au cours de la vie du composant mécanique jusqu'à son retrait du service ou sa rupture. On s'efforce de distinguer deux types d'endommagements :

- des fissures  $a_i$  parfois connectées au milieu externe et influencées par l'environnement et d'autres fois occluses à l'intérieur du matériau et peu sensibles à l'environnement ;
- des endommagements localisés  $D_i$ , qui peuvent être considérés comme des microcavités dont la forme est souvent sphérique ou ellipsoïdale.

La distinction manichéenne entre les fissures et les endommagements n'est pas toujours possible. Les fissures sont en général de grande taille et souvent en faible nombre quand elles sont désignées comme telles alors que les endommagements seront plutôt en grand nombre et de petite taille. Ces constituants du matériau évoluent au cours de la vie d'un composant mécanique et occupent un volume croissant dans l'immense majorité des situations. Lorsqu'une distinction de ces deux familles de défauts est possible, le mécanicien des milieux continus dispose d'outils assez bien identifiés pour analyser le comportement à rupture du matériau. Mon parcours a été jalonné de nombreuses situations lors desquelles il n'était pas possible de séparer fissures et endommagements. Il convient alors de manipuler avec une grande prudence les outils du monde des milieux continus.

Nous ne traiterons pas des chargements dynamiques car j'ai peu travaillé sur les effets dynamiques sur la rupture des structures. Ce dernier sujet est néanmoins riche et complexe (crash de structures, impact de projectiles...). Le contenu de ce rapport est dédié à l'étude des chargements quasi-statiques. Le chargement généralisé ( $Q_i$ ,  $V_i$  et  $A_0$  sur la [figure 1](#)) est susceptible d'évoluer au cours de la vie d'un composant mécanique. On distingue en général quelques catégories de chargements :

- les chargements généralisés appliqués  $Q_i$  peuvent être composés d'efforts imposés sur une partie de la surface  $\partial V_{Q_i}$  ;
- des conditions de déplacement imposé  $V_i$ , éventuellement nul sur une partie de la surface  $\partial V_{V_i}$  ;

- les chargements auto-contraints  $A_0$ . Ces chargements présents dans de nombreuses structures sont souvent ignorés dans les analyses mécaniques. Cette situation intervient par exemple lorsqu'une pièce a été usinée et qu'elle est livrée pour être exploitée. Contrairement à l'intuition première (voir [figure 2](#)) cette pièce peut présenter dans son volume des champs de contraintes parfois extrêmement intenses et hétérogènes. On parle également de contraintes résiduelles. De telles contraintes sont parfois mises en œuvre délibérément pour protéger la surface de la structure : traitement de grenailage, olivage, sablage...



Figure 2. Contraintes résiduelles dans une structure et nécessité de leur prise en compte.

Il existe un grand nombre de familles de chargements nécessitant un traitement spécifique comme les conditions de contact entre solides ou forces volumiques ou encore chargements thermiques. Il n'est pas possible d'être exhaustif dans leur description.

Les chargements généralisés sont scindés en plusieurs types ou familles selon leur évolution temporelle :

- les chargements statiques : la valeur des composantes est constante au cours du temps ;
- les chargements monotones, les composantes du chargement augmentent au cours du temps. De tels chargements sont généralement mis en œuvre pour appliquer un chargement statique ;
- un chargement monotone particulier est le chargement radial : les efforts augmentent dans les mêmes proportions au cours du temps ;

- les chargements temporellement complexes qui présentent une évolution complexe au cours du temps ;
- les chargements cycliques: lorsque le chargement appliqué évolue périodiquement. Il existe bien entendu des chargements cycliques temporellement complexes sur lesquels j'ai également été amené à travailler.

Le volume de contrôle du matériau  $V$  est susceptible d'évoluer au cours du temps, y compris à l'échelle du milieu continu. L'évolution des propriétés mécaniques peut être induite par l'adsorption d'espèces chimiques depuis la surface du solide puis leur diffusion. Par exemple la prise d'hydrogène dans un matériau est susceptible de modifier bon nombre de ses propriétés mécaniques, mais aussi d'induire des transformations de phase localisées dans le matériau et donc des contraintes. La maîtrise des matériaux nécessite donc parfois un traitement couplé des effets de l'environnement et de la mécanique. J'ai mené des travaux de ce type dans le cadre de la thèse de Vincent Busser [BUS09A] puis des travaux de post-doctorat de Benoît Krebs [KRE12, KRE13].

Pour le calcul des contraintes induites par les efforts externes et déplacements imposés dans un milieu continu, on peut soit s'appuyer sur des estimations analytiques des contraintes, si la structure et le chargement appliqué ne sont pas trop complexes soit sur des outils numériques comme le calcul par éléments finis. Il existe de rares cas pour lesquels les contraintes résiduelles sont connues. Usuellement (mais pas toujours) les contraintes résiduelles sont prises en compte indirectement dans les propriétés du matériau. Par exemple, une pièce usinée au tour verra sa durée de vie en fatigue caractérisée au moyen d'une éprouvette usinée par la même technique. Nous verrons également que dans de nombreuses situations les contraintes résiduelles peuvent évoluer et même disparaître selon le traitement thermomécanique que l'on fait supporter à un matériau. Dans le cas où l'on souhaite décrire les propriétés mécaniques d'un matériau dont les contraintes résiduelles évoluent, celles-ci doivent être intégrées dans les chargements imposés au matériau. La mesure des contraintes résiduelles de fabrication est parfois réalisée par des analyses séquentielles en diffraction X puis ablation laser afin de décrire la distribution de ces contraintes à l'intérieur du matériau. Cette mesure est bien entendu microscopique et nécessite quelques interprétations complémentaires avant d'être extrapolée à toute la structure.

Les contraintes à l'échelle microscopique dans un matériau sont intimement liées à une déformation réversible d'un réseau organisé d'atomes. Par exemple, si les efforts imposés rapprochent deux atomes ceux-ci se repoussent et cette répulsion est à

l'origine de contraintes de compression. Néanmoins, dans l'approche des milieux continus ces contraintes sont moyennées (ou homogénéisées) sur des volumes de matière conséquents. Cette élasticité peut être linéaire, comme c'est généralement le cas pour les matériaux cristallins, ou non linéaire comme c'est le cas pour les matériaux polymères. N'ayant pas travaillé sur ces derniers, je n'évoquerai plus ces matériaux dans la suite de ce rapport.

Il existe donc un champ de contraintes connu aux autocontraintes ( $\bar{\bar{\Sigma}}_0$ ) près :

$$\bar{\bar{\Sigma}} = ELAS([Q_i]_{i=1,\dots,N}; [V_i]_{i=1,\dots,M}) + \bar{\bar{\Sigma}}_0$$

L'opérateur ELAS représente le résultat du calcul des contraintes issu de la technique de calcul mise en œuvre (formules analytiques, code de calcul par éléments finis, équations intégrales...). Mes recherches ont beaucoup porté sur le calcul des contraintes dans les structures endommagées ou non.

Le calcul mécanique avec l'hypothèse des milieux continus fournit principalement des informations sur les variations de contraintes entre l'état non sollicité et celui avec application des chargements mécaniques généralisés.

Il existe un champ de déformations élastiques associé aux autocontraintes qui se déduit du comportement élastique du matériau polycristallin (tenseur de souplesse) :

$$\bar{\bar{E}}^{res} = \bar{\bar{S}} \cdot \bar{\bar{\Sigma}}_0$$

Ces déformations résiduelles sont très difficiles à mettre en évidence. Comme indiqué précédemment, on s'appuie sur la diffraction X de manière à identifier des variations du paramètre de maille du réseau cristallin.

Les déformations élastiques du matériau polycristallin, associées aux efforts externes, sont généralement calculées comme si le matériau n'était pas auto-contraint et sont données à chaque endroit par la loi de comportement élastique :

$$\bar{\bar{E}}^{el} = \bar{\bar{S}} \cdot (\bar{\bar{\Sigma}} - \bar{\bar{\Sigma}}_0)$$

On rappelle ici que les déformations résiduelles sont également de nature élastique.

La déformation totale de la pièce par rapport à son état de référence, non sollicitée mécaniquement est scindée en une part élastique et une part inélastique potentiellement très complexe :

$$\overline{\overline{\mathbf{E}}}^{total} = \overline{\overline{\mathbf{E}}}^{el} + \overline{\overline{\mathbf{E}}}^{res} + \overline{\overline{\mathbf{E}}}^{inélastique}$$

La déformation inélastique peut-être constituée d'un grand nombre de composantes, dont notamment :

- $\overline{\overline{\mathbf{E}}}^p$  : déformation plastique du matériau,
- $\overline{\overline{\mathbf{E}}}^{th}$  : déformation de dilatation thermique du matériau,
- $\overline{\overline{\mathbf{E}}}^{transformation}$  : lors d'une transformation de phase,
- ...

Les contraintes résiduelles peuvent être intégrées dans la déformation élastique lorsque l'on souhaite réaliser des comparaisons rigoureuses entre deux mises en forme du matériau mais ce n'est généralement pas le cas. Il est, de plus, très difficile de disposer des déformations résiduelles dans tout le volume de la pièce mécanique.

Les informations sur les contraintes et les déformations sont structurées de façon à disposer de moyens de prévision de la rupture des matériaux. Nous reviendrons sur les critères de résistance mécanique dans l'hypothèse de la mécanique des milieux continus.

## **2.2 Les matériaux polycristallins, leurs constituants à l'échelle granulaire**

Le matériau polycristallin est très différent de sa représentation dans l'hypothèse des matériaux continus. Un tel matériau est schématiquement présenté sous la forme d'une famille de grains hexagonaux sur la [figure 3](#). Chaque grain est caractérisé par la présence d'une structure cristalline très ordonnée mais pas nécessairement parfaite. À l'intersection entre deux grains, la jonction présente de nombreux défauts d'arrangement. Le joint de grain est une structure extrêmement complexe jouant un rôle important sur le comportement mécanique du matériau ainsi que sur la ségrégation chimique des espèces. Cette frontière constitue souvent un raccourci de diffusion pour les espèces mobiles dans le polycristal. Lorsque les grains présentent une ou plusieurs orientations cristallines préférentielles, on parle de matériaux texturés, c'est notamment le cas des gaines des combustibles nucléaires. Lorsque

le cristal présente naturellement une anisotropie (cas des cristaux hexagonaux compacts de zirconium dans sa structure stable à basse température), la texture confère au métal une anisotropie de déformation.

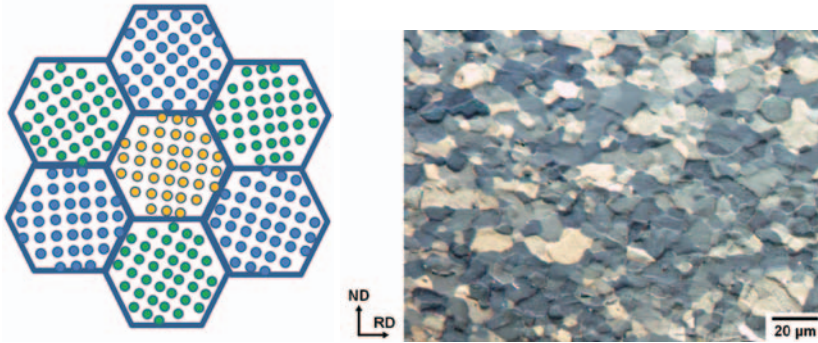


Figure 3. Polycrystal, représentation de principe et métallographie optique en lumière polarisée avec attaque chimique de révélation des grains sur une plaque en Zircaloy-4 recristallisé [KREB12].

La révélation des grains dans un matériau nécessite une phase de mise au point avant de disposer d'un bon contraste entre les grains.

Lorsque l'on descend à des échelles plus fines, on observe dans la plupart des alliages la présence de précipités nanométriques. La figure 4 illustre la présence de précipités intragranulaires et intergranulaires sous la forme de petites taches sombres dans un alliage M5 à base de zirconium. Les précipités ont un caractère durcissant pour le matériau.

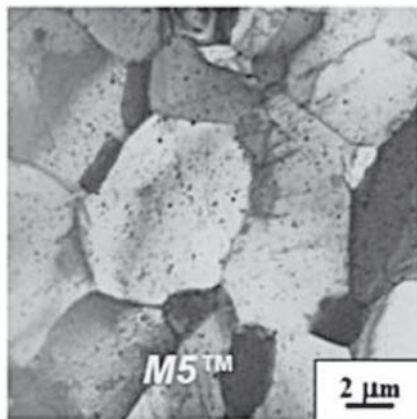


Figure 4. Précipités nanométriques dans un alliage M5 de gaines de combustible [DOR13].

## 2.3 Les polycristaux à l'échelle subgranulaire

Pour un monocristal de structure donnée, et plutôt à basse température, il existe deux modes de déformation irréversible des matériaux :

- activation des plans de glissement (déplacement de deux zones voisines dans un grain le long d'un plan cristallin préférentiel),
- le maillage (distorsion du cristal).

Le mouvement et la déformation des dislocations dans un monocristal en présence de contraintes sont décrits dans le cadre de la dynamique des dislocations. Ce domaine que j'ai peu étudié est d'une importance primordiale sur les propriétés macroscopiques de plasticité ou le fluage des polycristaux.

Les plans de glissement résultent du déplacement d'un grand nombre de défauts à une échelle bien inférieure : les dislocations. À haute température, on assiste à la montée de dislocations et à leur diffusion. Les dislocations se forment parfois par agrégation de lacunes et d'interstitiels et diffusent dans le matériau ou se déplacent en présence d'efforts appliqués. Il n'est pas rare d'observer le transport d'éléments d'addition de l'alliage considéré au cœur des dislocations. Ces dernières années, l'émergence de la sonde atomique tomographique qui permet l'analyse atome par atome d'une fine pointe de matériau a contribué à mieux comprendre les ségrégations d'éléments dans les dislocations et dans les joints de grains. Ainsi, le mouvement des dislocations est une problématique couplant à la fois la déformation mécanique irréversible des cristaux (plasticité) et la diffusion ou ségrégation d'espèces.

Les mouvements des dislocations ou de lacunes sont à l'origine d'un mode de déformation irréversible parfois observé dans les polycristaux : le glissement de joints de grains [GIF94]. Ce mode de déformation va induire des endommagements spécifiques du matériau comme la cavitation intergranulaire.

L'irradiation du combustible nucléaire produit des cascades de défauts cristallins dans les pastilles de combustible comme dans la gaine. Une partie de ces défauts d'irradiation s'agglomère en dislocations. Dans les gaines de combustible, ces dislocations immobiles sont balayées par des dislocations mobiles. Il se forme alors des couloirs pour le mouvement des dislocations mobiles, les défauts d'irradiations s'alignent le long de bandes. Ce processus est appelé *dislocation channeling* [ONI04]. En ralentissant le mouvement des dislocations mobiles, les défauts d'irradiation augmentent la dureté de la gaine. On assiste généralement à un durcissement du



matériau pendant le premier cycle d'irradiation (environ un an) et qui évolue peu lors des cycles suivants. D'autres phénomènes liés à l'irradiation sont susceptibles de limiter l'exploitation des gaines de combustible comme la croissance axiale des crayons dont l'origine est complexe ainsi que l'apparition des boucles-c de dislocation. À très fort niveau d'irradiation, on assiste à la formation de cavités dans le métal par agglomération de défauts lacunaires. Ces phénomènes ne sont pas dans mon cœur de métier.

D'autre part, les dynamiciens des dislocations ont montré depuis longtemps que celles-ci étaient attirées par les surfaces et les zones présentant des défauts cristallins. Ainsi, les dislocations migrent souvent vers la surface des matériaux puis disparaissent. Ce phénomène justifie que les structures très fines ou les fils présentent un comportement élastique y compris à de très forts niveaux de déformation. Ce phénomène explique aussi le rôle de barrière des joints de grains ou des précipités sur le mouvement des dislocations. Ainsi, tous les obstacles microstructuraux constituent des éléments durcissants pour le matériau. C'est la raison pour laquelle les métaux, même faiblement alliés, ont souvent des limites élastiques et contraintes à rupture bien plus élevées que le métal pur de référence pour la famille d'alliages considérée. La loi de Hall-Petch traduit l'effet des joints de grains :

$$R_m = R_i + \frac{k}{\sqrt{\phi_g}}$$

avec :

- $\phi_g$  : diamètre des grains,
- $R_m$  : contrainte maximale avant rupture du matériau,
- $R_i$  : contrainte maximale du matériau monocristallin,
- $k$  : constante.

Une petite taille de grains a tendance à durcir les matériaux. Il n'est pas rare que la limite élastique d'un matériau soit doublée en diminuant la taille des grains.

Si j'ai peu travaillé à ces échelles, mes recherches me conduisent souvent à considérer ces phénomènes dans les analyses. En particulier, la connaissance de la phénoménologie de la déformation plastique à l'échelle d'un monocristal permet de comprendre de nombreux points clefs sur l'analyse des ruptures :

- le rôle des joints de grains, des précipités et de tous les défauts d'arrangement sur les mécanismes de déformation ;

- les surfaces libres favorisent le développement de fissures à leur proximité, de multiples façons, et notamment en attirant à elles les dislocations ;
- parmi les surfaces libres, les fissures induisant des champs de contraintes intenses au voisinage de leur extrémité sont susceptibles de se développer en attirant à elles les dislocations.

Pour pouvoir apporter des conclusions quantitatives, la mécanique des milieux continus doit se cantonner à une échelle sensiblement supérieure à celle du grain.

La grande facilité de la simulation en mécanique des milieux continus incite toujours les mécaniciens à extrapoler le calcul à des échelles inférieures à celle du grain. De ce point de vue, mon parcours m'amène à rester extrêmement prudent sur sa mise en œuvre dans certains domaines :

- la simulation du comportement polycristallin en réalisant une homogénéisation des glissements possibles le long des plans de glissement préférentiels à l'intérieur de chaque grain (en prenant en compte la distribution des orientations cristallines du polycristal considéré) sans prise en compte de l'influence des joints de grains ou des précipités sur les mécanismes de glissement ;
- l'extrapolation par la mécanique des milieux continus de l'effet des précipités ou des cavités dont l'échelle est comparable ou inférieure à celle du grain.

Ainsi, il semble utile d'apporter des précisions sur certains outils de modélisation à l'échelle des milieux continus :

- les modèles type Gurson ou GTN doivent généralement être manipulés comme des moyens d'obtenir des indications sur le comportement à rupture des matériaux ;
- le modèle polycristallin est une étape dans un progrès, non encore abouti (incapacité à décrire certains modes de déformation plastique comme le glissement intergranulaire), sur la remontée des échelles sub-granulaire vers les échelles polygranulaires ;
- la dynamique des dislocations est un outil très intéressant mais dont les conclusions, extrapolées à l'échelle d'une structure polycristalline, restent encore, et pour de nombreuses années, qualitatives.

Ces problématiques sont néanmoins d'un intérêt primordial et un immense ouvrage de remontée des échelles est actuellement engagé. Ce travail portera certainement, au fil des décennies, de grands fruits mais nul ne peut être certain à l'heure actuelle

que la remontée des échelles sera possible de manière satisfaisante. Il n'est pas rare que des chercheurs se rejoignant dans les congrès de mécanique des matériaux couvrant des échelles allant de l'atome à la structure ne se comprennent pas. Le lien entre ces personnes et leurs techniques est en cours d'élaboration.

Ce panorama même rapide doit aussi nous aider à comprendre que les notions de contraintes ou de déformations sont très abstraites et dépendent notablement de l'échelle considérée. Ainsi, pour illustrer ce point, un précipité intragranulaire dont la périphérie se délaminerait pour donner naissance à une cavité n'aura très certainement pas le même comportement qu'un précipité de même taille positionné à un joint de grain. À l'inverse, les considérations qualitatives aident grandement à comprendre les spécificités des matériaux lorsque ceux-ci sont étudiés au moyen de la mécanique des milieux continus.

## ***2.4 Quelques facies d'endommagement usuels des matériaux polycristallins***

### **2.4.1. La ruine ductile et la formation de cupules**

Lorsqu'un matériau polycristallin présente une forte résistance à la déformation mécanique, par exemple en l'absence de fissures macroscopiques, les précipités peuvent perdre leur cohésion avec la matrice et donner naissance à une cavité contenant le précipité. Ainsi, un champ de cavités se développe jusqu'à rupture complète du matériau. Si une de ces cavités se situe le long du chemin de rupture, on parle d'une cupule. Ce type de cupules a été observé dans le cadre de la thèse de Matthieu Le Saux [LES08] réalisée en support du programme PROMETRA : on observe sur la [figure 5](#), la présence du précipité au fond d'une cupule. Ainsi, les précipités sont susceptibles de se transformer en sites préférentiels pour la nucléation de l'endommagement au cours de la déformation mécanique des matériaux. Un mode de rupture très voisin a été étudié sur les gaines hydrurées en alliages de zirconium, nous évoquerons ces travaux ultérieurement.

Lorsqu'un matériau est ductile, la rupture a, macroscopiquement, un aspect terne. Lors d'examen en microscopie électronique à balayage, la présence de cupules le long du faciès de rupture est un indicateur très utile qui permet de conclure à la ductilité locale du matériau. Une rupture ductile constatée sur gaine irradiée dans le cadre du programme PROMETRA apparaît sur la [figure 6](#). Un autre fait marquant associé à cette rupture est qu'il apparaît une macro-cavité centrale d'un diamètre d'une trentaine de micromètres (sombre sur la figure) qui correspond à la coalescence de

nombreuses cavités ayant formé une fissure de taille bien plus conséquente que celle des cupules à son origine. Cette fissure correspond à un stade d'endommagement très avancé, précédant de peu la rupture.

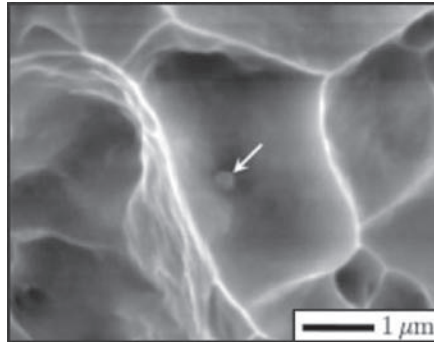


Figure 5. Précipité de  $Zr(Fe,Cr)_2$  (phase de lave) présent au fond d'une cupule sur le faciès de rupture d'une gaine ductile en Zircaloy-4 [LES08].

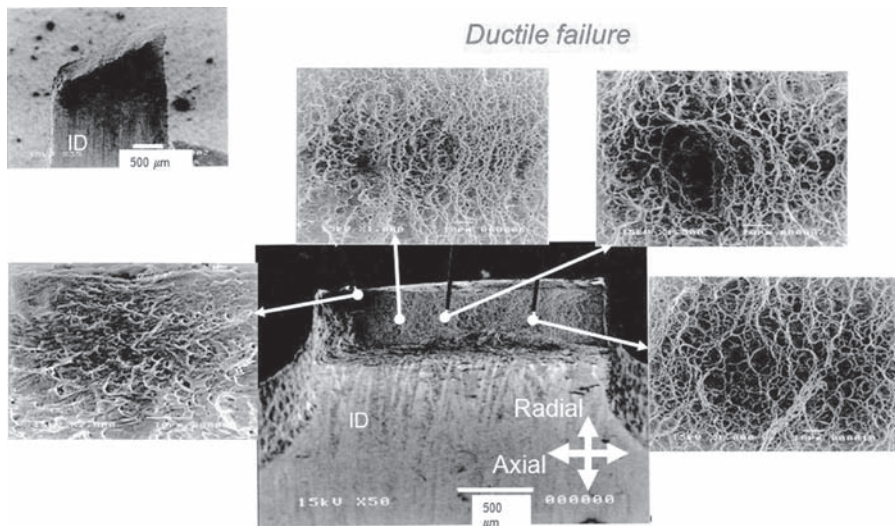


Figure 6. Faciès de rupture d'une éprouvette en Zircaloy-4 irradiée ayant un comportement à rupture ductile testée dans le cadre du programme PROMETRA [DES05].

## 2.4.2. Clivage et pseudo-clivage

Lorsqu'un matériau métallique est fragile ou fragilisé localement on observe macroscopiquement une brillance importante de la rupture ainsi qu'une rupture avec des facettes planes correspondant au sectionnement sans déformations plastiques notables des grains fragiles (clivage).

Un exemple de fissuration par clivage apparaît sur la [figure 7](#) sur une gaine en alliage de zirconium ayant subi une fragilisation par oxydation sous vapeur d'eau à 1 200 °C. Les grains les plus fragiles sont associés à un enrichissement en oxygène important et une propension marquée au clivage.

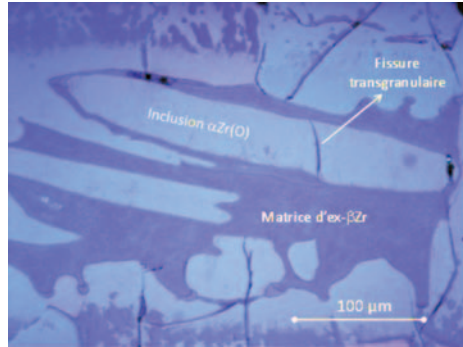


Figure 7. Fissuration transgranulaire par clivage d'un grain fragilisé par de l'oxygène – examen en microscopie optique et sous lumière polarisée (éprouvette AXEL-26) [DES14A].

Pour les gaines très hydrurées, le mode de rupture est du pseudo-clivage (la phase responsable de la fragilité du matériau présente de la déformation plastique localisée) dans les zones les plus riches en hydrogène (voir [figure 8](#)).

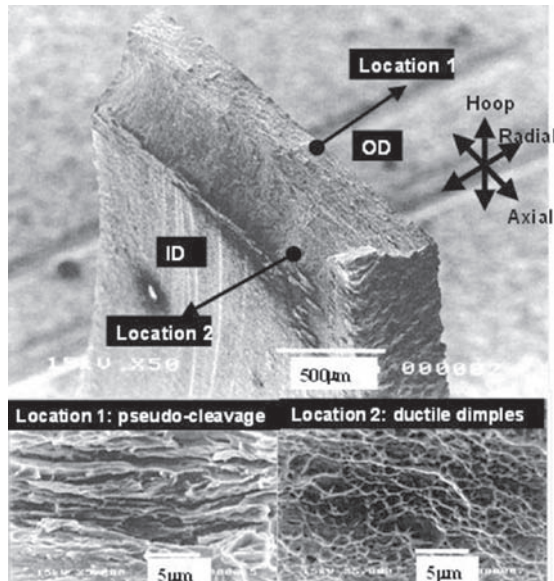


Figure 8. Faciès de rupture d'une éprouvette en Zircaloy-4 irradié et fragile testée dans le cadre du programme PROMETRA [DES05].

### 2.4.3. Rupture intergranulaire

La rupture intergranulaire intervient dans de nombreuses situations et est identifiable sans peine (voir [figure 9](#)). Des fissures se développent le long des joints de grains. Ce type de ruptures apparaît en fluage à haute température sur les alliages de nickel des turbomachines. On constate également des ruptures subissant des alternances de faciès intergranulaires et intragranulaires assistées par la corrosion des grains de Zircaloy des gaines de combustible soumises à des rampes de puissance. Le produit corrosif est encore mal connu, il pourrait s'agir d'un iodure de zirconium,  $ZrI_4$ , ou de l'action combinée d'un mélange de métaux liquides constitutifs des produits de fission dans l' $UO_2$  : le cadmium et le césium. Ce type de ruptures fait partie de mes sujets d'étude dans le suivi du programme suédois SCIP. Néanmoins, les mécanismes de la corrosion sous contraintes lors des rampes de puissance sur des crayons de combustible irradiés semblent si complexes qu'il n'est pas certain qu'un jour une modélisation détaillée puisse émerger.

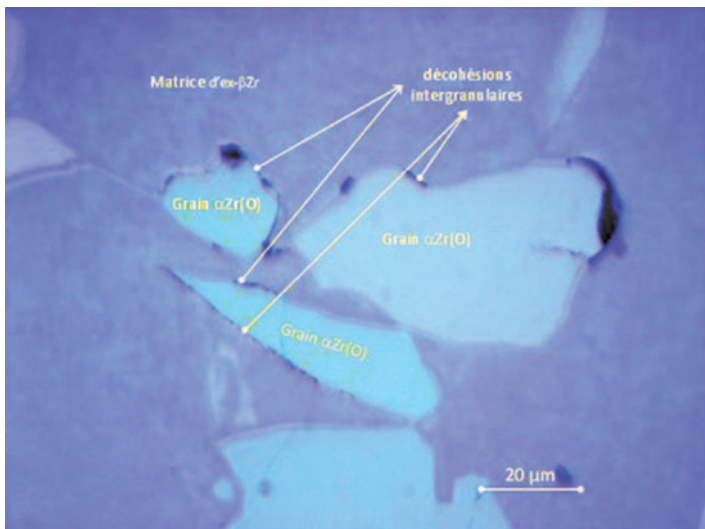


Figure 9. Fissuration intergranulaire d'une gaine en alliage de zirconium fragilisée par de l'oxygène – examen en microscopie optique et sous lumière polarisée (éprouvette AXEL- 26) [DES14A].

### 2.4.4. Propagation des fissures de fatigue

Dans de nombreuses situations, les fissures de fatigue laissent des marques particulièrement intéressantes le long de leur chemin de propagation. Ainsi, lors

d'études menées sur des pièces tournantes de turbomachines on peut lire des informations utiles le long du faciès de fissuration. En effet, on constate parfois la présence de stries qui correspondent bien souvent (pas toujours) à l'avancée de la fissure à chaque cycle (voir [figure 10](#)). Si suffisamment de stries sont observées le long du trajet de la fissure, il est possible de reconstituer les dimensions de la fissure au cours des cycles ayant précédé la rupture. De telles mesures permettent de valider les outils de prédiction de la durée de vie en fatigue fissuration (voir [figure 11](#)).

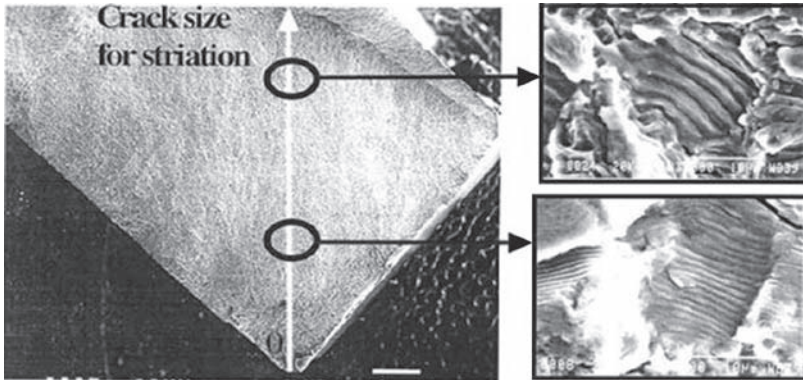


Figure 10. Mesures de distances inter-stries le long d'une fissure de fatigue dans une liaison boulonnée en Ta6V [DES01].

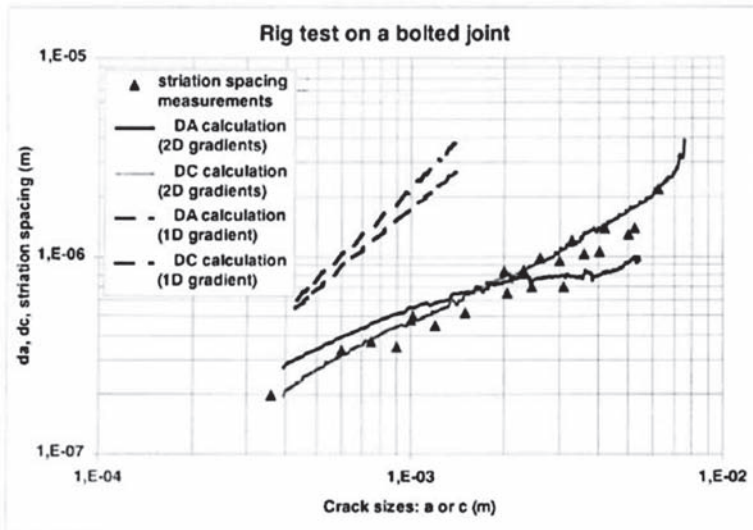


Figure 11. Comparaison des avancées de fissures prédites et mesurées au moyen des inter-stries [DES01].

Les stries correspondent souvent au cisaillement de la distance séparant deux plans de glissement à l'intérieur d'un grain. Il s'agit donc d'une information subgranulaire particulièrement intéressante.

Il convient de rester prudent lors de l'utilisation de tels outils, car il existe des situations lors desquelles les fissures de fatigue sont susceptibles de stopper leur propagation pendant de nombreux vols. D'autre part, il existe des configurations pour lesquelles on ne dépose pas de stries à chaque cycle de fatigue.

Il arrive, par exemple, que lors du remplacement d'aubes insérées dans les alvéoles du disque fan (à l'avant d'un turboréacteur – voir [figure 12](#) pour la localisation des pièces), celles-ci, du fait que le contact avec le disque qui les retient ne soit pas immédiatement accommodé, induisent un chargement vibratoire important pendant quelques vols à la suite desquels le chargement redevient parfaitement normal. Ainsi, lors du remplacement de pièces, on peut avoir formation de fissures de fatigue puis arrêt de ces dernières pendant une longue période et éventuellement des réamorçages ultérieurs. Les zones d'arrêt de la propagation se présentent parfois sous la forme de lignes d'arrêt du front de fissure appelées *beach-marks*.

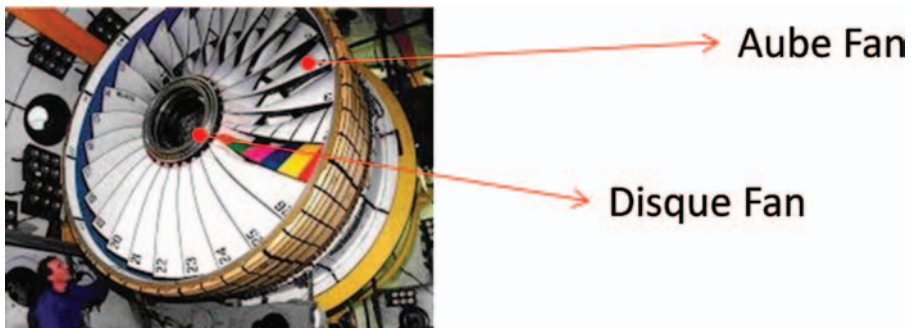


Figure 12. Vue par l'avant d'une turbomachine montrant les aubes fan montées sur leur disque au banc d'essai (Image Rolls Royce).

D'autre part, beaucoup de machines industrielles sont utilisées dans un milieu corrosif qui peut masquer la surface de la fissure. On peut aussi avoir du matage qui endommage la surface fissurée et rend difficiles les examens post mortem. L'acquisition d'informations microstructurales sur la rupture est souvent difficile sur les machines en exploitation et plus facile lors d'essais de laboratoire.



## **2.5 Éléments de modélisation du comportement élastique et plastique et rupture statique des matériaux non préalablement fissurés**

### **2.5.1. Généralités**

La rupture statique des matériaux a lieu lorsque le chargement appliqué est stable ou augmente lentement. Lorsque le matériau ne présente pas de fissure macroscopique, on constate usuellement deux modes de rupture principaux :

- la rupture fragile par clivage, sans déformation irréversible macroscopique,
- la rupture ductile avec une déformation irréversible du matériau avant rupture.

Ces deux modes de rupture sont indissociables de deux modes de déformation du matériau :

- la déformation élastique,
- la déformation plastique.

Généralement, des fissures apparaissent juste avant la rupture finale ou peu avant celle-ci. Cependant, dans les modes de rupture présentés dans cette partie les défauts à l'origine de la rupture sont des nano ou micro-endommagements.

### **2.5.2. Le clivage des monocristaux et polycristaux**

En modélisant l'énergie nécessaire pour séparer en deux parties identiques un monocristal avec un arrangement parfait infiniment étendu sous l'effet d'une contrainte uniforme, on retrouve l'expression proposée par Griffith [GRI21] il y a près de cent ans, donnant la contrainte de clivage d'un point de vue théorique :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E \cdot \gamma_s}{a_0}}$$

avec :

- $a_0$  : distance interatomique,
- $E$  : module d'Young du matériau,
- $\gamma_s$  : énergie de surface du cristal.

Griffith en 1921 tente de s'appuyer sur cette expression de la contrainte de clivage et la compare à celle mesurée sur quelques matériaux fissurés. Il aboutit alors, à

des conclusions importantes, dont nous verrons qu'elles ne sont pratiquement pas démenties par la connaissance actuelle :

- un matériau fissuré se rompt à un niveau de contrainte inférieur à celui du matériau sans défauts ;
- l'énergie de surface du matériau monocristallin doit être considérablement diminuée (d'un facteur 100) pour rendre compte des conditions de rupture d'un matériau réel ;
- la nocivité du chargement mécanique appliqué à une pièce fissurée élastique est proportionnelle à la contrainte à rupture multipliée par la racine carrée de la taille du défaut considéré.

Une analyse énergétique très directe tenant compte de la nature des liaisons entre atomes (potentiels de Lennard-Jones) permet de montrer que la contrainte de clivage théorique est comprise entre deux valeurs (voir [SAR87, CHARMET, MIA95]) :

$$\frac{E}{10} \leq \sigma_c \leq \frac{E}{4}$$

L'expression obtenue par Griffith pour la contrainte de clivage, incluant une influence de l'énergie de surface, est à l'origine de beaucoup de confusions alors que la seconde établit que la contrainte de clivage dépend uniquement de la raideur du cristal. Néanmoins, cette seconde expression nous indique que la déformation à rupture théorique  $\left(\frac{\sigma_c}{E}\right)$  est de l'ordre de 10 à 25 %. Un tel niveau de déformation à rupture pour un matériau n'est atteint que dans des matériaux présentant des arrangements cristallins parfaits comme des monocristaux très ordonnés ou des fils minces. Les matériaux métalliques fragilisés se rompent à des déformations usuellement inférieures au pourcent. Pour les matériaux usuels, la contrainte de clivage est notablement inférieure à la contrainte théorique (voir [figure 13](#)), comme l'avait observé Griffith [GRI21].

Au voisinage immédiat de la rupture, les déformations peuvent être intenses mais restent généralement modérées en moyenne sur la structure ou l'éprouvette. L'écartement généralisé du réseau cristallin, associé à une déformation purement élastique du matériau, pour l'amener à rupture nécessite bien plus d'énergie que le mouvement de dislocations. Ainsi, les contraintes théoriques de clivage ne décrivent généralement pas le comportement des polycristaux. Dans un cas, la déformation est élastique et généralisée, dans le second, il s'agit du cumul d'un peu de déformation élastique généralisée et de déformation plastique irréversible et localisée au voisinage

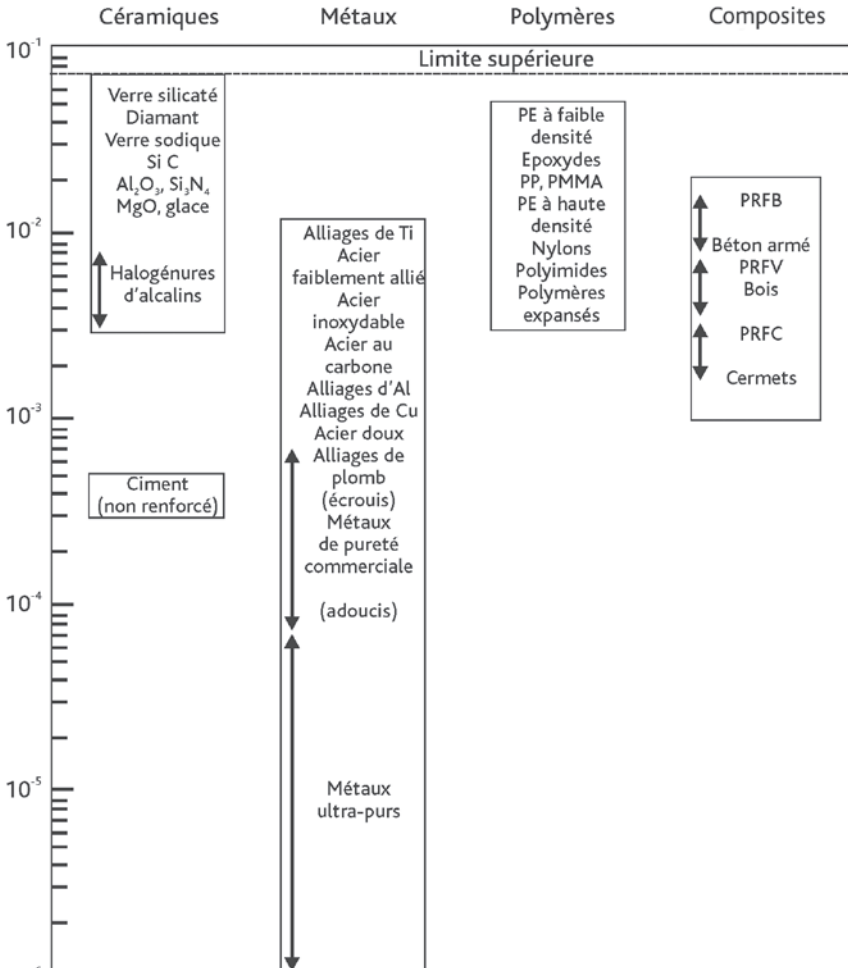


Figure 13. Gammes des contraintes de clivage dans différents matériaux [FORTUNIER].

de la zone de clivage. Par exemple, la déformation plastique le long de lignes de glissement est le mode de déformation des alliages de zirconium à des températures inférieures à 400 °C. Un matériau en apparence élastique peut présenter des mouvements de dislocations et donner naissance à de petites déformations plastiques localisées notamment en pointe de fissure.

La rupture des matériaux fragiles est aisément reconnaissable car elle libère de l'énergie élastique qui est restituée au matériau pour donner lieu soit à la propagation de la fissure libérant cette énergie soit à des ruptures secondaires. Dans le processus

de rupture, il existe souvent une fissure principale (cause) et un réseau de fissures secondaires (conséquences). Ainsi, la rupture d'un matériau fragile est souvent explosive et donne parfois naissance à de nombreux fragments. La recherche de la cause principale de la rupture n'est généralement pas possible sur la base de l'examen d'un grand nombre de fragments.

Pour beaucoup de ruptures fragiles sur des matériaux polycristallins, il existe un volume entourant la fissure principale qui est riche en plans de glissements que l'on peut assimiler à de la déformation plastique localisée. Cette bande représente le sillage plastique de la fissure. La dissipation d'énergie avant rupture a donc lieu dans un volume et non sur une surface comme imaginé à travers l'utilisation du concept d'énergie de surface. Le volume affecté par la déformation plastique au voisinage de la fissure dépend de manière complexe : du chargement mécanique, de la taille de fissure, de la taille des grains, de la distribution des précipités et parfois même des dimensions de la pièce mécanique comme c'est par exemple le cas pour les cuves des réacteurs nucléaires.

La notion de contrainte de clivage est une facilité destinée à simplifier les analyses. Le pendant de cette contrainte de clivage à l'échelle du polycristal est le « *fracture stress* ». L'existence de telles grandeurs n'est pas justifiée de manière satisfaisante et le mieux est d'éviter leur utilisation lorsque cela est possible. La rupture des matériaux polycristallins est en pratique contrôlée par les imperfections du cristal ou du matériau. Il existe de rares situations pour lesquelles les dislocations peuvent être relâchées par les surfaces. Ainsi, l'utilisation de fils très minces permet dans certains cas de diminuer la densité de dislocations et de disposer de contraintes de clivage voisines des valeurs théoriques.

### **2.5.3. La plasticité des polycristaux sous chargement monotone croissant**

La plasticité des matériaux est un phénomène non linéaire, son comportement détaillé dépend de manière complexe du trajet de chargement. Il est utile de présenter séparément le comportement d'un matériau lors d'une montée en charge monotone de sa réponse sous l'effet d'un chargement mécanique évoluant de manière temporellement complexe.

Les monocristaux présentent des plans de glissement préférentiels selon lesquels la déformation plastique va se développer. On considère souvent que chacun de ces plans de glissement peut être activé dès que la contrainte de cisaillement dans le

grain et la facette considérées dépassent une valeur seuil dite de scission critique. Il est possible d'activer les plans de glissement de grains au sein d'une colonie de grains et l'orientation relative de chacun d'entre eux conduira à une déformation plastique homogène aux bornes du polycristal. Cette déformation homogène est la déformation plastique considérée par les mécaniciens des milieux continus. Cette vision reste un peu simpliste dans certaines situations pour lesquelles, la déformation plastique a lieu par glissements aux joints de grains ou encore, lorsque les grains donnent lieu à du maillage.

Cette approche du matériau polycristallin permet de comprendre que les matériaux dits texturés, pour lesquels les grains présentent des orientations préférentielles sont susceptibles de conduire à une anisotropie de déformation, en particulier lorsque la maille cristalline présente elle-même une anisotropie.

Ainsi, les gaines de combustible nucléaires en alliage de zirconium présentent une structure cristalline hexagonale compacte en dessous de 800 °C environ (voir [figure 14](#)). Cette structure favorise une anisotropie de déformation plastique du monocristal. Ces gaines sont de plus texturées en raison du procédé appliqué pour leur fabrication (voir [figure 15](#)). L'axe « c » des cristaux constitutifs des gaines est orienté principalement à  $\pm 30^\circ$  de la direction radiale. Cette texture confère aux gaines une anisotropie de déformation plastique particulièrement marquée lorsqu'elles sont vierges [GRA98, GRA00A]. Le zirconium vierge présente une direction préférentielle de glissement le long des plans prismatiques. L'irradiation va induire

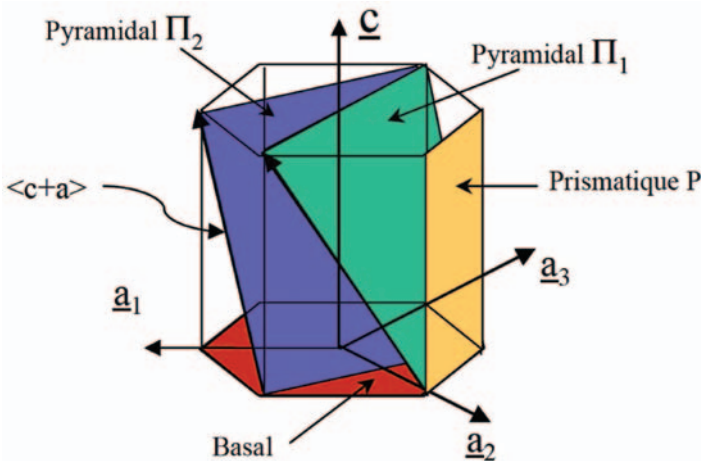


Figure 14. La maille hexagonale compacte du zirconium  $\alpha$  et ses plans de glissement [ONI03, BOU10].

une modification des contraintes de scission par l'intermédiaire du phénomène de dislocation *channeling* [ON104] rendant possible l'activation simultanée des plans basaux et prismatiques. Le plus grand nombre de degrés de liberté disponibles pour la déformation plastique du matériau irradié à basse température lui confère une quasi-isotropie de déformation à l'échelle du polycristal.

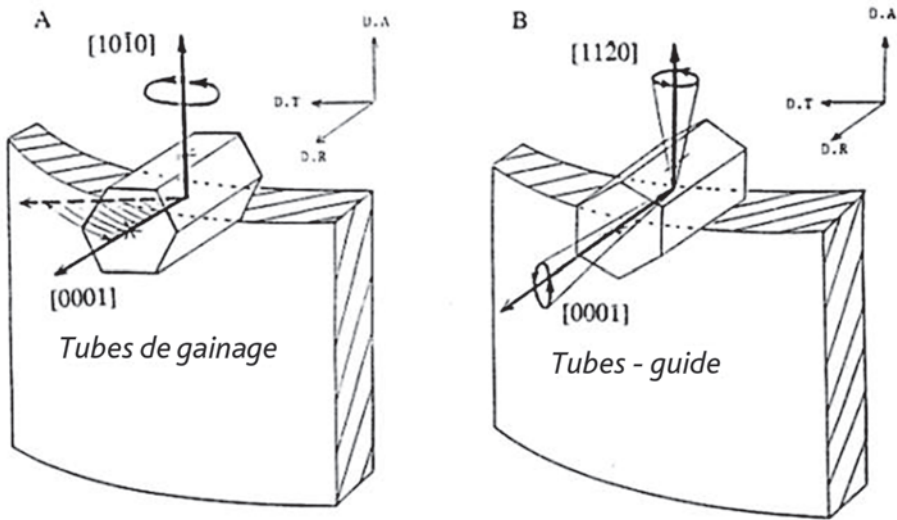


Figure 15. Texture de fabrication des gaines et des tubes guide.

À l'inverse, une orientation de grains cubiques à faces centrées ou cubique centrée d'orientation aléatoire confèrera au polycristal une isotropie de déformation plastique. C'est notamment la raison pour laquelle, il est attendu une isotropie de comportement des alliages de zirconium de structure cubique centrée à partir de 1 000 °C environ malgré la texture du matériau. La transformation de phase à haute température favorise ainsi l'isotropie de comportement. On souligne dans cette discussion l'abstraction faite de l'effet des précipités et des joints de grains. La mécanique sub-granulaire apporte une aide pour tenter de comprendre le comportement du milieu continu équivalent au matériau polycristallin.

Il est nécessaire de définir une contrainte équivalente afin de pouvoir extrapoler les résultats d'essais de plasticité ou de fluage uniaxiaux au comportement d'une structure potentiellement texturée ou anisotrope. On fait intervenir de nombreux critères possibles :

- pour les matériaux anisotropes, on retient souvent la contrainte de Hill [LEM01] (il n'existe, dans ce cas, que peu d'alternatives à cette modélisation), la contrainte équivalente résulte d'une quadrique des composantes du tenseur des contraintes, sous la forme :  $\sigma_{eq} = \sqrt{\overline{\overline{\Sigma}} : \overline{\overline{H}} : \overline{\overline{\Sigma}}} ;$
- ce critère se simplifie notablement pour les matériaux isotropes et en particulier ceux suivant le critère de Von-Mises :
  - $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \overline{\overline{S}} : \overline{\overline{S}}} ,$
  - $\overline{\overline{S}} = \overline{\overline{\Sigma}} - \frac{1}{3} trace(\overline{\overline{\Sigma}}) \cdot \overline{\overline{1}} : \overline{\overline{1}}$  : déviateur des contraintes.

Le critère de von Mises ne dépend que du déviateur des contraintes car on postule que la contrainte hydrostatique,  $p_H = \frac{1}{3} trace(\overline{\overline{\Sigma}}) \cdot \overline{\overline{1}}$ , ne contribue pas significativement à la plastification d'un matériau. Cette hypothèse serait à revoir pour des matériaux soumis à de très fortes pressions comme cela peut être le cas en géologie.

Il existe de très nombreuses autres définitions de la contrainte équivalente (critère de Tresca en particulier) qui peuvent revêtir un intérêt pour différentes raisons, comme mieux décrire le comportement du matériau ou faciliter la détermination de solutions analytiques.

Dans le cas de structures tubulaires, l'utilisation d'un critère de Hill va imposer la réalisation de nombreux essais comme des essais de traction-torsion, de pressurisation interne avec efforts axiaux. Il s'agit donc d'un critère très coûteux à identifier. D'autre part, il n'est pas rare que les paramètres du critère de plasticité évoluent avec le niveau de déformation atteint. Il est souvent préférable de se contenter d'un critère isotrope dont la précision est maîtrisée.

On peut définir une déformation plastique équivalente  $\mathcal{E}_{eq}$  reposant sur l'hypothèse qu'un essai évalué en grandeurs équivalentes doit dissiper autant d'énergie qu'un essai complexe du point de vue des composantes du tenseur des contraintes :

$$\int_0^{\mathcal{E}_{eq}} \sigma_{eq} \cdot d\mathcal{E}_{eq} = \int_0^{\overline{\overline{E}}^{pl}} \overline{\overline{\Sigma}} : d\overline{\overline{E}}^{pl}$$

Dans le cas du critère de Hill, l'expression détaillée de cette déformation plastique équivalente est extrêmement complexe. On utilise généralement la déformation plastique équivalente déduite du critère de von Mises comme indicateur du niveau de déformation plastique, sa dérivée temporelle est donnée par :

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\bar{\mathbf{E}}}^{pl} : \dot{\bar{\mathbf{E}}}^{pl}}$$

La déformation plastique cumulée est alors simplement :

$$p = \int \dot{p} dt$$

Lorsque cela n'est pas ambigu, on notera cette déformation  $\varepsilon_{eq}^{plas}$  ou  $\varepsilon_{eq}$ .

#### 2.5.4. Essais de caractérisation du comportement plastique des matériaux lors d'une montée en charge

L'identification du comportement plastique d'un matériau impose la réalisation d'essais. Ceux-ci doivent être suffisamment simples pour pouvoir trancher sur l'isotropie du matériau et prendre en compte les spécificités du mode de fabrication des matériaux : forgeage, emboutissage, extrusion, traitement thermiques... Ce matériau peut être sous la forme de massifs, de plaques, de tôles, de tubes... Le mode de sollicitation du matériau est susceptible également d'avoir une influence sur le type d'essais à réaliser [DES11]. Il existe des techniques de caractérisation standard, mais bien souvent les spécificités du matériau à étudier imposent le développement de techniques ajustées.

Le principe de l'essai de caractérisation du comportement plastique consiste à :

- choisir une géométrie d'éprouvette adaptée au matériau étudié ;
- développer un mode de sollicitation et le dispositif associé de mise en charge de l'éprouvette ;
- en général, appliquer une rampe de déplacements à vitesse contrôlée au dispositif de traction ;
- réaliser un enregistrement force-déplacement en vue de procéder à son analyse.

Les essais mécaniques sont usuellement dépouillés en grandeurs dites conventionnelles :

- les contraintes sont déduites des efforts  $F$  en les normalisant par rapport à la section  $S_0$  ou géométrie nominale ( $\sigma_c = \frac{F}{S_0}$ ) ;
- les déformations sont déduites des allongements  $\Delta L$  normalisés par la longueur initiale  $L_0$  de la zone utile de l'éprouvette ( $\varepsilon_c = \frac{\Delta L}{L_0}$ ).



Lors d'un essai non standard sur éprouvette annulaire avec partie utile usinée (voir [figure 16](#)), on peut distinguer plusieurs étapes. Ces étapes sont schématiquement illustrées sur la [figure 17](#), ci-dessous. Au début de l'essai, il existe assez systématiquement une phase de fermeture des jeux le long de la ligne de traction.

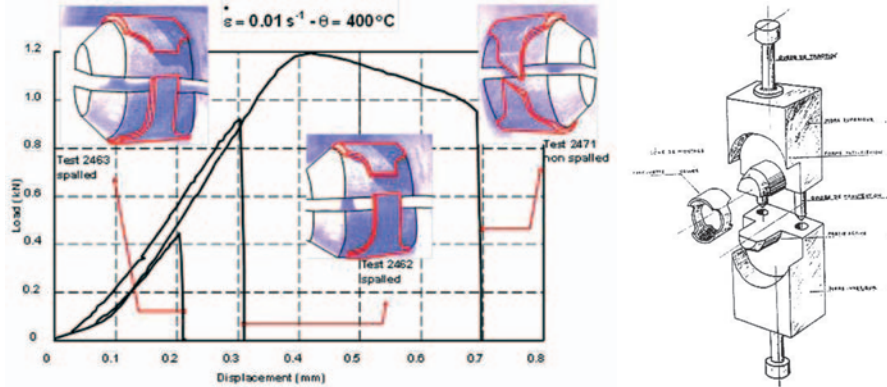


Figure 16. Exemple d'essais de traction sur éprouvette tubulaire réalisés dans les cellules chaudes du CEA Saclay [DES05].

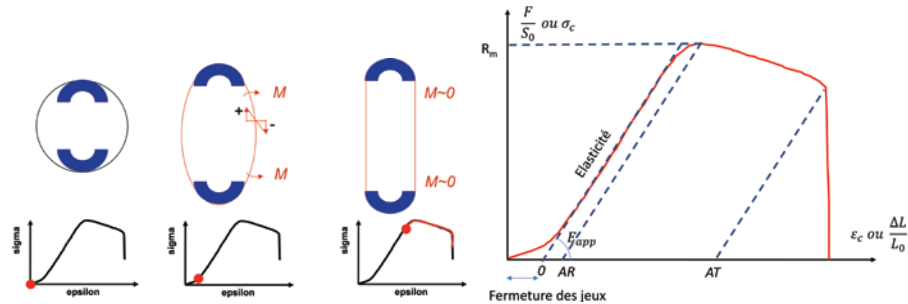


Figure 17. Analyse et dépouillement d'un essai non standard en grandeurs conventionnelles sur éprouvette annulaire usinée.

Après fermeture des jeux, on observe une phase élastique caractérisée par un lien généralement linéaire entre les contraintes et les déformations. Si pour les métaux, la linéarité entre les forces et le déplacement caractérise bien souvent l'élasticité du matériau, la véritable caractéristique de l'élasticité est la réversibilité en conditions isothermes de ce lien. L'enregistrement du déplacement n'étant pas toujours réalisé à proximité immédiate de la partie utile de l'éprouvette, la phase élastique de l'enregistrement ne représente que très rarement la rigidité de l'éprouvette, mais plus souvent la rigidité de la ligne de traction. L'utilisation d'éprouvettes cylindriques pour réaliser un essai de traction non standard induit une flexion des parties utiles

de l'éprouvette qui perturbe l'homogénéité du chargement à travers la gaine. Une fois franchie la phase élastique et si l'éprouvette n'est pas fragilisée, celle-ci pourra présenter une déformation plastique. Les éprouvettes 2462 et 2463 mentionnées sur la [figure 16](#) sont fragiles et se rompent avant de présenter une déformation plastique significative. L'éprouvette 2471 de cette même figure présente une déformation plastique significative. Il est possible d'exploiter cet essai pour déterminer la loi de comportement du matériau.

L'essai est dépouillé en plusieurs étapes. On peut dans un premier temps extraire des paramètres caractéristiques du matériau pour le mode de sollicitation :

- AR : allongement réparti du matériau,
- AT : allongement à rupture du matériau,
- $R_m$  : contrainte maximale avant rupture du matériau,
- $R_{0,2}$  : limite élastique à 0,2 % de déformation plastique (souvent mentionné mais non illustré sur la [figure 17](#)).

Ces caractéristiques simples sont des indicateurs de performance du matériau qui constituent généralement des éléments de choix pour la sélection des matériaux dans les composants mécaniques et dans les machines thermiques.

L'allongement à rupture est parfois utilisé comme paramètre de rupture en déformation imposée. Cependant, ce paramètre est loin de constituer une propriété intrinsèque du matériau, il dépend notablement de la multiaxialité et des dimensions de la pièce considérée comparativement à l'éprouvette [DES11].

En situation de contrainte imposée, le matériau ductile ne peut pas résister à une contrainte conventionnelle supérieure à la contrainte maximale avant rupture et à une déformation plastique conventionnelle supérieure à l'allongement réparti du matériau.

Ainsi, à titre d'exemple, un tube pressurisé présente une déformation juste avant rupture voisine de l'allongement réparti. Pendant le processus de rupture, la déformation plastique de ce tube devient potentiellement plus importante que l'allongement réparti dans la zone d'éclatement. L'éclatement est très rapide et la déformation plastique dans la zone d'éclatement est généralement inférieure à l'allongement total identifié en déformation contrôlée et à moins grande vitesse de déformation que lors de la rupture.

De manière à illustrer la multiaxialité des principaux types d'essais mécaniques mis en œuvre pour la caractérisation du comportement des tubes de gainages dans les réacteurs nucléaires, nous avons représenté sur la [figure 18](#) les rapports de contraintes axiales sur circonférentielles au cours de ces différents essais. Les essais intégraux de RIA de la série REP-Na réalisés au moyen du réacteur expérimental **CABRI** à Cadarache sur des crayons de combustible irradiés constituent la multiaxialité de référence proche d'une sollicitation équi-biaxiale (voir [figure 18](#)). Différents essais ont donc été développés de manière à s'approcher le plus possible des conditions de sollicitation de référence. Leur comparaison complète la compréhension du comportement des gaines de combustible en développant des conditions de multiaxialité variées.

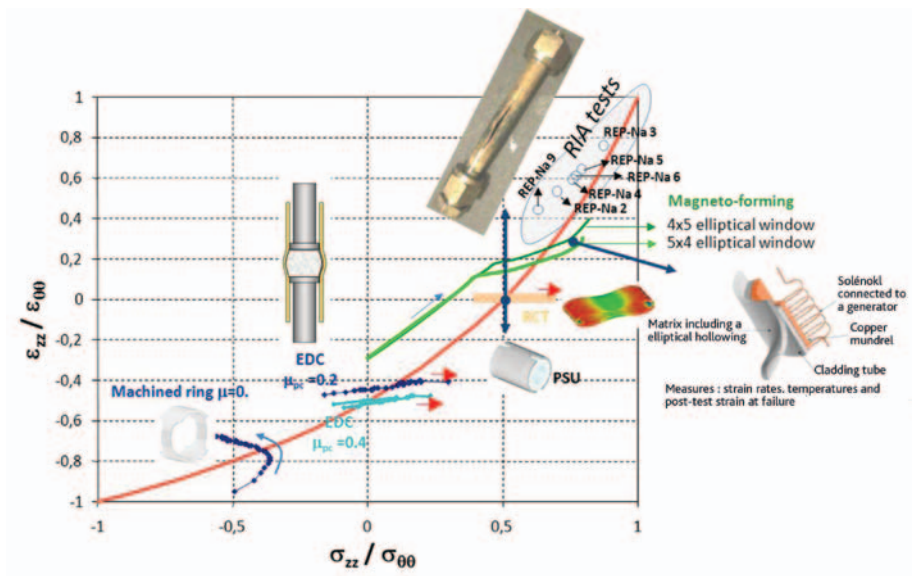


Figure 18. Quelques types d'essais pour la caractérisation du comportement mécanique des gaines de combustible et multiaxialité lors de ces essais [DES11].

### 2.5.5. Domaine plastiquement admissible en l'absence d'endommagement sous l'effet d'un chargement temporellement complexe

Les typologies de lois de comportement des matériaux sont nombreuses et variées. L'expérience accumulée sur un matériau conduit les ingénieurs à maîtriser les spécificités importantes de leurs matériaux en vue d'une famille d'applications données. Dans ce contexte, on construit une loi de comportement dont les paramètres sont aptes à décrire les phénomènes les plus importants que l'on souhaite modéliser. Les déformations plastiques modifient le domaine des contraintes admissibles

(ou domaine plastiquement admissible ou encore domaine élastique), on parle d'écroissage du matériau.

Il existe quelques grandes familles de lois de comportement sans prise en compte de l'endommagement :

- lois à écroissages isotropes décrivant usuellement la plasticité sous chargement monotone ;
- lois à écroissages cinématiques surtout dédiées aux comportements cycliques (fatigue ou chargements complexes temporellement).

La [figure 19](#) illustre, schématiquement, ces deux types d'écroissages en fonction des composantes du déviateur des contraintes. Il semble utile de préciser qu'il est pratiquement impossible de disposer de lois de comportement applicables à toutes les situations. Par exemple, sur un matériau anisotrope, l'écroissage dépendra souvent de la direction de sollicitation. Le souhait de décrire un grand nombre de situations de chargements induit une inflation rapide sur la quantité d'essais à réaliser afin de caractériser rigoureusement ces lois. Les lois très complexes présentent parfois une précision non maîtrisée. Par exemple, pour l'étude de la fatigue après un grand nombre de cycles, le mieux est souvent de retenir une loi de plasticité cyclique stabilisée (qui ne peut être obtenue que lorsque la sollicitation n'est pas trop intense) après un grand nombre de cycles de chargement.

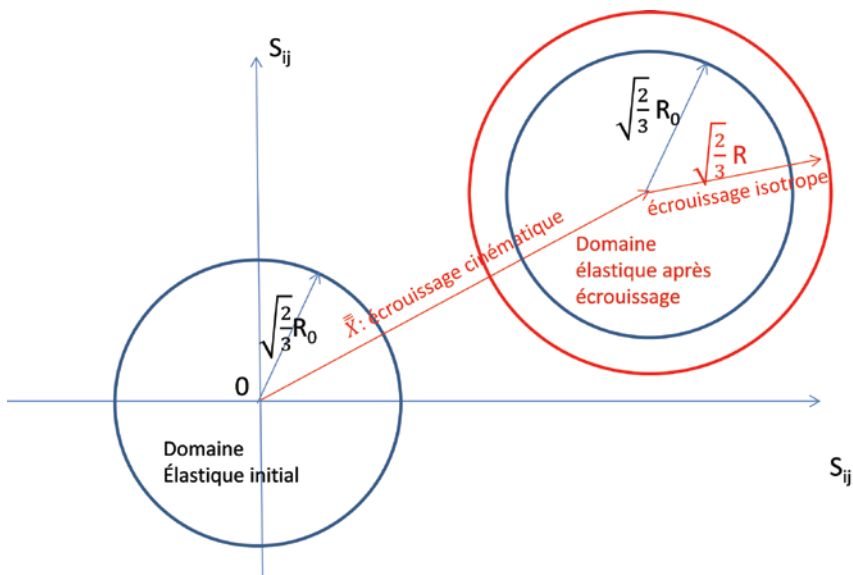


Figure 19. Écroissages isotropes et cinématiques selon les contraintes déviateuriques.

Les propriétés mécaniques de bon nombre de matériaux isotropes sont modélisées au moyen d'une famille de lois de comportements, généralisant le critère de von Mises en incluant la possibilité d'érouissage du matériau. Le domaine plastiquement admissible est décrit par :

$$R(p) \geq \sqrt{\frac{3}{2}(\bar{S} - \bar{X}) : (\bar{S} - \bar{X})}$$

Le principe d'identification des lois de comportement consiste à simuler soit de manière analytique soit par un calcul aux éléments finis le comportement de l'ensemble des éprouvettes testées en ajustant les paramètres de la loi de façon à retrouver au mieux la réponse expérimentale de chacun des essais réalisés.

La caractérisation du niveau d'érouissage à l'issue du phénomène d'accommodation a donné lieu à des méthodes simplifiées qui permettent aussi et surtout d'évaluer les contraintes résiduelles à l'état accommodé [ZAR89]. Ces méthodes bien qu'approximatives aident à comprendre les phénomènes mis en jeu.

L'identification de la loi de comportement repose généralement sur la mise en œuvre d'outils d'optimisation. Dans le cadre du programme PROMETRA, nous avons procédé à l'identification de lois de comportements isotropes (von Mises) à érouissage isotrope applicables à différents matériaux de gainage (Zircaloy-4, M5, Zirlo) irradiés et sollicités à grande vitesses de déformations. Les gammes de températures d'applicabilité de ces lois vont de 20 à 800 °C environ. Ces lois ont été présentées dans [CAZ05, DES05, CAZ07], elles sont mises en œuvre dans la simulation d'« accidents d'insertion de réactivité » (RIA). Pour ce type d'applications, nous avons progressivement appris à ne décrire que ce qui est utile afin de disposer de lois robustes et fiables.

### 2.5.6. Les spécificités des chargements cycliques

La maîtrise de la durée de vie en fatigue d'un matériau impose de connaître les propriétés mécaniques d'un matériau après un nombre conséquent de chargements cycliques. Il existe quelques propriétés clefs des matériaux au sens de la mécanique des milieux continus qui permettent de limiter la quantité de paramètres nécessaires pour décrire convenablement la loi de comportement des matériaux.

Néanmoins, certains phénomènes complexes sont susceptibles de modifier lentement la loi de comportement du matériau au cours d'un essai de fatigue. En

particulier, le vieillissement dynamique associé à la diffusion d'une espèce chimique à une vitesse voisine de celle des dislocations rend le comportement mécanique difficilement prédictible. Laurent de Baglion met en évidence cet effet entre l'azote et les dislocations sur les aciers inoxydables [BAG11]. Du vieillissement dynamique induit par la diffusion d'oxygène sur les alliages de zirconium a également été étudié en dehors du contexte de la fatigue par Stéphanie Graff [GRA06].

Pour les chargements cycliques d'amplitude modérée, on peut avoir une accommodation élastique, le domaine de plasticité s'élargit puis se stabilise par écrouissage principalement isotrope. Pour des chargements cycliques de plus grande amplitude, on peut avoir une accommodation plastique, le type d'écrouissage à l'origine de l'accommodation est potentiellement plus complexe. Pour des chargements très importants, le matériau est exposé au risque de rochet plastique [BRE89]. Dans ce dernier cas, la durée de vie du composant mécanique est extrêmement courte. La maîtrise du comportement des matériaux est un enjeu important en fatigue lorsque la durée de vie du composant mécanique est courte. On peut citer l'exemple des aubes de turbine des turboréacteurs pour lesquelles les motoristes développent beaucoup d'ingéniosité afin d'en maximiser la durée de vie. La durée de vie des composants moins sollicités mécaniquement est nettement plus facile à appréhender et la connaissance des contraintes élastiques est généralement suffisante.

### **2.5.7. Analyse couplée de la plasticité et de l'endommagement**

Les travaux réalisés sur les alliages de zirconium nous conduisent à mieux comprendre la réponse mécanique d'une éprouvette de Zircaloy-4, éventuellement irradié, lorsque celui-ci est ductile. Dans le cas du Zircaloy-4 hydruré de manière uniforme, de nombreux auteurs [YUN85, ARS97, GRA98, GRA00B, LES10] ont mis en évidence que des cavités se forment le long des hydrures de zirconium à partir de déformations plastiques appliquées de l'ordre de 10 à 20 % à température ambiante. À plus haute température, le processus d'endommagement est modifié par la dissolution des hydrures et la plus grande ductilité de ces hydrures.

Il n'est pas possible de considérer ces microcavités comme des fissures, il s'agit plutôt d'endommagements répartis dans le volume d'une gaine sollicitée mécaniquement. L'influence mécanique de ces cavités dépend de la succession de différentes étapes de l'endommagement de l'éprouvette :

- nucléation de cavités à partir d'un certain niveau de chargement (déformation plastique ou contrainte) ;

- croissance des cavités lorsque la déformation locale augmente ;
- coalescence des cavités ;
- rupture finale.

Une solution analytique dans l'hypothèse des milieux continus portant sur les sphères creuses sollicitées mécaniquement a ouvert de nombreuses perspectives pour la modélisation de l'endommagement. Historiquement, cette famille de modèles a été proposée par Gurson [GUR77]. Cependant, du fait qu'une sphère creuse ne peut constituer un pavage d'un espace tridimensionnel, cette approche a été améliorée par Tvergaard et Needleman [TVER84], pour aboutir au modèle GTN. On perçoit le fait qu'une éprouvette constituée d'un matériau incompressible présentant des cavités dont le volume augmente avec l'endommagement verra également le volume apparent de l'éprouvette augmenter. Les matériaux plastiques endommageables perdent la propriété d'incompressibilité plastique (évaluée à partir du volume de contrôle de l'éprouvette ou de la structure considérée).

Un modèle type GTN a été adapté au Zircaloy-4 SRA afin d'évaluer par simulation numérique l'effet de l'hydruration sur la ténacité de l'alliage [DES05B]. Matthieu Le Saux dans le cadre du programme PROMETRA a proposé [LES08, LES10], un modèle GTN associé à un comportement élastoplastique anisotrope identifié et validé sur un grand nombre d'essais. Cette dernière étude constitue le résultat le plus abouti décrivant simultanément la décohérence des précipités de phases de lave (voir [figure 5](#)) et la nucléation de cavités dans les hydrures (voir [figure 20](#)).

Il est important à ce stade de rappeler qu'une grande partie des hydrures précipitent aux joints de grains. Ainsi, les cavités formées dans les hydrures sont très souvent localisées aux joints de grains. Dans ce contexte, une estimation de la fraction de cavités à l'échelle granulaire et une simulation à une échelle des milieux continus pose des problèmes. L'utilisation de modèles de comportement et d'endommagement couplés pour la simulation de la diminution de ductilité induite par des hydrures est donc à manipuler avec une grande prudence, même si elle permet d'extraire des résultats qualitatifs. Un modèle GTN est indissociable de la taille de maille pour la simulation par éléments finis. Pour le Zircaloy-4, les auteurs retiennent une taille d'éléments de 50 à 100 micromètres de côté pour les simulations. Cette taille de maille n'est certainement pas indépendante de la taille des grains. On ne dispose pas de définition rigoureuse de la taille de maille permettant de décrire un matériau donné, la taille de maille choisie est celle qui permet de reproduire au mieux les résultats expérimentaux.

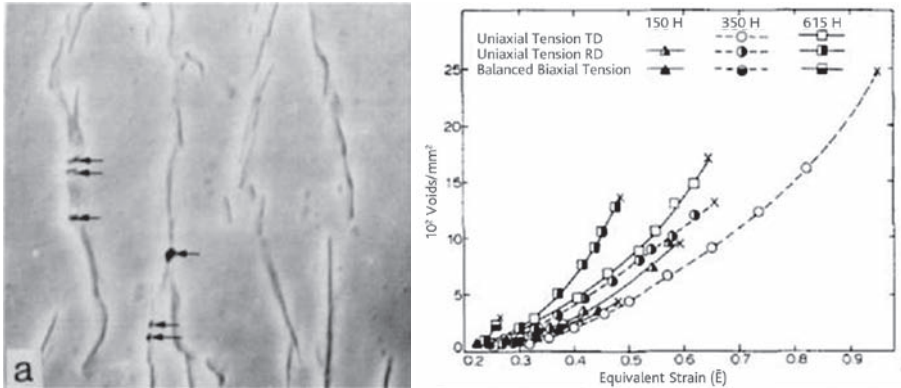


Figure 20. Cavités nucléées lors d'un essai mécanique sur une gaine en alliage de Zircaloy-2 recristallisé [YUN85].

Les limites des outils de mécanique des milieux continus pour décrire un matériau réel apparaissent nettement lors de l'utilisation des modèles GTN.

N'ayant pas mis en œuvre à ce jour la modélisation couplée du comportement et de l'endommagement au moyen des zones cohésives pour la simulation par éléments finis, je n'en décrirai pas en détail les qualités et inconvénients. Cependant, de même que pour les modèles GTN, Needleman [NEE14], rappelle le potentiel mais aussi les limites de ces modélisations. Une difficulté est parfaitement décrite par le modèle de Gurson, la plasticité qui dissipe l'énergie mécanique dans un volume est couplée à la croissance de cavités également volumique. L'endommagement et la plasticité sont partiellement découplés dans la mise en œuvre des lois de comportements avec zones cohésives. Cette dissociation est-elle licite ? Quelle est la signification physique de l'endommagement sans plasticité volumique ?

Ces simulations couplées comportement-endommagement au moyen de la mécanique des milieux continus sont souvent limitées par la difficulté d'identifier expérimentalement les paramètres des modèles en restant rigoureusement dans le cadre de la mécanique des milieux continus.





## Chapitre 3

# L'intensité du chargement appliquée à un composant mécanique fissuré dans l'hypothèse des milieux continus

---

### **3.1 Généralités**

Il n'existe pas de description unique permettant de calculer l'intensité ou la nocivité du chargement sur une pièce mécanique présentant des micro-endommagements et des fissures. Il existe de nombreuses descriptions associées à différents modes de rupture. L'expérience acquise sur un matériau donné et pour un type d'exploitation donné permet de savoir si ces modes sont activés ou non.

Il est intéressant de considérer que les outils théoriques proposés par la mécanique des milieux continus constituent un moyen d'interpolation entre différents résultats d'essais. Ces essais sont généralement réalisés en support à l'exploitation d'une

machine complexe. Si un comportement non prévu vient entraver le fonctionnement de cette machine, il est nécessaire d'identifier le mode de rupture non pris en compte ou imparfaitement traité. Des essais complémentaires doivent alors être réalisés dans les conditions les plus proches possibles de l'exploitation de la machine. Ces essais peuvent ensuite être interprétés au moyen des outils de la mécanique des milieux continus puis extrapolés au fonctionnement de la machine. Cette extrapolation impose la prise en compte de coefficients de sécurité ou de méthodes conservatives.

Nous allons décrire dans ce chapitre quelques modélisations applicables à des pièces endommagées :

- l'analyse limite qui traite de l'existence d'une solution à un problème mécanique élastoplastique considéré, sans nécessairement décrire de manière détaillée les champs de contraintes en tout point de la structure ;
- le facteur d'intensité des contraintes qui décrit une hypothétique singularité des contraintes en pointe de fissure dans le cadre d'un matériau continu au comportement élastique linéaire ;
- l'intégrale  $J$ , qui décrit la singularité des contraintes en pointe de fissure dans l'hypothèse d'un chargement monotone croissant, pour une famille étendue de lois de comportement élastoplastiques ;
- nous évoquerons, enfin, les méthodes simplifiées d'évaluation de l'intégrale  $J$ .

L'intégrale  $J$  généralise la notion de facteur d'intensité des contraintes et nous décrivons le lien empirique qui a été établi entre les charges limites et l'intégrale  $J$ .

## 3.2 *Analyse limite en géométrie de référence*

### 3.2.1 Hypothèses constitutives et intérêt de l'analyse limite

L'analyse limite constitue une approche particulière au sein de l'élastoplasticité tridimensionnelle. Dans cette approche, le matériau est supposé élastique-plastique parfait. La loi de traction uniaxiale de référence est représentée sur la [figure 21](#). On considère donc que le matériau n'est pas écrouissable ( $R(p) = R_0$ ). Le critère de plasticité permettant d'évaluer les valeurs équivalentes du tenseur des contraintes ou des déformations peut être extrêmement varié :

- von Mises,
- Tresca,
- Hill,

- critère de plasticité généralisé fonction des efforts généralisés (associés à des déformations ou courbures) dans des plaques ou des coques soumises à des tractions ou des flexions. Un exemple est le critère d'Iliouchine [ILI56] particulièrement adapté à l'analyse des plaques.

L'analyse limite permet d'étudier un grand nombre de situations. Cependant, deux familles de problèmes sont plus particulièrement étudiées :

- les problèmes de mise en forme des matériaux pour lesquels la géométrie de la structure va fortement évoluer au cours du chargement ;
- les problèmes en géométrie initiale dans l'hypothèse des petites déformations et petits déplacements.

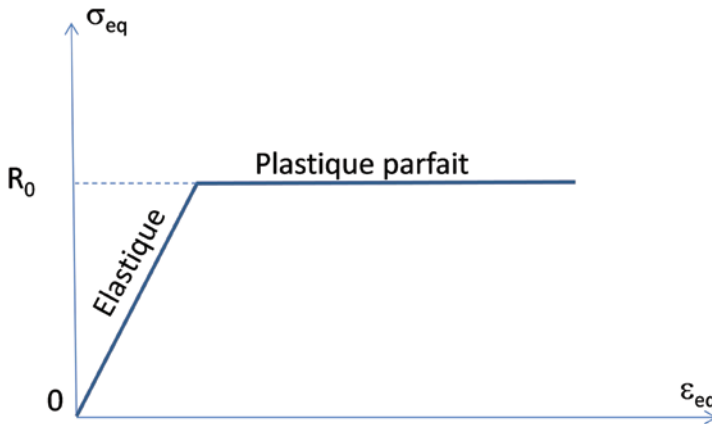


Figure 21. Loi de comportement du matériau élastique-plastique ou élastoplastique parfait.

Dans la suite, nous ne traiterons que de problèmes en géométrie initiale. En d'autres termes, nous nous préoccupons principalement de structures suffisamment rigides pour que les déformations avant rupture ne modifient pas notablement la géométrie de la structure considérée.

L'analyse limite est un outil permettant de traduire le critère de plasticité d'un point matériel du matériau continu en un critère équivalent pour une structure mécanique particulière.

À titre d'illustration, le critère de Gurson a été déduit de l'analyse limite. Ainsi, Jean-Baptiste Leblond et Gilles Perrin proposent de revisiter la construction de

ce critère [LEB96]. On démontre qu'une sphère creuse constituée d'un matériau élastoplastique parfait présente des propriétés très particulières :

- le tenseur des contraintes et des déformations, homogènes équivalents, sont définis au bornes de la sphère creuse ;
- le critère de plasticité doit être redéfini pour rendre compte des spécificités du matériau présentant une cavité en son centre ;
- la sphère creuse n'hérite pas de la propriété d'incompressibilité de la matrice lors de déformations plastiques dont les conséquences sont évaluées sur la surface externe.

On note  $\overline{\overline{\Sigma}}$ , le tenseur des contraintes à la surface de la sphère creuse (la distribution des contraintes à l'intérieur de la sphère creuse n'étant pas décrite par ce tenseur). On note de la même façon  $\overline{\overline{E}}$ , le tenseur des déformations à la surface de la sphère creuse.

On note :

- $\Sigma_{eq}$ , la contrainte équivalente déduite du tenseur des contraintes homogène équivalent  $\overline{\overline{\Sigma}}$ , par exemple, en supposant que la matrice suive une loi de von Mises ;
- $\Sigma_m$ , la contrainte moyenne déduite de  $\overline{\overline{\Sigma}}$ ,  $\Sigma_m = \frac{1}{3} \text{trace}(\overline{\overline{\Sigma}})$  ;
- $f$ , la fraction volumique de cavités (volume de la cavité normalisé par le volume de la sphère).

Alors, une relation originellement définie par Gurson lie ces trois grandeurs :

$$\left(\frac{\Sigma_{eq}}{R_0}\right)^2 + 2.f.\cosh\left(\frac{3\Sigma_m}{2R_0}\right) - 1 - f^2 = 0$$

Cette relation n'est autre qu'une extension du critère de plasticité aux matériaux poreux (évaluation de la distance du tenseur  $\overline{\overline{\Sigma}}$  à la limite d'écoulement plastique), on parle alors de critère de plasticité généralisé.

Il est remarquable de constater qu'en l'absence de cavité ( $f = 0$ ), la contrainte moyenne ne joue aucun rôle sur ce critère de plasticité généralisé. Par contre, en présence de cavités, deux des composantes des invariants du tenseur des contraintes (contraintes moyennes et déviatoriques) influencent le critère de plasticité. Et la fraction de cavités constitue un paramètre supplémentaire influençant le devenir

du matériau. La loi d'évolution de ce paramètre supplémentaire se déduit de l'incompressibilité de la matrice de la sphère creuse.

Cette discussion sur le critère de Gurson nous conduit à nouveau à reconnaître les limites des hypothèses usuellement réalisées dans le calcul des contraintes. En particulier, les critères de plasticité usuels (von Mises, Tresca, Hill...) ne permettent pas de décrire rigoureusement le comportement des matériaux en présence d'endommagement. Le calcul des structures n'est applicable que dans un cadre restreint pour lequel les hypothèses réalisées en amont de ce calcul sont raisonnablement valables.

### 3.2.2 Quelques définitions et propriétés des matériaux étudiés

Pour une charge inférieure à la charge limite, le matériau est exclusivement élastique. Au-dessus de cette charge, la déformation plastique apparaît. De ce point de vue, l'analyse limite porte sur l'évolution de la déformation plastique. On fera non pas référence à la déformation plastique  $\overline{E}^p$  mais à la vitesse de déformation plastique  $\overline{d} = \frac{d\overline{E}^p}{dt}$ . Ainsi, le problème de mécanique des milieux continus qui sera étudié en analyse limite est illustré sur la [figure 22](#).

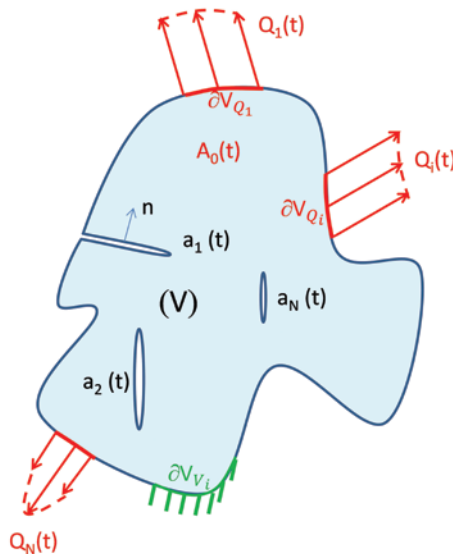


Figure 22. Représentation schématique de la structure étudiée en analyse limite :

- les chargements généralisés appliqués ( $Q_i$ ) sont composés d'efforts imposés sur une partie de la surface ( $\partial V_{Q_i}$ ) ;

- des conditions de vitesses de déplacement plastique  $\vec{V}$ , imposées nulle sur une partie de la surface ( $\partial V_i$ );
- il peut exister des lignes de discontinuité de vitesse tangentielle, notées  $a_i$ , cette discontinuité est notée  $[\vec{V}]$  et la normale au point courant de  $a_i$  est notée  $\vec{n}$ ;
- les chargements auto-contraints sont notés ( $A_0$ ).

Les lignes de discontinuité de vitesses tangentielles présentent des similarités avec les fissures d'où la notation  $a_i$ . Cependant en analyse limite, la séparation des deux lèvres de la ligne de discontinuité n'est pas possible, en revanche le glissement est possible. Il est d'ailleurs remarquable que cette technique de calcul reproduise la vision usuelle dans l'étude de la plasticité d'un monocristal. Ces lignes sont particulièrement utilisées pour les approches par l'extérieur de la charge limite et permettent la résolution analytique de problèmes de charge limite de manière élégante et efficace. Il n'est pas imaginable de présenter l'analyse limite sans mettre en exergue cette approche. On retiendra que  $a_i$  n'est pas rigoureusement une fissure en analyse limite.

Il est démontré que la solution du problème mécanique ne dépend pas de l'élasticité ni des chargements auto-contraints [SAL83, SAL93]. Cette dernière propriété est extrêmement importante car elle signifie que les chargements résiduels ne peuvent pas causer directement la ruine plastique d'une structure. En d'autres termes, les contraintes résiduelles préexistantes sont souvent effacées (et éventuellement remplacées par d'autres contraintes résiduelles) du matériau dans les zones où celui-ci développe de la plasticité. La charge limite n'est donc pas sensible au mode d'usinage d'un matériau. Dans la mesure où la charge limite d'un matériau ne dépend pas de son comportement élastique, on se contente de supposer son comportement comme plastique parfait (illustré [figure 23](#)). Le critère de plasticité de référence permettant de transformer le tenseur des contraintes en un scalaire, la contrainte équivalente retenue peut être : le critère de von Mises, de Tresca, de Hill... On parle plus généralement du domaine des contraintes plastiquement admissibles.

*Définition* : domaine plastiquement admissible ( $G$ ).

En tout point du volume, il existe un convexe  $G$ , de l'espace des contraintes, tel que :

- $\bar{\bar{\Sigma}} \in G$  est permis, le champ est alors dit plastiquement admissible ;
- $\bar{\bar{\Sigma}} \notin G$  est impossible ;
- $\bar{\bar{0}} \in G$ .



Figure 23. Comportement de référence pour l'analyse limite : plasticité parfaite.

Les chargements étudiés doivent être en nombre fini. À chacun des chargements appliqués ( $Q_i$ ), on fait correspondre une composante dite de vitesse de déformation généralisée ( $q_i$ ). À titre d'illustration, si  $Q_i$  est un moment de flexion ou de torsion, on lui fera correspondre une vitesse de rotation, si  $Q_i$  est une force, on lui fera correspondre une vitesse de déplacement... On définit la vitesse de déformation plastique généralisée par le fait que la puissance des efforts extérieurs associée au chargement  $Q_i$  est :

$$W_i = Q_i \cdot q_i$$

De façon à traiter le chargement complet, on définit un vecteur chargement :

$$\vec{Q} = \begin{Bmatrix} Q_1 \\ \dots \\ Q_n \end{Bmatrix}$$

De même, on définit un vecteur de vitesses de déformations généralisées :

$$\vec{q} = \begin{Bmatrix} q_1 \\ \dots \\ q_n \end{Bmatrix}$$

La puissance des efforts extérieurs sur la structure est alors :  $\vec{Q} \cdot \vec{q}$ .

**Hypothèses :**

1. il existe une relation linéaire  $\vec{L}_Q$ , telle que :  $\forall \bar{\Sigma} \in S, \vec{Q} = \vec{L}_Q(\bar{\Sigma})$  ;



2. il existe une relation linéaire  $\overline{\overline{L}}_V$ , liant les vitesses de déformations plastiques aux vitesses de déplacement plastique, telle que :  $\forall \vec{V} \in C, \overline{\overline{d}} = \overline{\overline{L}}_V(\vec{V})$  ;
3. il existe un opérateur linéaire  $\overline{\overline{L}}_q$ , définissant les vitesses de déformations plastiques généralisées :  $\forall \vec{V} \in C, \vec{q} = \overline{\overline{L}}_q(\vec{V})$ .

*Définition* : champ cinématiquement admissible ( $C$ ).

L'ensemble des champs de vitesses de déplacement plastique  $\vec{V}$ , cinématiquement admissibles  $C$ , est l'ensemble des champs qui satisfont aux conditions aux limites sur les vitesses et qui respectent l'incompressibilité du champ de déformations associées.

*Définition* : champ statiquement admissible ( $S$ ).

L'ensemble des champs de contraintes  $\overline{\overline{\Sigma}}$ , statiquement admissibles  $S$ , est l'ensemble des champs qui satisfont aux conditions aux limites sur les chargements appliqués et les équations d'équilibre du système mécanique.

*Définition* : sous-espace des contraintes licites ( $H$ ).

Si  $\overline{\overline{\Sigma}} \in S$  et  $\overline{\overline{\Sigma}} \in G$  alors ce champ de contraintes est dit licite.

*Théorème* : puissances virtuelles, avec prise en compte des discontinuités de vitesses.

En s'appuyant sur ces hypothèses et définitions :

$$\forall \overline{\overline{\Sigma}} \in S, \forall \vec{V} \in C, \text{ alors : } \overline{\overline{Q}} \cdot \vec{q} = \int_V \overline{\overline{\Sigma}} \cdot \overline{\overline{d}} \, dV + \sum_{i=1, \dots, N} \left\{ \int_{a_i} [\vec{V}] \cdot (\overline{\overline{\Sigma}} \cdot \vec{n}) \, da_i \right\}$$

*Principe* : de Hill.

Nous supposerons ce principe vérifié dans la suite de nos études, il existe cependant des situations dans lesquelles on peut le remettre en question. Une solution du problème de mécanique ( $\overline{\overline{\Sigma}}^* : \overline{\overline{d}}^*$ ) est supposée vérifier le principe de travail maximum :

$$\forall \overline{\overline{\Sigma}} \in H : \overline{\overline{\Sigma}}^* : \overline{\overline{d}}^* \geq \overline{\overline{\Sigma}} : \overline{\overline{d}}$$

### Problème d'analyse limite en géométrie de référence :

Soit une géométrie  $V$ , un chargement appliqué  $\vec{Q}$  sur  $\partial V_o$ , des conditions aux limites cinématiques sur  $\partial V_f$ . Existe-t-il un champ de contraintes  $\bar{\Sigma}$  et de vitesse  $\vec{V}$  tels que :

$$\bar{\Sigma} \in H \text{ et } \vec{V} \in C \text{ satisfaisant au principe des puissances virtuelles ?}$$

### 3.2.3 Approche par l'intérieur de la charge limite

*Définition* : sous espace des chargements supportables ( $K$ ).

$$K = L(H)$$

On démontre que  $K$  hérite de propriétés de  $G$ , il est convexe et l'ensemble des chargements appliqués nuls en fait partie. Cet héritage est si fort que l'on peut assimiler les efforts appliqués  $\vec{Q}$  à des contraintes et reconstruire une analyse limite à partir de ces nouvelles contraintes. Typiquement, le critère de Gurson exploite cette propriété. L'analyse limite est extrêmement bien adaptée à l'homogénéisation et à la remontée d'échelles dans le monde des matériaux continus.

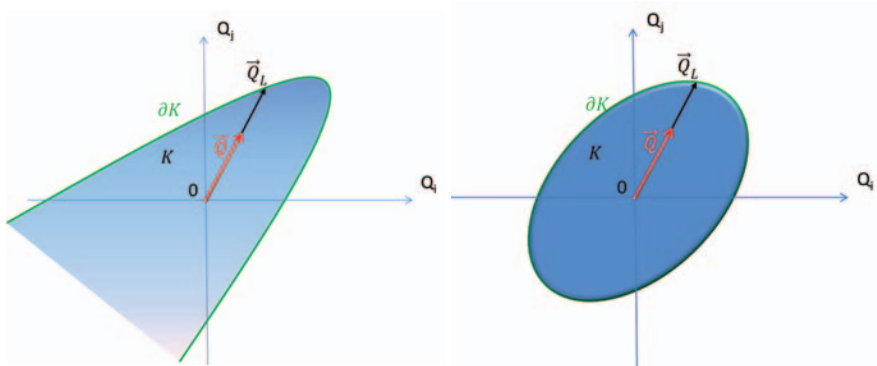


Figure 24. Domaine des chargements supportables (domaine ouvert à gauche, fermé à droite).

Une méthode classique pour explorer  $K$  consiste à effectuer des trajets radiaux de chargement :

$$\vec{Q}_0(t) = \lambda(t) \cdot \vec{Q}$$

Si  $\lambda(t)$  augmente de manière monotone, le chargement est susceptible de rencontrer la frontière de l'ensemble des chargements supportables  $\partial K$ . En d'autres termes, pour tout chargement dans la direction considérée  $\vec{Q}(t)$ , il existe alors un multiplicateur particulier  $\lambda_L$  tel que :

$$\vec{Q}_L = \lambda_L \cdot \vec{Q}$$

avec :

- $\lambda_L = \text{Sup} \{ \lambda \in \bar{R} / \lambda \cdot \vec{Q} \in K \}$  ;
- $\vec{Q}_L$  est dit chargement limite dans la direction  $\vec{Q}$  .

Par construction, le chargement limite se situe à la frontière (lorsque celle-ci existe) de l'ensemble des chargements supportables :

$$\vec{Q}_L \in \partial K$$

*Théorème* : de la borne inférieure.

Si  $\bar{\Sigma}$  est licite pour  $\vec{Q}$  , alors le chargement est supportable par la structure.

En d'autres termes, si l'on explore une famille de champs de contrainte licites par trajets radiaux, alors l'enveloppe convexe extérieure des chargements est incluse dans  $K$ . Les chargements déduits de l'approche en borne supérieure sont, de ce fait, associés à un facteur multiplicatif  $\lambda_L > 1$ .

Cette méthode conduit à une sous-estimation du contenu de  $K$  et donc conduit à des méthodes conservatives. Cette propriété particulière incite à travailler principalement sur l'estimation des charges limites en borne inférieure pour développer des approches conservatives.

### 3.2.4 Approche par l'extérieur de la charge limite

On vise maintenant à construire une famille de chargements extérieurs à  $K$ . Afin d'atteindre cet objectif, nous allons chercher un champ de contraintes plastiquement admissibles qui mis en dualité avec  $\vec{V} \in C$  , non uniformément nul, ne satisfait pas le théorème des puissances virtuelles. On déduira alors que ce champ de contraintes vérifie  $\bar{\Sigma} \notin S$  , c'est-à-dire qu'il ne satisfait pas les équations d'équilibre.

Pour cela, on construit deux fonctions ne dépendant que du matériau (de  $G$ ) :

$$\pi(\bar{d}) = \text{Sup}\{\bar{\Sigma}:\bar{d}/\bar{\Sigma} \in G\}$$

$$\pi(\vec{n},[\vec{V}]) = \text{Sup}\{[\vec{V}].(\bar{\Sigma}.\vec{n})/\bar{\Sigma} \in G\}$$

Ces fonctions  $\pi(\cdot)$ , résultent du critère de plasticité du matériau et sont parfois difficiles à déterminer. Celles-ci ont été déterminées pour beaucoup de critères de plasticité usuels (voir [SAL83]).

On note, ensuite :

$$\forall \vec{V} \in C, \text{ alors : } P(\vec{V}) = \int_V \pi(\bar{d}) dV + \sum_{i=1, \dots, N} \left\{ \int_{a_i} \pi(\vec{n}, [\vec{V}]) da_i \right\}$$

Par construction, et comparaison au principe des puissances virtuelles, on a :

$$\vec{Q}.\vec{q} = \int_V \bar{\Sigma}:\bar{d} dV + \sum_{i=1, \dots, N} \left\{ \int_{a_i} [\vec{V}].(\bar{\Sigma}.\vec{n}) da_i \right\} \leq P(\vec{V})$$

Ainsi, tous les efforts tels que :  $P(\vec{V}) \leq \vec{Q}.\vec{q}$  sont extérieurs à  $K$ .

Cette relation peut être interprétée graphiquement (voir figure 25) et permet de déduire le théorème de la borne supérieure.

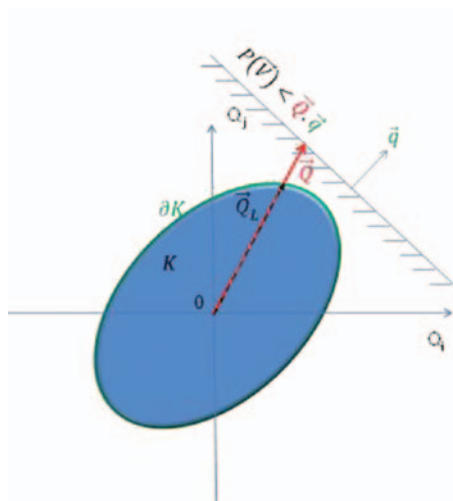


Figure 25. Représentation graphique du théorème de la borne supérieure.

**Théorème** : de la borne supérieure.

$\forall \vec{V} \in C$ , alors les chargements  $\vec{Q}$  qui vérifient  $P(\vec{V}) \leq \vec{Q} \cdot \vec{q}$  sont extérieurs à  $K$ .

En d'autres termes, les chargements déduits de l'approche en borne supérieure sont associés à un facteur multiplicatif  $\lambda_L < 1$  dans une exploration par trajets radiaux de l'extérieur de  $K$  ( $\vec{Q}_L = \lambda_L \cdot \vec{Q}$ ).

### 3.2.5 Quelques résultats obtenus en analyse limite d'éléments de tuyauterie

#### 3.2.5.1 Coudes minces non fissurés en flexion

L'étude des coudes a été menée en parallèle sur deux thèses dans un laboratoire du CEA à la fin des années 1990 en support à l'exploitation des réacteurs à neutrons rapides : celle de David Plancq [PLA97] et la mienne [DES96A]. La thèse de David Plancq a permis grâce à l'implémentation dans Cast3m de la méthode de compensation élastique de vérifier les modèles analytiques de charge limite que j'avais construits. La méthode de compensation élastique repose sur une adaptation astucieuse du module d'Young du matériau en tout point de la structure pour identifier une solution numérique au problème d'analyse limite du matériau [PON97].

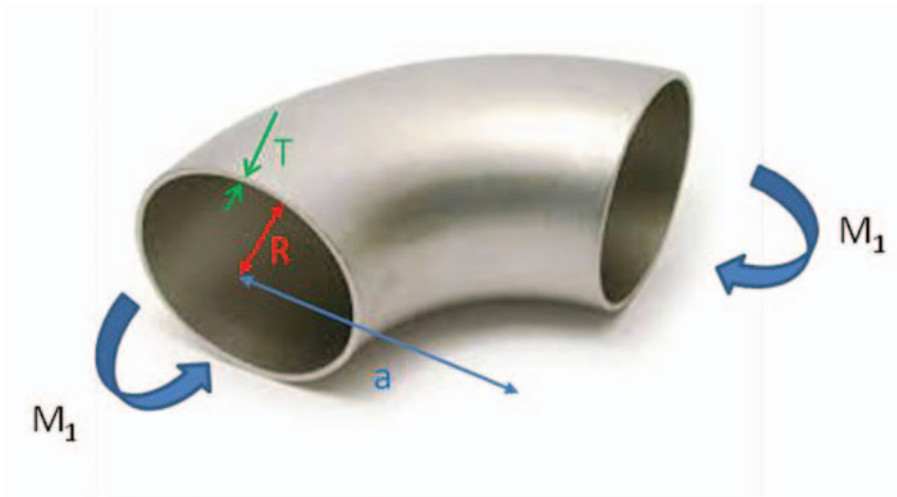


Figure 26. Analyse limite d'un coude non fissuré en flexion dans son plan.

Avant cette étude nous disposions d'une solution en borne inférieure proposée par R.C. Calladine [CAL74] :

$$\frac{M_L}{4R_0R^2T} = 0,935.\lambda^{\frac{2}{3}} \quad \text{domaine de validité : } 0 \leq \lambda \leq \frac{1}{2}$$

avec :

$$\lambda = \frac{aT}{R^2}$$

Une nouvelle solution a été proposée en borne inférieure [DES97] :

$$\frac{M_L}{4R_0R^2T} = \frac{1}{\sqrt{1 + \frac{0,4021}{\lambda^2}}} \quad \text{domaine de validité : } 0 \leq \lambda$$

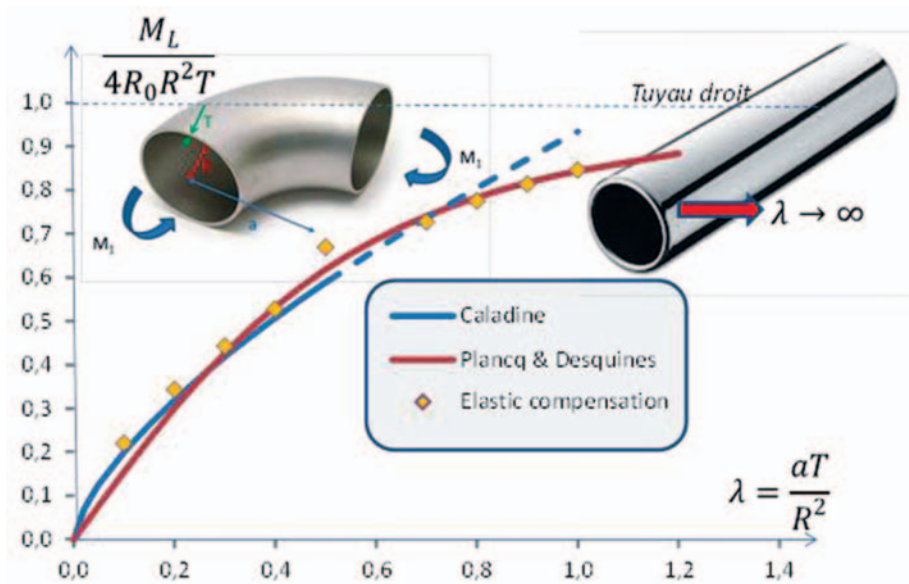


Figure 27. Comparaison des différentes expressions de la charge limite de coudes en flexion.

On constate que pour  $\lambda \leq 0,266$ , la solution de Caladine est supérieure à la nouvelle solution et donc meilleure et de plus en meilleur accord avec la solution numérique de compensation élastique. On recommande donc l'utilisation de la solution de Caladine pour  $\lambda \leq 0,266$ . Pour des valeurs de  $\lambda \geq 0,266$ , la solution proposée est

meilleure sans limite de validité (jusqu'au tuyau droit en flexion), on constate de plus un très bon accord entre la solution analytique et l'approche numérique.

Il n'avait pas été possible d'étudier l'effet de la présence de fissures sur cette géométrie dans les délais de ma thèse.

### 3.2.5.2 Tuyau droit présentant une fissure circonférentielle soumis à un chargement complexe

Les paramètres géométriques du cylindre droit fissuré sont illustrés sur la [figure 28](#), et sont principalement :

- $R$  : rayon moyen du tuyau droit,
- $R_i$  : rayon interne du tuyau droit,
- $T$  : épaisseur de ce tuyau,
- $a$  : profondeur de la fissure en surface externe du tuyau,
- $\beta$  : demi-angle d'extension en surface de cette fissure.

Les composantes du chargement mécanique appliqué sont :

- $M_y$  : moment de flexion du tuyau orienté de manière à ouvrir la fissure le plus facilement possible ;
- $N_z$  : effort axial de traction ;
- $p$  : pression appliquée à la paroi interne.

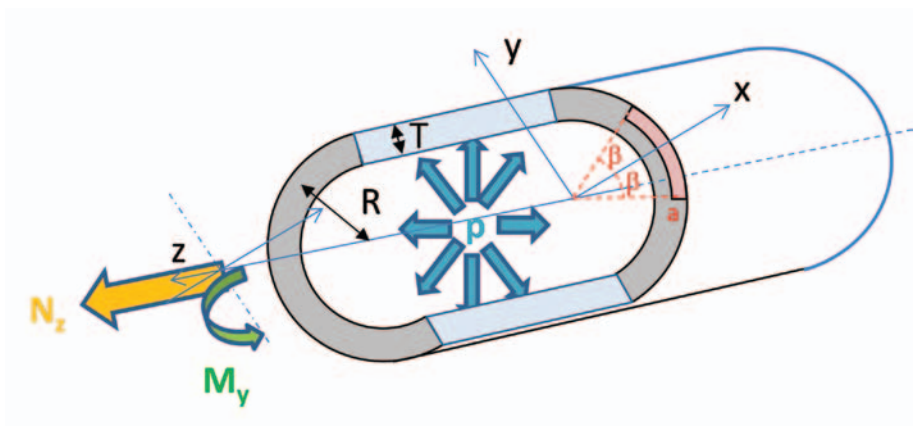


Figure 28. Description géométrique (en écorché) du tuyau droit fissuré circonférentiellement en peau externe soumis à un chargement complexe.

L'effet de fond induit par la pression n'est pas explicitement décrit dans cette analyse. Sa prise en compte revient à augmenter l'effort axial des effets d'une contrainte axiale égale à  $\frac{pR}{2T}$ .

Les efforts appliqués sont dans un premier temps adimensionnalisés afin d'alléger l'expression de la charge limite de la pièce fissurée :

- la pression appliquée à la paroi interne :  $p^* = \frac{pR_i}{R_0 T}$  ;
- l'effort axial :  $n = \frac{N_z}{2\pi R T R_0}$  ;
- l'effort de flexion :  $m = \left| \frac{M_y}{4R^2 T R_0} \right|$ .

La charge limite obtenue en borne inférieure (le détail des calculs réalisés est présenté dans [DES96A, DES96B]) du tuyau fissuré droit dépend de deux paramètres principaux :

$$\beta_0 = \pi \frac{\sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} + n - \frac{p^*}{2}}{\left(2 - \frac{a}{T}\right)\sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2} - \frac{a}{2T}p^*}} \quad \text{et} \quad p_0 = \frac{\left(2 - \frac{a}{T}\right)}{\sqrt{3}\sqrt{1 - \frac{a}{T} + \frac{1}{3}\left(\frac{a}{T}\right)^2}}$$

Deux situations associées à deux modes de ruptures distincts peuvent intervenir :

- Si  $0 \leq \beta \leq \beta_0$  et  $p^* \leq p_0$ , ou si  $p^* \geq p_0$ , alors :

$$m = \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} \sin\gamma - \frac{a}{2T} \left( \frac{p^*}{2} + \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} \right) \sin\beta \quad \text{avec :}$$

$$\gamma = \frac{\pi}{2} \frac{\sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} + n - \frac{p^*}{2} + \frac{\beta a}{\pi T} \left( \frac{p^*}{2} + \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} \right)}{\sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}}}$$

- Si  $\beta_0 \leq \beta \leq \pi$  et  $p^* \leq p_0$ , alors :

$$m = \left(1 - \frac{a}{T}\right) \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} \sin\gamma - \frac{a}{2T} \left( \frac{p^*}{2} - \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} \right) \sin\beta \quad \text{avec :}$$

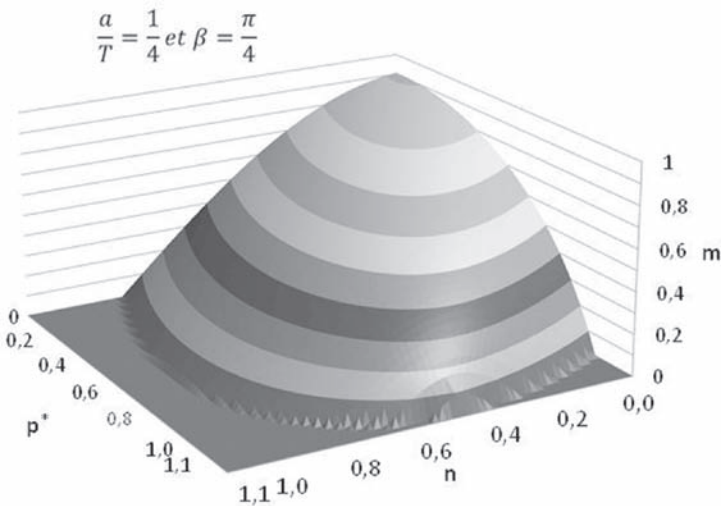
$$\gamma = \frac{\pi}{2} \frac{\sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} + n - \frac{p^*}{2} + \frac{\beta a}{\pi T} \left( \frac{p^*}{2} - \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}} \right)}{\left(1 - \frac{a}{T}\right) \sqrt{1 - \frac{3}{4}p^{*2}}}$$



On représente la charge limite en fonction des différents paramètres de chargements sur un tube fissuré sur la [figure 29](#). On constate, par analogie avec un critère de plasticité, qu'il existe un domaine à l'intérieur duquel on pourra considérer que la structure n'est pas totalement plastifiée. Il n'est, d'autre part, pas possible de résister à un chargement en dehors de ce domaine, pour de tels chargements, on parlera de ruine plastique de la structure.

L'analyse des charges limites nous permet donc d'identifier simplement les conditions de ruine plastique en chargement mécanique imposé. Le fait de disposer de solutions analytiques permet de déterminer l'influence combinée d'un grand nombre de paramètres sur la structure fissurée de manière très efficace.

Bruno Michel et David Plancq du [CEA](#) ont évalué le caractère conservatif de cette borne inférieure au moyen de la méthode de compensation élastique (voir [MIC98]) et aboutissent à la conclusion que le chargement limite est sous-évalué, au maximum, de 20 %.



*Figure 29. Surface limite d'un tube droit avec fissure de 90° pénétrant sur le quart de l'épaisseur et soumise à un chargement complexe de traction ( $n$ ), pression ( $p^*$ ) et de flexion ( $m$ ).*

L'évaluation de la charge limite d'un tuyau droit fissuré donne encore lieu à des améliorations. En 2008, Gao [GAO08] a évalué cette charge limite dans l'hypothèse d'un tube épais.

### 3.2.5.3 Tuyau droit présentant une fissure axiale

Un travail comparable à celui du tuyau droit fissuré circonférentiellement et soumis à un chargement complexe a été réalisé pour les tuyaux fissurés axialement [DES96C]. La solution proposée passe par la résolution d'un problème d'optimisation et semble présenter un plus fort conservatisme que dans le cas de l'étude précédente.

### 3.2.5.4 Synthèse sur les charges limites

Les charges limites de structures, fissurées ou non, mettent en évidence l'existence d'un mode de rupture induit par le dépassement d'un chargement maximal. On parle de ruine ductile des structures. La présence de fissures diminue ce chargement maximal, comme nous l'avons illustré pour les tuyaux droits fissurés circonférentiellement. La présence de cavités influence également la ruine ductile du matériau comme nous l'avons évoqué au sujet des critères type Gurson ou GTN (voir [paragraphe 3.2.1](#)).

On peut clairement imaginer que la présence à la fois de cavités et de fissures (voir [figure 1](#)) donnerait lieu à des charges à rupture encore plus faibles. On comprend l'intérêt que constitue l'analyse limite à deux échelles imbriquées. L'étude d'un problème de mécanique présentant ce degré de complexité relève à ce jour du calcul numérique.

La réalisation d'essais avec des conditions aux limites de type déformation imposée permettrait de se déplacer à la surface de la charge limite au cours du processus de plastification de la structure, et si la fissure connaît une avancée, il faudrait également faire évoluer ce critère.

L'analyse limite nous éclaire sur les critères de plasticité des matériaux : on peut décrire la plasticité d'un matériau de grande complexité (et même une structure) au moyen d'un critère de plasticité. Ce critère nous aide à définir le seuil de chargement à partir duquel on s'attend à observer la déformation plastique. Ce seuil de chargement ne permet aucunement de connaître la distribution locale de contraintes et de déformations. Si l'on revient, par analogie, à l'étude des milieux polycristallins : le calcul de structures dans l'approche des milieux continus ne nous permet pas automatiquement de connaître la distribution des contraintes et des déformations à l'intérieur d'un grain.

Un recueil des expressions analytiques et numériques des charges limites dédié aux structures fissurées a été proposé pour la première fois en 1988 par Miller [MIL88A]. Ces expressions sont continuellement revisitées et améliorées. L'essence même des charges limites en borne inférieure comme en borne supérieure est d'évoluer. Il existe, en effet, très peu de solutions exactes pour lesquelles la charge limite en borne inférieure et en borne supérieure sont égales.

À titre d'exemple, la formule de Tabor [TAB75], liant la dureté Vickers d'un matériau à sa limite élastique ( $R_0 \cong 3.H_v$ ), n'a jamais été démontrée analytiquement malgré le rôle important joué par cette relation. Cette démonstration relève de l'analyse limite.

### 3.3 Le facteur d'intensité des contraintes et l'intégrale $J$

#### 3.3.1 De l'entaille à la fissure

En préalable à la description du facteur d'intensité des contraintes, il est utile de rappeler que les contraintes sont intensifiées au voisinage d'un trou ou d'une entaille. Il existe de nombreuses expressions possibles en fonction de la géométrie à l'origine de la concentration des contraintes. Ces facteurs de concentration des contraintes ont été rassemblés dans un recueil par Peterson à l'usage des bureaux d'étude [PET74, PIL08]. On rappelle que ces résultats ont été obtenus dans le cadre de la mécanique des milieux continus avec l'hypothèse de petites déformations.

La contrainte au point A (voir [figure 30](#)) est maximale et les formulaires de Peterson nous indiquent que :

$$\sigma_A = K_t \cdot \sigma \text{ avec : } K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r}}$$

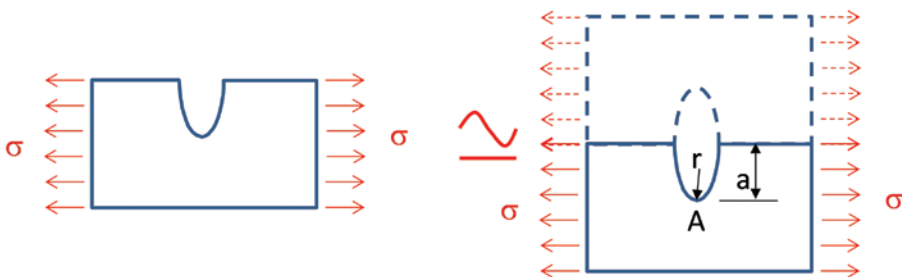


Figure 30. Massif semi-infini avec une entaille latérale et soumis à une contrainte uniforme au loin [PET74].

Ainsi, les contraintes sont d'autant plus importantes que le rayon de courbure  $r$  en pointe d'entaille est petit. Une fissure est une entaille particulière pour laquelle ce rayon de courbure est considéré comme nul. Dans ce cas, la contrainte maximale en pointe de fissure est infinie, et la notion de contrainte n'est plus adaptée au dimensionnement d'une structure fissurée. Cette remarque est à l'origine des travaux d'Irwin dans les années 1950 qui fondent la mécanique de la rupture moderne.

### 3.3.2 Le facteur d'intensité des contraintes

#### 3.3.2.1 Introduction

Georges Rankine Irwin du [Naval Research Laboratory](#) aux États-Unis avait été chargé de mieux comprendre des défaillances en série de bâtiments de surface de la marine américaine au début des années 1950. Les premiers travaux d'Irwin ont ravivé l'intérêt pour les études menées trente ans plus tôt par Griffith [GRI21]. Irwin montre (dans le premier volume du journal *Engineering Fracture Mechanics*) [IRW68], que l'énergie de rupture  $G_c$  d'une pièce fissurée avec une taille de fissure  $a$  correspond à une contrainte à rupture  $\sigma$  :

$$\sigma = \sqrt{\frac{E \cdot G_c}{a}}$$

Contrairement à Griffith, Irwin associe cette énergie à rupture à la dissipation d'énergie plastique en pointe de fissure et en aucun cas, à l'énergie de surface du monocristal de référence. Irwin affirme également que la contrainte à rupture d'un matériau fragile fissuré n'est pas décrite par la charge limite de la structure fissurée. Ces deux avancées ouvrent la voie à un nouveau domaine de la mécanique des matériaux, associé à un nouveau mode de rupture : la mécanique de la rupture. Bien d'autres progrès suivront, nous décrirons quelques-uns d'entre eux par la suite.

Une solution analytique dans le cadre de l'élasticité linéaire en petites déformations avait été obtenue dès 1939 par Westergaard [WES39] dans le cas d'une fissure de longueur  $2a$  à l'intérieur d'un massif infini sollicité en traction uniforme (voir [figure 31](#)). Les travaux de Westergaard rappellent les liens intenses existant entre la mécanique de la rupture et la mécanique du contact entre solides.

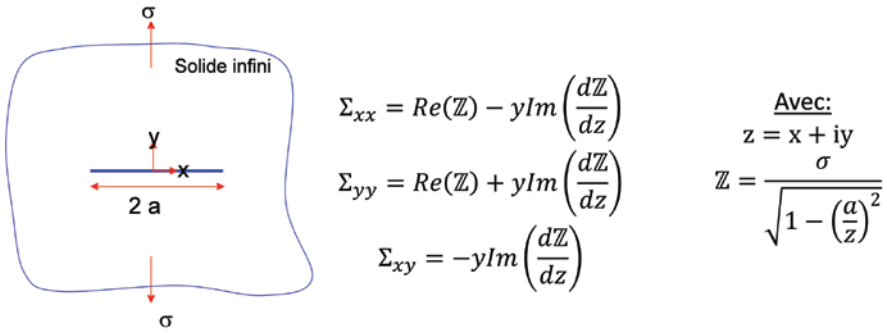


Figure 31. Solution analytique du problème de Westergaard en 1939.

Cette solution, *a priori* complexe (...), a donné lieu à des développements limités en pointe de fissure. Irwin [IRW57] et Williams [WIL57] ont compris la portée des solutions de Westergaard et ont réalisé un développement limité en pointe de fissure de la solution de Westergaard (voir figure 32 pour les coordonnées polaires centrées sur la pointe de fissure). La distribution des contraintes est donnée par :

$$\begin{bmatrix} \Sigma_{xx} & \Sigma_{xy} \\ \Sigma_{xy} & \Sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} & \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} & 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix}$$

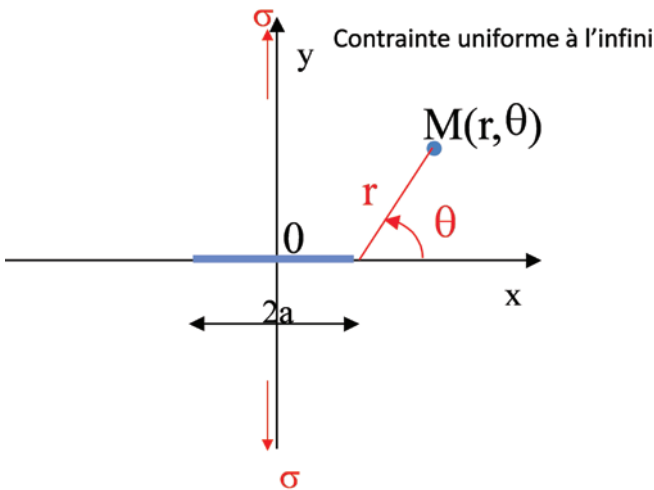


Figure 32. Développement asymptotique en pointe de fissure.

Afin de simplifier les écritures, on notera cette distribution :

$$\bar{\Sigma}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \bar{\Sigma}_I(\theta) \text{ avec : } K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$$

$K_I$  : est appelé facteur d'intensification des contraintes en mode I.

On dispose de même d'une description des champs de déplacements, dans ce même repère :

$$\begin{bmatrix} u_x \\ u_y \end{bmatrix} = \frac{(1 + 2\nu)K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{bmatrix}$$

avec :

- $E$  : module d'Young,
- $\nu$  : coefficient de Poisson.

Une propriété remarquable de ce champ de contraintes, calculé dans le cadre de l'élasticité linéaire et dans l'hypothèse des petites déformations, est qu'il est bien singulier en  $1/\sqrt{r}$  ainsi que le laissait présager le formulaire de Peterson. Le facteur d'intensité des contraintes caractérise l'amplitude de la singularité des contraintes. Concernant l'ouverture de fissures, elle est parabolique et l'amplitude de l'ouverture est également proportionnelle au facteur d'intensité des contraintes.

Pour caractériser l'intensité du chargement mécanique appliqué à une pièce fissurée, on utilisera donc le facteur d'intensité des contraintes  $K_I$ .

Si l'on reprend l'expression de la contrainte à rupture telle que proposée par Irwin dans [IRW68] :

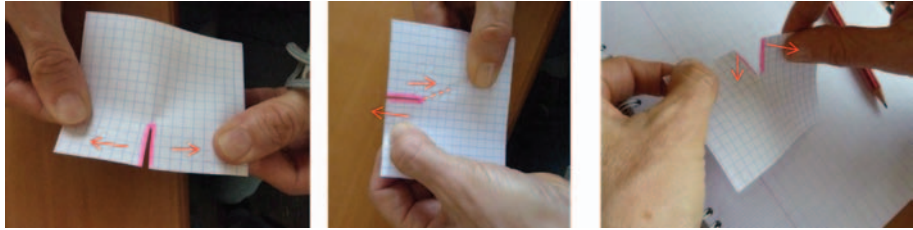
$$\sigma = \sqrt{\frac{E_c G_c}{a}} \text{ est équivalent à : } K_I = K_c$$

En d'autres termes, la rupture fragile d'un matériau fissuré est contrôlée par l'atteinte d'une valeur critique du facteur d'intensité des contraintes :  $K_c$ . Et inversement, lorsque la rupture d'un matériau est convenablement décrite par  $K_I = K_c$ , on dira que celui-ci est fragile.

En pratique, il existe trois modes de rupture notés I, II et III :

$$\bar{\Sigma}(r, \theta) = \frac{K_I \cdot \bar{\Sigma}_I(\theta) + K_{II} \cdot \bar{\Sigma}_{II}(\theta) + K_{III} \cdot \bar{\Sigma}_{III}(\theta)}{\sqrt{2\pi r}}$$

Le mode II est associé à un cisaillement dans le plan de la fissure et le mode III à un cisaillement hors plan. Les modes de déformation associés sont illustrés sur la [figure 33](#).



Mode I

Mode II

Mode III

Figure 33. Les trois modes d'ouverture des fissures [LEM01].

Les modes II et III sont moins souvent étudiés que le mode I, il existe quelques justifications à cela. L'une des explications est que la fissure a naturellement tendance à se développer pour rejoindre une sollicitation en mode I. Le mode III est extrêmement rare, tant et si bien que certains bureaux d'étude sous-entendent qu'il n'existe pas. Néanmoins, les modes II et III peuvent être observés lorsqu'une fissure se propage lentement par exemple en fatigue. Dans cette situation, la fissure a tout de même tendance à se développer de façon à maximiser le mode I. Les modes II et III sont bien plus complexes à analyser que le mode I. En effet, en l'absence de mode I ou pour un déplacement de mode I compressif, les modes II et III induisent du frottement entre les lèvres de la fissure. Le niveau de frottement obtenu est particulièrement complexe et dépend de la topologie précise des lèvres de la fissure étudiée. Cette topologie des lèvres de fissures dépendant elle-même de l'historique de chargement, on comprend la difficulté d'analyser des propagations de fissures en mode mixte.

### 3.3.2.2 Quelques solutions analytiques pour la détermination du facteur d'intensité des contraintes

Sur une structure de géométrie finie, le facteur d'intensité des contraintes n'est pas rigoureusement égal à celui identifié par Westergaard et Irwin. Afin de décrire les effets géométriques, on écrit :

$$K_I = f \cdot \sigma \sqrt{\pi a}$$

avec  $f$  : est dit facteur de forme et dépend de la géométrie précise de la pièce considérée.

La détermination des facteurs d'intensité des contraintes sur les fissures tridimensionnelles à l'intersection d'une fissure et de la surface soulève des difficultés au lieu où la fissure débouche normalement à la surface. Dans ce cas, la singularité des contraintes n'est pas celle décrite par le facteur d'intensité des contraintes. La valeur du facteur d'intensité des contraintes est généralement déterminée en sub-surface. La réalité physique associée est que les fissures ne débouchent pas en angle droit dans cette situation.

À partir des années 1970 environ, de nombreux chercheurs ont évalué les facteurs de forme associés aux géométries les plus utiles. Des méthodes analytiques puis numériques ont été mises en œuvre. La [figure 34](#) met en regard quelques solutions montrant l'effet des surfaces libres sur le facteur d'intensité des contraintes. On constate sur cette figure que le facteur d'intensité des contraintes tend toujours à augmenter lorsque la pointe de fissure est proche d'une surface libre. Du point de vue de la mécanique de la rupture, cette remarque implique que les surfaces libres sont des surfaces préférentielles pour la rupture des composants. De plus, ces surfaces libres sont au contact du milieu environnant, ce qui tend à faciliter la corrosion au voisinage des fissures. Ces deux constats nous amènent à considérer que propagation de fissures et environnement auront souvent un effet combiné.

Les formulaires fournissant les facteurs de forme sont nombreux et variés, les deux premiers formulaires, ci-dessous, qui sont généralistes se dégagent néanmoins :

- formulaire de Tada et Paris, fournit un grand nombre de solutions [TAD85] ;
- *Stress intensity factor handbook* de Murakami [MUR87] est un ouvrage unique par la variété et la richesse des solutions proposées ;
- les solutions de Raju et Newman [NEW84A, RAJ88] sur des barreaux présentant des fissures, semi-elliptiques et quart-elliptiques constituent une référence incontournable pour l'évaluation des facteurs d'intensité des contraintes.



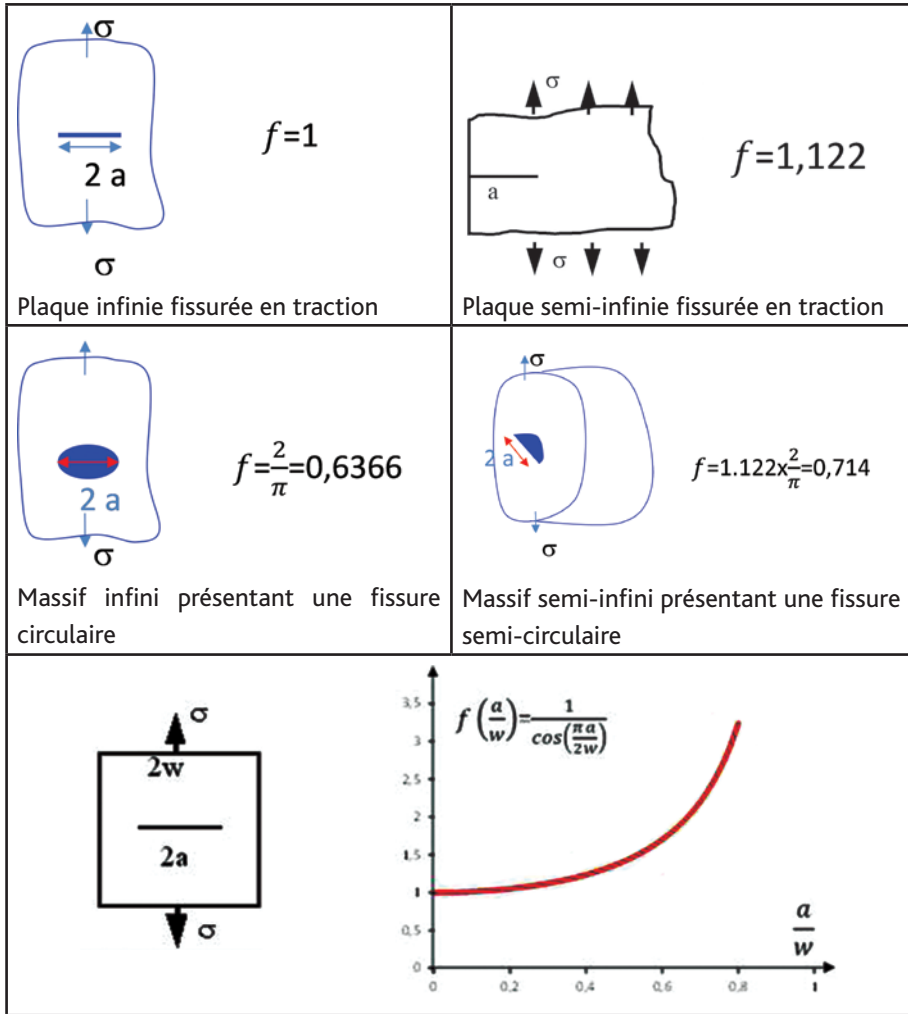


Figure 34. Quelques solutions analytiques sur les facteurs de forme.

Il existe des formulaires « métier » :

- EDF a codifié les règles d'exploitation de REP Français dans le RSEM [RES97]. Ce code recense les facteurs d'intensité des contraintes adaptés à chaque situation couverte par ce code ;
- de même, le CEA a élaboré un document [DRU98] recensant, entre autres, un grand nombre de facteurs de formes dédiés aux analyses de nocivité des fissures.

### 3.3.3 L'intégrale $J$ et la mécanique élastoplastique de la rupture

#### 3.3.3.1 Introduction

Le facteur d'intensité des contraintes décrit, de manière théorique, la singularité des contraintes dans un matériau présentant un comportement élastique linéaire et respectant (à distance raisonnable de la pointe de fissure) l'hypothèse des petites déformations.

De nombreuses industries utilisent des matériaux extrêmement ductiles comme les aciers à bas carbone ou les aciers inoxydables. Ces matériaux sont également susceptibles de se fissurer et se rompent pour des niveaux de déformation plastique conséquents. Dans cette situation, l'expérience montre que les facteurs d'intensité des contraintes ne décrivent pas convenablement leur comportement.

Lorsque les déformations plastiques à rupture sont faibles mais non négligeables, les charges limites des structures fissurées ne décrivent pas convenablement leur comportement. Il a donc été nécessaire de développer une nouvelle approche.

#### 3.3.3.2 Les invariants intégraux d'Eshelby

En 1956, Eshelby [ESH56] étudie le mouvement des dislocations et cherche des grandeurs mécaniques invariantes contrôlant leur déplacement.

On considère :

- un défaut (une fissure pour la mécanique des milieux continus, une dislocation pour la mécanique des dislocations dans les monocristaux) représenté sur la [figure 35](#) ;
- ce défaut est repéré dans un repère local  $x, y$  ;
- un contour  $C$ , entourant ce défaut avec une normale externe  $\vec{n} = \begin{Bmatrix} n_x \\ n_y \end{Bmatrix}$  et une abscisse curviligne  $s$  repérant la position le long de ce contour.

Deux intégrales de contour invariantes lors de la translation d'un défaut ont été mises en évidence par Eshelby :

$$J_I = \oint_C \left\{ W \cdot n_y + [\bar{\Sigma} \cdot \vec{n}] \frac{\partial u}{\partial x} \right\} ds$$

$$J_2 = \oint_C \left\{ W \cdot n_x + [\bar{\Sigma} \cdot \vec{n}] \frac{\partial \vec{u}}{\partial y} \right\} ds$$

avec :

- $W = \int_0^{\bar{\epsilon}} \bar{\Sigma} : d\bar{\epsilon}$  : énergie de déformation mécanique locale,
- $\vec{u}$  : déplacement d'un point matériel du solide induit par les efforts appliqués.

Ces invariants ont la propriété d'être nuls [BUI74] dans le cadre de travaux d'Eshelby en l'absence de pression sur les lèvres de la fissure.

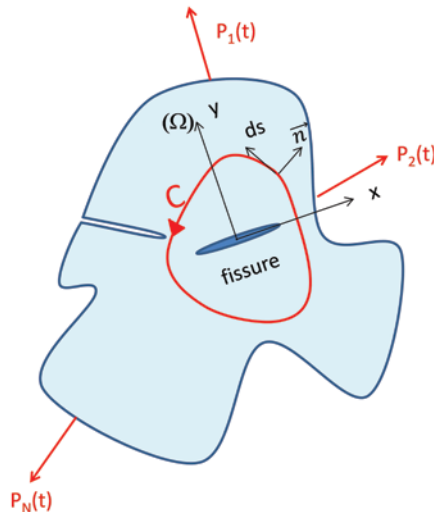


Figure 35. Les intégrales de contour d'Eshelby.

### 3.3.3.3 L'intégrale de Rice

Rice [RIC68A] montre en 1968 que la propriété d'invariance vis-à-vis du contour d'intégration est conservée uniquement pour l'intégrale  $J_1$ , lorsque ce contour entoure la pointe de fissure, que celui-ci soit fermé ou non.

L'intégrale  $J_1$  présente d'importantes propriétés :

- elle caractérise l'influence du chargement appliqué sur la pointe de fissure étudiée ;
- elle est égale à la variation d'énergie potentielle de la structure lors d'une avancée élémentaire de la fissure  $da$  :  $J_1 = -\frac{dP}{da}$ .

L'intégrale  $J_1$  est appelée intégrale  $J$  de Rice :

$$J = \oint_C \left\{ W.n_y + [\overline{\Sigma} \cdot \vec{n}] \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} \right\} ds$$

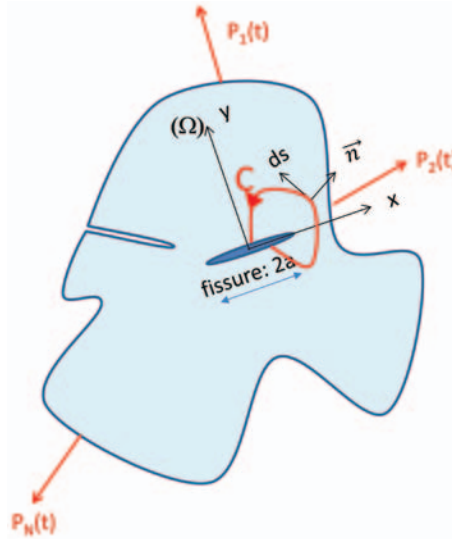


Figure 36. Les intégrales de contour de Rice.

Une propriété essentielle est que l'intégrale de Rice conserve ses propriétés d'invariance vis-à-vis du contour d'intégration à condition que les contraintes dérivent d'un potentiel (voir [BUI74, HUT79A]) :  $\overline{\Sigma}(\overline{\epsilon}) = \frac{\partial W}{\partial \overline{\epsilon}}$ .

Cette propriété en permet l'application à des matériaux élastiques non-linéaires et nous constaterons l'importance de cette propriété par la suite. S'appuyant sur cette même hypothèse, les travaux de Bui pour EDF dans les années 1970 [BUI74] ont mis en évidence l'existence d'une intégrale duale notée  $I$  et égale à l'intégrale  $J$ .

Le fait que l'intégrale  $J$  soit égale à la variation d'énergie potentielle lors d'une avancée élémentaire de fissure en facilite la caractérisation expérimentale. Zhu (voir [ZHU12]), résume les méthodes expérimentales de caractérisation de l'intégrale  $J$  découlant de cette propriété énergétique.

L'intégrale  $J$  étant une caractéristique de l'intensité du chargement à la pointe d'une fissure au sein d'un milieu continu pour un matériau élastique non linéaire permet d'étendre le domaine d'utilisation de l'intégrale de Rice. En effet, en faisant

l'hypothèse d'un matériau élastoplastique sollicité par un chargement monotone croissant, on conserve la propriété d'invariance vis-à-vis du contour d'intégration. Le matériau élastoplastique ne se distingue du matériau élastique non linéaire que lors de déchargements mécaniques. Inversement, les évaluations numériques montrent sans peine que l'intégrale  $J$  n'est plus invariante au contour d'intégration lorsque le chargement diminue. En situation de chargement complexe, une diminution de chargement en pointe de fissure est simplement associée à une diminution de l'intégrale  $J$  qui rend alors ce paramètre inutilisable pour caractériser l'intensité du chargement.

On doit apporter des corrections à la formulation intégrale de  $J$  pour tenir compte d'un certain nombre de chargements spécifiques :

- axisymétrie de la fissure,
- chargements thermiques,
- pression appliquée sur les lèvres de la fissure,
- forces de volume,
- forces d'inertie,
- ...

Les codes de calcul par éléments finis réalisent ces corrections en toute transparence pour leurs utilisateurs.

On rappellera donc la propriété importante suivante :

*L'intégrale  $J$  est une caractéristique de l'intensité du chargement à la pointe de la fissure étudiée au sein d'un solide présentant un comportement élastoplastique dans l'hypothèse des milieux continus (en petites déformations et petits déplacements) si et seulement si le chargement mécanique est monotone croissant.*

Cette propriété a ouvert la voie à la mécanique de la rupture des matériaux ductiles dans les années 1970.

### 3.3.3.4 Les solutions de Hutchinson Rosengren et Rice (HRR)

Les propriétés des intégrales d'Eshelby et les travaux de Rice ont permis à Hutchinson, Rosengren et Rice de publier simultanément deux articles dans la revue, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* [HUT68, RIC68B], donnant une solution semi-

analytique à l'intégrale  $J$  associée à une pièce fissurée pour un comportement élastique non-linéaire. Un article était consacré à la valeur de l'intégrale  $J$  en contraintes planes [HUT68] et l'autre en déformations planes [RIC68B].

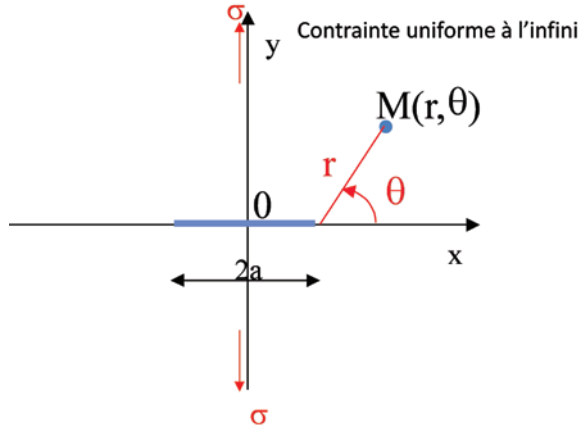


Figure 37. Fissure sollicitée en mode I dans un milieu semi-infini.

Le matériau est supposé suivre un écrouissage isotrope et suivre une loi de von Mises, les contraintes équivalentes et déformations plastiques équivalentes sont données par :

$$\Sigma = \sqrt{\frac{3}{2} \bar{S} : \bar{S}} \quad \text{et} \quad \varepsilon = \sqrt{\frac{2}{3} \bar{\varepsilon} : \bar{\varepsilon}}$$

Le comportement élastique non linéaire est donné par une loi de Ramberg-Osgood :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\Sigma}{R_0} + \alpha \left( \frac{\Sigma}{R_0} \right)^n$$

La loi d'écoulement plastique suit la règle de normalité :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{3}{2} \alpha \left( \frac{\Sigma}{R_0} \right)^{n-1} \frac{\bar{S}}{R_0}$$

avec :

- $R_0$  : limite élastique conventionnelle du matériau,
- $E = \frac{R_0}{\varepsilon_0}$  : module d'Young du matériau,
- $\alpha$  : paramètre de la loi d'écrouissage.

L'intégrale  $J$  est scindée, empiriquement, en deux contributions : l'une élastique, l'autre plastique. Cette séparation additive n'est justifiée par aucun argument théorique.

$$J = J^{el} + J^p$$

À la pointe de la fissure, la singularité est contrôlée par la partie non linéaire du chargement et les solutions HRR nous indiquent que, les contraintes, les déformations et les déplacements sont donnés asymptotiquement en pointe de fissure par :

$$\begin{aligned}\bar{\Sigma}(r, \theta) &= R_0 \left( \frac{EJ^p}{\alpha R_0^2 I_n} \cdot \frac{1}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \bar{s}(n, \theta) \\ \bar{\varepsilon}(r, \theta) &= \alpha \varepsilon_0 \left( \frac{EJ^p}{\alpha \varepsilon_0 R_0 I_n} \cdot \frac{1}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \cdot \bar{e}(n, \theta) \\ u_i(r, \theta) - u_i^0 &= \alpha \frac{R_0}{E} \left( \frac{EJ^p}{\alpha R_0^2 I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} \cdot r^{\frac{1}{n+1}} \cdot \tilde{u}_i(n, \theta)\end{aligned}$$

$\bar{s}(n, \theta)$ , et  $\bar{e}(n, \theta)$  et  $\tilde{u}_i(n, \theta)$  sont des fonctions normalisées (la contrainte équivalente maximale au sens de von Mises et la déformation plastique équivalente au sens de von Mises sont unitaires).

$I_n$  est une fonction tabulée et dépend de l'hypothèse de calcul ainsi que cela apparaît sur la [figure 38](#) (déformations planes ou contraintes planes).

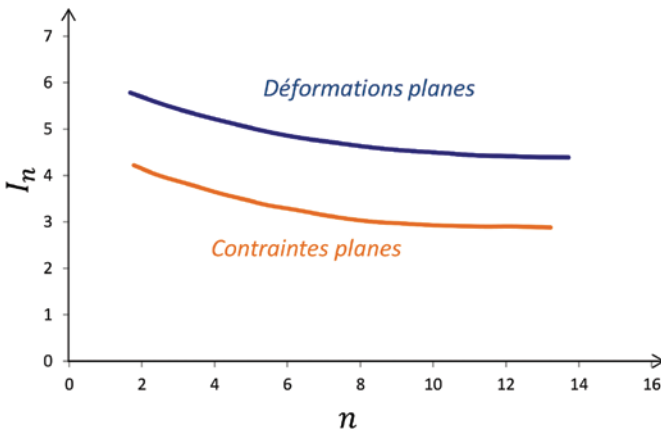


Figure 38. Évolution de  $I_n$  avec l'exposant de la loi [HUT68].

On définit le CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), comme indicateur du degré d'émoussement d'une fissure sollicitée mécaniquement. Le CTOD est défini graphiquement sur la [figure 39](#). Le CTOD est un paramètre mesurable souvent invoqué dans les analyses en mécanique de la rupture. Le déplacement en pointe de

fissure, déduit de la solution HRR a été utilisé par Shih [SHI81] pour la détermination du CTOD :

$$\delta_t = d \left( \frac{R_0}{E}; n \right) \frac{J^p}{R_0}$$

La fonction  $d$  est calculée numériquement [SHI81, HUT79B] et dépend de l'état des contraintes considéré (voir [figure 39](#)).

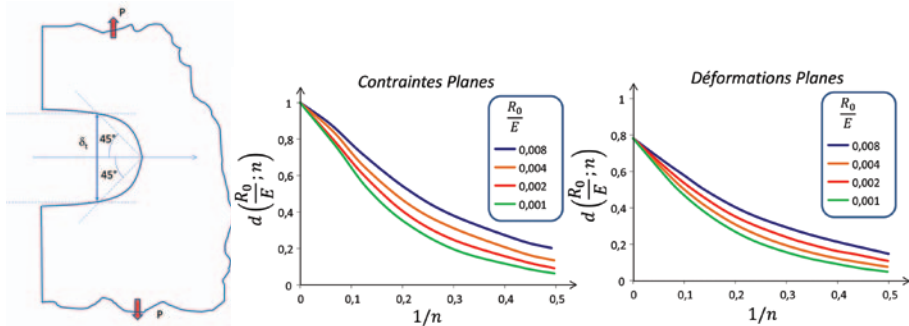


Figure 39. CTOD d'une pièce fissurée et paramètres associés pour la solution HRR [SHI81, HUT79B].

Les solutions HRR confirment que les contraintes restent singulières, y compris en présence d'écroutissage du matériau mais, alors, la singularité évolue avec la loi de comportement.

### 3.3.3.5 Lien entre l'intégrale $J$ et le facteur d'intensité des contraintes

Les solutions HRR nous permettent de disposer des champs de contraintes et de déformation d'un matériau élastique non compressible, il suffit pour cela de retenir les solutions pour  $n = 1$ , on retrouve alors la singularité des contraintes et des déformations qui avait été obtenue par Irwin et Williams [IRW57, WIL57]. On peut alors établir un lien fort entre l'intégrale  $J$  et le facteur d'intensité des contraintes. L'utilisation des solutions élastiques en mode mixte permet, de même, de retrouver la relation importante suivante :

$$J^{el} = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{(1 + \nu)K_{III}^2}{E}$$

avec :

- $\nu$  : coefficient de Poisson du matériau,



$$- \quad E' = \begin{cases} E & \text{en contraintes planes} \\ \frac{E}{1-\nu^2} & \text{en déformations planes} \end{cases}$$

Pour un comportement élastique de la structure, l'intégrale de Rice décrit la singularité des contraintes de manière analogue aux facteurs d'intensité des contraintes. Cependant, cette intégrale étend la mécanique de la rupture au comportement des matériaux élastoplastiques, on parle de mécanique de la rupture ductile ou de mécanique non linéaire de la rupture.

### 3.3.3.6 Influence d'une géométrie finie sur la contribution plastique de l'intégrale $J$

Par analogie avec la démarche qui avait été mise en œuvre pour les facteurs d'intensité des contraintes, Kumar, German et Shih [KUM81, KUM84, KUM88] travaillant tous trois à l'[EPRI \(Electric Power Research Institute\)](#) ont adapté la forme des solutions HRR à de nombreux cas de structures de géométries finies :

$$J^p = \alpha R_0 \varepsilon_0 a h_1 \left( \frac{P}{P_0} \right)^{n+1}$$

avec :

- $a$  : profondeur de la fissure considérée,
- $P$  : chargement appliqué,
- $P_0$  : charge voisine du chargement limite de la structure fissurée pour le mode de sollicitation considéré,
- $h_1$  : fonction complexe de la loi de comportement du matériau et de la géométrie fissurée.

Disposant de ce lien entre les différents paramètres, l'intégrale  $J$  a été calculée par éléments finis et pour de nombreuses configurations de géométries fissurées et de chargements. Les travaux de Kumar, German et Shih ont permis la gestion des fissures dans les tuyauteries primaires de nombreux réacteurs nucléaires du parc des États-Unis. Ce travail a été réalisé en poussant à l'extrême la puissance des outils de calcul numérique disponibles à cette période.

Il est particulièrement intéressant de voir apparaître la charge limite de la structure du matériau fissuré dans l'expression de l'intégrale  $J$ . Cela indique que l'intégrale  $J$

semble établir un lien entre la mécanique linéaire de la rupture et la ruine ductile du matériau. Ce point sera précisé dans la suite de cet exposé.

### **3.4 Les limites de l'analyse des singularités des contraintes par le facteur d'intensité des contraintes ou l'intégrale J**

#### **3.4.1 La correction de plasticité confinée en pointe de fissure**

La définition du facteur d'intensité des contraintes repose sur quelques hypothèses importantes dont on sait *a priori* qu'elles sont discutables. En particulier, la singularité des contraintes est une vue de l'esprit strictement mathématique. Le matériau présente une limite élastique et ne peut pas se comporter de manière élastique au voisinage immédiat de la pointe de fissure.

Il existe donc une zone plastifiée en pointe de fissure. En utilisant les équations en contraintes planes de Westergaard, on peut simplement estimer l'équation polaire limitant la zone à l'intérieur de laquelle le matériau se plastifie. Cette zone est donnée par :

$$\frac{r}{a} = \frac{1}{2} \left( \frac{\sigma}{R_0} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \left( 1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

Tout se passe physiquement comme si le matériau avait une profondeur de fissure un peu plus grande, notée  $a + r_y$ , et on peut évaluer  $r_y$  en déformations planes à partir de la solution de Westergaard :

$$\frac{r_y}{a} = \frac{1}{2} \left( \frac{\sigma}{R_0} \right)^2$$

Cette solution n'est pas très générale car elle s'applique à une fissure de taille  $2a$  dans un milieu semi-infini (voir [figure 32](#)). Néanmoins la distribution des contraintes locales ne dépend de la géométrie de la structure et du chargement qu'à travers le facteur d'intensité des contraintes. On peut donc généraliser cette correction de zone plastique en contraintes planes en introduisant le facteur d'intensité des contraintes de la pièce étudiée par Westergaard :  $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ .

On obtient alors une expression générale de la taille de la zone plastique en contraintes planes :

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{R_0} \right)^2$$

Irwin a complété cette expression en situation de déformations planes, la démonstration étant un peu plus longue :

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{R_0} \right)^2$$

De manière générale, on recommande d'apporter une correction à la taille de fissure afin de compenser le fait que le matériau sera localement plastifié en pointe de fissure :

- la taille de fissure prise en compte est :  $a + r_y$  ;
- $r_y = \frac{1}{\beta\pi} \left( \frac{K_I}{R_0} \right)^2$  avec  $\beta = \begin{cases} 2 & \text{en contraintes planes} \\ 6 & \text{en déformations planes} \end{cases}$ .

De même l'intégrale  $J$  élastique doit être corrigée afin de tenir compte de cette limitation. La correction de plasticité confinée n'est appliquée qu'à la part élastique de l'intégrale  $J$ . Dans ce cas, compte tenu du fait que pour les chargements très intenses la partie plastique de  $J$  est dominante, on limite artificiellement cette correction de zone plastique confinée (dans l'expression ci-dessous,  $\lim_{\frac{\sigma}{R_0} \rightarrow \infty} \phi = \frac{1}{\beta}$  alors que dans l'approche en plasticité confinée cette correction devrait tendre vers l'infini) en évaluant :

$$J = J^{el}(a(1 + \phi)) + J^p = J^{el}(a) \cdot (1 + \phi) + J^p$$

avec :

$$- \quad \phi = \frac{r_y}{a} = \frac{1}{\beta} \cdot \frac{\left( \frac{\sigma}{R_0} \right)^2}{1 + \left( \frac{\sigma}{R_0} \right)^2} \text{ dans les approches type HRR,}$$

$$- \quad \phi = \frac{r_y}{a} = \frac{1}{\beta} \cdot \frac{\left( \frac{P}{P_0} \right)^2}{1 + \left( \frac{P}{P_0} \right)^2} \text{ dans les approches type Kumar, German et Shih.}$$

Ces corrections sont à présent communément admises. Lorsque l'on considère une structure tridimensionnelle, la dimension de la zone plastique n'est souvent pas la même tout le long du front de fissure (voir [figure 40](#)).

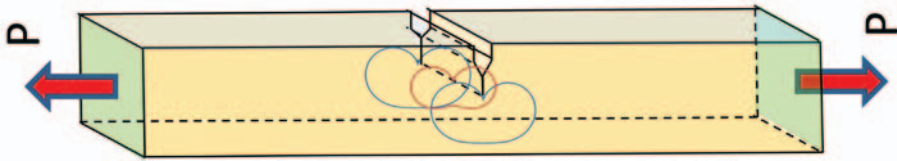


Figure 40. Évolution schématique de la taille de zone plastique le long du front de fissure (déformations planes à cœur et contraintes planes en surface).

### 3.4.2 Le problème des grandes déformations

Les solutions analytiques type HRR confirment l'existence d'une singularité des contraintes, y compris dans le domaine plastique. Cependant, les estimations HRR, tout comme les solutions analytiques à l'origine de la définition du facteur d'intensité des contraintes, sont formulées en petites déformations. La solution HRR qui englobe la mécanique linéaire et la mécanique non-linéaire de la rupture nous indique que les déformations déduites sont singulières en pointe de fissures. Les solutions HRR présentent donc une faiblesse ; il existe un rayon en deçà duquel la solution HRR s'éloigne de la solution réaliste en mécanique des milieux continus sur une pièce fissurée.

Les solutions HRR prévoient l'émoussement de la fissure, son ouverture s'exprimant en  $r^{1/(n+1)}$ , cette ouverture est schématiquement représentée sur la [figure 39](#). Le CTOD est un bon estimateur de l'émoussement de fissures. Pour les solutions HRR, cet émoussement a été évalué. L'émoussement de fissure rend caduque la solution HRR jusqu'à une distance de l'ordre de 3.CTOD de la pointe de fissure [HUT82].

Sih montre également [SIH82] qu'en situation de forte déformation plastique d'une pièce fissurée, il existe des situations de chargement pour lesquelles la solution HRR n'est jamais dominante.

### 3.4.3 La propagation de fissures

Sih [SIH81] montre que l'avancée de fissure sous l'effet du chargement doit rester faible devant les dimensions de la zone où la solution HRR contrôle le champ de contraintes. Une propagation inférieure à 3.CTOD environ reste acceptable dans ce contexte.

### 3.4.4 Synthèse sur les limites d'utilisation des paramètres caractérisant la singularité des contraintes

Il est nécessaire de distinguer plusieurs situations :

- la plasticité confinée pour laquelle l'utilisation du facteur d'intensité des contraintes corrigé plastiquement est recommandée ;
- la rupture plastique pour un niveau de déformation modérée pour laquelle l'utilisation de l'intégrale  $J$  est adaptée ;
- la rupture en plasticité généralisée pour laquelle l'utilisation de l'intégrale  $J$  doit être menée avec une extrême prudence.

En situation de plasticité confinée, il existe trois zones (voir [figure 41](#)) :

- la zone non proportionnelle caractérisée par des déformations intenses à proximité immédiate du front de fissure ;
- la zone plastique qui englobe la précédente dominée par l'intégrale  $J$  ;
- une zone encore plus éloignée dominée par le facteur d'intensité des contraintes.

Lorsque la sollicitation est plus intense, la zone dominée par le facteur d'intensité des contraintes est de plus en plus petite, et la solution HRR ou l'intégrale  $J$  restent pertinentes sous certaines réserves. À plus fort chargement, on tend vers la plastification généralisée de la structure, l'utilisation de l'intégrale  $J$  requiert une extrême prudence.

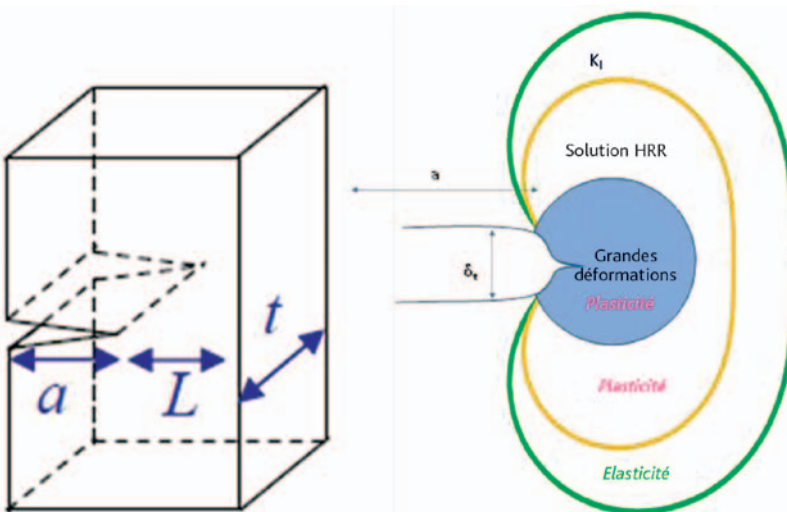


Figure 41. Les zones de prédominance des différentes approches en plasticité confinée.

Noels [NOE14] résume les conditions d'applications recommandées :

- plasticité confinée, limite associée à une zone plastique petite devant la fissure et le ligament restant :  $a, L > 2,5 \left( \frac{K_I}{R_0} \right)^2$  ;
- plasticité confinée dominée par les déformations planes (limitation très restrictive) :  $t > 2,5 \left( \frac{K_I}{R_0} \right)^2$  ;
- solution dominée par l'intégrale  $J$  :  $a, T, L > 25 \delta_r \sim 25 \frac{J}{R_0}$  ;
- plasticité généralisée : une extrême prudence est recommandée dans cette situation.

O'Dowd et Shih [O'D92] ont proposé de prendre en compte un terme supplémentaire dans le développement limité des contraintes en pointe de fissure afin de disposer d'une meilleure estimation des contraintes, on parle de prise en compte du T-stress ou Q-Stress. Cette approche ne sera pas détaillée dans la suite.

### 3.5 Estimations simplifiées de l'intégrale $J$

#### 3.5.1 Pourquoi les estimations simplifiées

La production d'énergie nucléaire et l'exploitation du pétrole *off-shore* ont été à l'origine du besoin de disposer d'estimations très rapides de l'intensité du chargement mécanique appliqué à une pièce fissurée dans le domaine de la mécanique non-linéaire de la rupture. L'effort numérique sans précédent réalisé par Kumar, German et Shih [KUM81, KUM84, KUM88] était porté par l'EPRI qui assure les efforts de recherche pour un grand nombre d'exploitants de centrales nucléaires aux États-Unis. Ces travaux sont à l'origine des méthodes simplifiées d'estimation de l'intégrale  $J$ .

Ces estimations permettent de prédire l'acceptabilité ou non de certains défauts et de ne traiter de manière détaillée que les défauts les plus pénalisants. Ainsi, un besoin intrinsèque associé aux méthodes simplifiées est qu'elles puissent surestimer l'intégrale  $J$ .

#### 3.5.2 Estimation d'Ainsworth

Ainsworth [AIN84] a analysé l'influence du choix de l'effort noté  $P_0$  dans les estimations EPRI [KUM81, KUM84, KUM88]. Considérant une éprouvette normalisée dite « CT », il aboutit à la conclusion que lorsque  $P_0$  est rigoureusement pris égal à la charge limite du matériau, alors le paramètre  $h_1$  des estimations EPRI  $\left( J^p = \alpha R_0 \varepsilon_0 a h_1(n) \left( \frac{P}{P_L} \right)^{n+1} \right)$

ne dépend généralement plus beaucoup de l'exposant  $n$  du matériau considéré et tend à décroître avec  $n$ .

Ainsworth propose de définir une contrainte dite de référence et la déformation de référence uniaxiale associée déduite de la loi de comportement :

$$\sigma_{ref} = R_0 \cdot \frac{P}{P_L} \text{ et } \varepsilon_{ref} = \frac{\sigma_{ref}}{E} + \alpha \varepsilon_0 (\sigma_{ref})^n$$

À l'issue de quelques manipulations mathématiques, Ainsworth parvient alors à l'estimation suivante, dite simplifiée, de l'intégrale  $J$  (parties plastique et élastique cumulées) notée  $J^S$  :

$$J^S = J^{el} \left( \frac{\varepsilon_{ref}(\sigma_{ref})}{\frac{\sigma_{ref}}{E}} + \Phi \right) \text{ avec } \phi = \frac{1}{2} \cdot \frac{\left( \frac{\sigma_{ref}}{R_0} \right)^2}{1 + \left( \frac{\sigma_{ref}}{R_0} \right)^2}$$

avec :

- $\varepsilon_{ref}(\sigma_{ref})$  : loi de comportement uniaxiale du matériau,
- $\phi$  est maximisée en faisant l'hypothèse de contraintes planes.

L'intérêt de la formulation d'Ainsworth est que l'intégrale ne dépend plus des caractéristiques du matériau de Ramberg-Osgood de référence mais directement de la loi d'érouissage uniaxiale du matériau.

La manipulation extrêmement élégante des données réalisée par Ainsworth permet de conclure que l'intégrale  $J$  d'un matériau érouissable est liée à son estimation pour un comportement élastique du matériau amplifiée par une fonction simple du comportement du matériau. Du fait du théorème de superposition, le calcul de l'intégrale  $J$  élastique est également très simple, y compris pour des chargements complexes.

Les travaux d'Ainsworth ont mis en évidence l'intérêt de disposer des meilleures estimations possibles des charges limites de composants mécaniques fissurés. Ces travaux ont amené deux publications importantes proposées dans le même journal :

- un formulaire de charges limites de structures fissurées [MIL88A] ;
- une description des méthodes simplifiées d'estimation de  $J$  par Milne [MIL88B].

Les méthodes simplifiées ont été améliorées afin de mieux rendre compte de la nature des chargements :

- les efforts dits primaires, généralement de type contraintes imposées ;
- les efforts dits secondaires, bien plus complexes à décrire, incluant les déformations imposées, les déplacements imposés...

Nous ne décrivons pas avec plus de détail cet aspect des méthodes simplifiées d'estimation de  $J$ . Le développement des méthodes simplifiées a justifié l'étude de formulations améliorées de l'intégrale  $J$  ainsi qu'évoqué au [paragraphe 3.2](#).

### ***3.6 La caractérisation numérique des singularités de contraintes par maillage direct des fissures***

#### **3.6.1 Considérations préliminaires**

Afin de caractériser les singularités des champs mécaniques, on s'appuie sur une technique de calcul des contraintes. Les familles de méthodes numériques rigoureuses sont assez limitées :

- la méthode des éléments de frontière qui s'appuie sur le maillage des surfaces entourant le volume considéré : le code Beasy est un des plus avancés (<http://www.beasy.com>). Cette méthode conduit à une précision de calcul parfois difficile à maîtriser ;
- la méthode des éléments finis qui est la plus usuellement mise en œuvre. Cette méthode converge d'autant mieux vers la solution précise du problème mécanique étudié que le maillage est fin et de bonne qualité. La convergence des résultats pour des niveaux de déformation raisonnables est maîtrisable ;
- la méthode des éléments finis étendus (XFEM) qui enrichit la formulation des fonctions de forme des éléments afin de rendre compte des singularités de contraintes [BEL96]. L'INSA de Lyon a été très actif dans l'introduction de cette méthode en France et des développements se poursuivent afin d'en étendre le champ d'application [PRA07].

Mes travaux sur ce thème ont porté essentiellement sur la seconde approche et plus particulièrement sur le maillage effectif de la structure fissurée. Il apparaît à présent particulièrement évident que la méthode XFEM est bien plus intéressante pour l'industrie dans la mesure où elle permet de s'émanciper d'une tâche coûteuse numériquement et complexe. Dans le cas le plus général, il reste utile de procéder au maillage direct de la structure fissurée et de résoudre le problème de mécanique avec la méthode des éléments finis conventionnelle.



### 3.6.2 Règles empiriques pour le maillage direct des fissures

Le maillage des structures repose sur des principes assez simples :

- la qualité des éléments est d'autant meilleure que ses arêtes ont des tailles voisines les unes des autres, un ratio de 1 à 5 sur les tailles d'arêtes est généralement acceptable. On peut se contenter d'arêtes anormalement longues dans les directions pour lesquelles on ne s'attend pas à des gradients de contraintes ou de déformations importants ;
- il faut tirer parti des symétries de la structure étudiée et du chargement appliqué afin de limiter les temps de calcul en ne maillant, lorsque cela est possible, qu'une partie de la structure ;
- il est important que les paramètres mécaniques comme la contrainte et la déformation ne varient pas trop à travers une maille, cela peut imposer le remaillage de la structure après calcul.

Cette dernière règle est particulièrement difficile à respecter en présence d'une singularité des contraintes (fissures ou contact) et il faut parfois accepter que les résultats dans certaines mailles soient imprécis. Les rangées d'éléments entourant immédiatement la pointe de fissure doivent de ce fait être écartées pour le choix du contour d'intégration destiné au calcul de l'intégrale  $J$ .

Concernant le maillage des structures fissurées, il existe des règles empiriques permettant de construire rapidement des maillages de bonne qualité :

- raffinement de maillage dans la zone comprise entre la pointe de fissure et 10 à 20 % de la taille de fissure ;
- dans la zone raffinée, des éléments ayant une épaisseur de l'ordre de 1 % à quelques pourcents de la taille de fissure sont généralement suffisants ;
- dans la zone raffinée, il faut généralement privilégier des maillages dits réglés (si l'on élimine la première couronne entourant le front de fissure, ces maillages sont isomorphes à un carré ou un cube et le cube de référence est découpé en éléments quadratiques ou cubiques – on parle de maillage en toile d'araignée). Cette zone définit différents contours d'intégration pour le calcul de l'intégrale  $J$  ;
- les fonctions d'interpolation dans la zone raffinée doivent impérativement être de degré 2 ;
- dans certains cas, on utilise des fonctions d'interpolation permettant de reproduire fidèlement la singularité étudiée (éléments de Barsoum), mais ce n'est généralement pas indispensable.

Trois exemples de maillages raffinés en pointe de fissure apparaissent sur la [figure 42](#). La construction du maillage devient considérablement plus délicate lorsque l'on doit modéliser des réseaux de fissures (voir [figure 43](#)). Dans ce cas, il est nécessaire de représenter une partie des fissures de manière complète et il faut envisager de mettre en place des conditions de contacts entre les lèvres supérieures et inférieures des fissures.

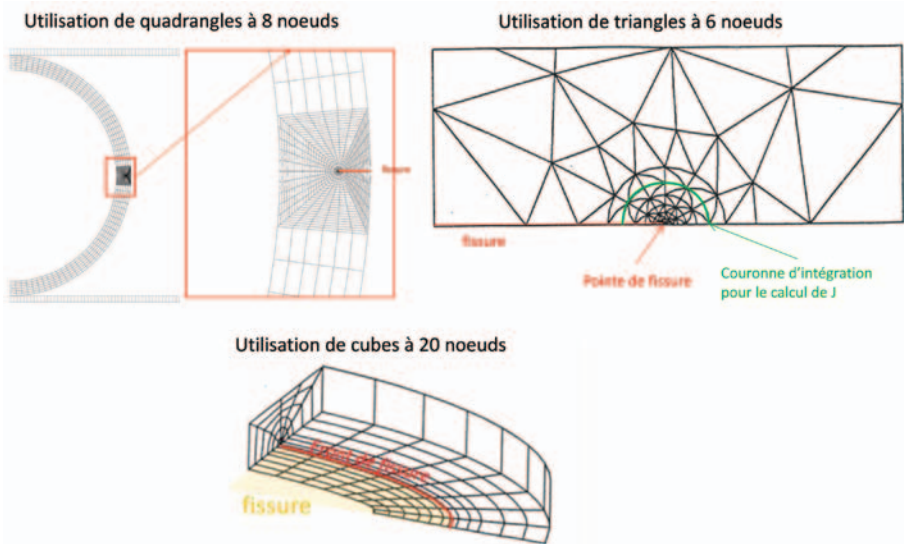


Figure 42. Quelques stratégies de maillage en toile d'araignée des pièces fissurées (haut en 2D et bas en 3D).

Le code de calcul par éléments finis utilisé peut faciliter notablement la réalisation d'études paramétriques. Le code [Cast3m](#) [CAS14] qui dispose du langage Gibiane et d'une famille étendue d'opérateurs géométriques permet la construction de maillages paramétrés permettant d'étudier de nombreuses configurations de fissures avec un seul jeu de données. Le langage du code [SAMCEF](#), bien qu'un peu moins convivial [SAM14], a été mis en œuvre pour l'insertion de fissures dans des maillages pour l'étude des turboréacteurs de la [SNECMA](#). Pour d'autres codes ([ABAQUS](#) et [ANSYS](#) notamment), on parvient à récupérer la trace des opérateurs activés lors de la réalisation d'un maillage particulier et cette trace peut être utilisée pour automatiser des actions de maillage.

Les structures fissurées sont difficiles à mailler du fait de la transition d'un maillage très raffiné à un maillage plus grossier.

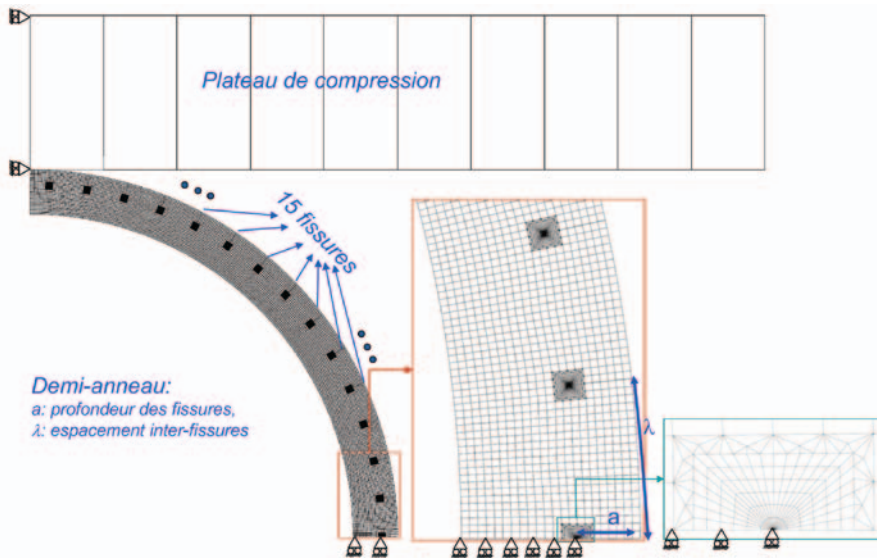


Figure 43. Maillage d'un réseau de fissures lors d'un essai de compression de demi-anneau.

### 3.6.3 L'insertion de fissures automatisée

Cette tâche a constitué un défi majeur pour les industriels dans les années 1990 à 2000. Le temps de réalisation d'un modèle tridimensionnel pouvait être de plusieurs mois dans les années 1990. La nécessité de réaliser ces simulations étant souvent motivée par un problème d'exploitation urgent, de grands efforts ont été mis en œuvre pour réduire le temps de réalisation de ces modèles et même d'en automatiser le plus possible la construction.

Guido Dhondt pour MTU a réalisé de nombreux outils numériques permettant l'insertion automatisée de fissures. La technique mise en œuvre par G. Dhondt, illustrée sur la [figure 44](#), ne permet pas la réalisation d'un maillage de grande qualité.

Ayant participé à des échanges techniques avec MTU pour le compte de la [SNECMA](#), nous avons décidé de construire une méthode indépendante d'insertion automatisée de fissures. Cette méthode a été testée avec succès dans le cadre du stage d'Olivier Tanneau de Master 2 recherche [TAN00] co-encadrée avec Jean-Baptiste Leblond ([Paris VI](#)) et Bertrand Burgardt (SNECMA). Cet outil a été ultérieurement industrialisé par la SNECMA sous le nom de FILI [COS03].

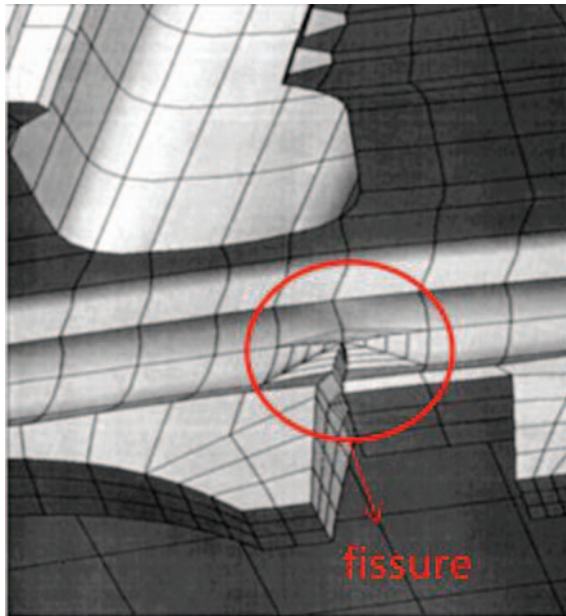


Figure 44. Fissure maillée dans une encoche au voisinage d'une attache brochée d'un disque de turbomachine [DHO98].

Le principe de cette méthode repose sur le maillage séparé des lèvres de fissures et de la surface de contrôle de la zone raffinée (illustration pour une fissure semi-elliptique sur la figure 45).

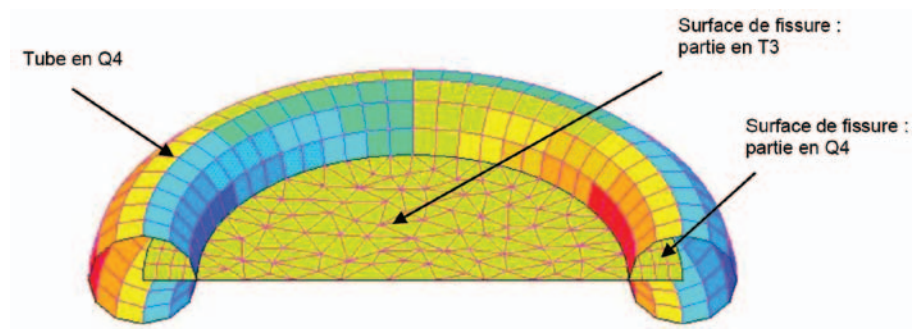


Figure 45. Représentation surfacique de la fissure à insérer dans un modèle éléments finis tridimensionnel préexistant [TAN00].

La surface associée aux lèvres de fissures est dédoublée afin de définir une lèvre supérieure et une autre inférieure, ces deux entités se rejoignant le long du front de fissure. Ce maillage surfacique est inséré dans un modèle tridimensionnel préexistant

et maillé au moyen de tétraèdres. Afin de réaliser cette insertion, on extrait les surfaces du modèle tridimensionnel puis on réalise l'intersection géométrique des surfaces avec le maillage surfacique de fissure (voir [figure 46](#)). Cette intersection conduit souvent à des éléments surfaciques de qualité médiocre. L'INRIA a développé un optimiseur de maillage de surface, nommé YAMS, permettant de restaurer la qualité des éléments au voisinage de l'intersection. La [figure 47](#) montre l'amélioration considérable de la qualité du maillage dans la zone d'insertion de fissure.

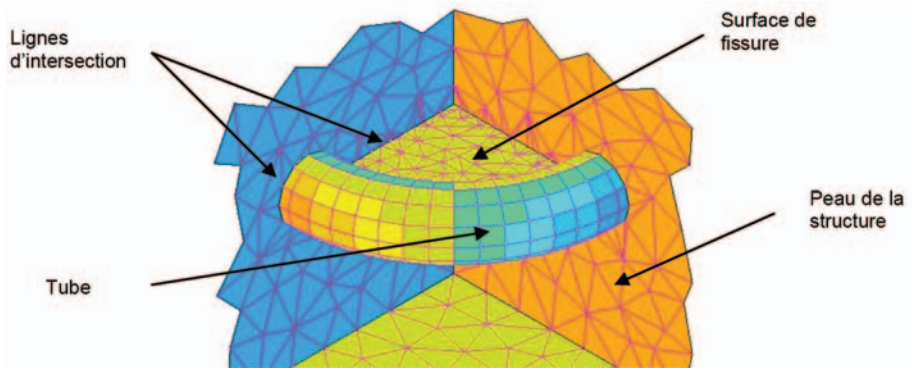


Figure 46. Insertion du maillage surfacique de la fissure dans la peau d'un maillage tridimensionnel préexistant [TAN00].

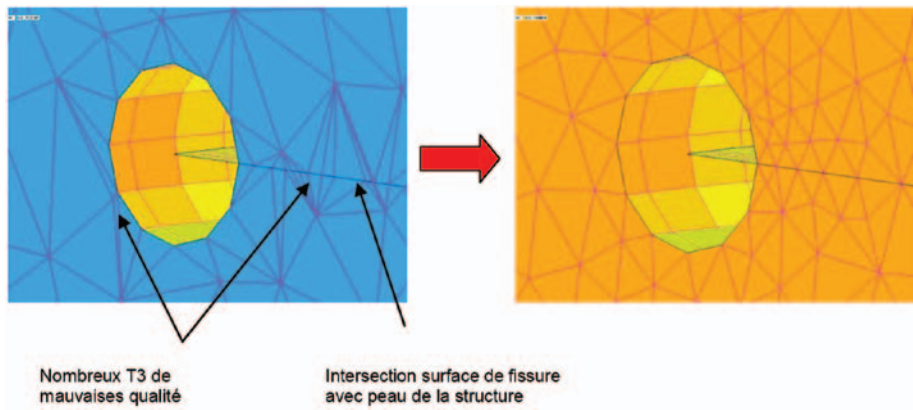


Figure 47. Optimisation de la qualité du maillage après insertion de fissures au moyen de l'outil YAMS de l'INRIA [TAN00].

Le maillage du volume de contrôle entourant le front de fissure est réalisé en deux étapes :

- on réalise un maillage réglé autour du front de fissure avec des éléments cubes à 20 nœuds (voir [figure 48](#)) ;
- ce maillage réglé est entouré d'une couche de transition constituée de prismes à quinze nœuds dont la base quadrangulaire est accolée à la surface du maillage réglé et la couche est complétée de tétraèdres afin de présenter une surface extérieure constituée de triangles.

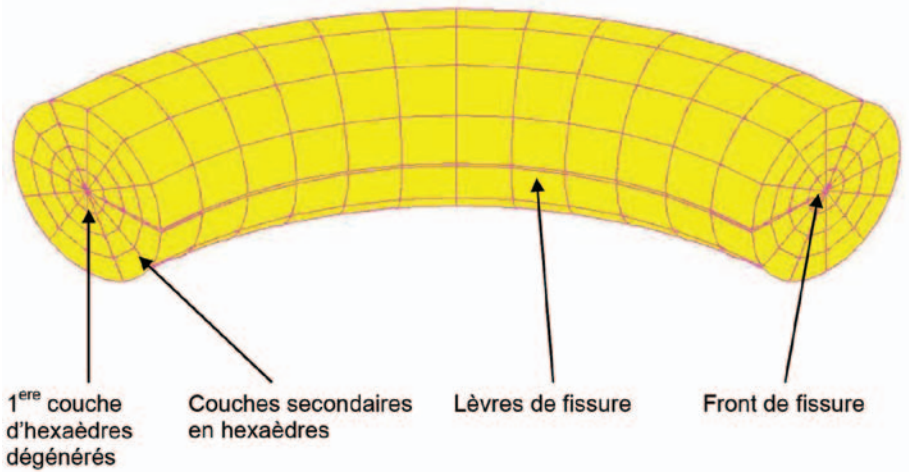


Figure 48. Maillage réglé entourant la pointe de fissure [TAN00].

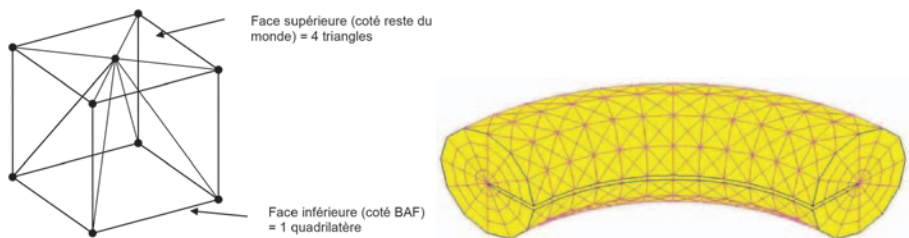


Figure 49. Maillage réglé avec couche externe de transition revêtue de tétraèdres [TAN00].

Le volume restant à mailler (voir [figure 50](#)) est alors remaillé avec le mailleur tétraédrique libre GHS3D de l'INRIA pour reconstituer les volumes, en dehors de la zone raffinée. Un exemple de simulation de plaque sollicitée en traction et présentant une fissure quart-elliptique apparaît sur la [figure 51](#). Les résultats obtenus étaient en bon accord avec les travaux de Newman et Raju [NEW84A].

Les outils de maillage, qui sont à l'origine du succès de l'approche proposée, avaient été fournis gracieusement par Paul-Louis Georges [FRE00] de l'INRIA à la SNECMA pendant toute la période de mise au point de cet outil.

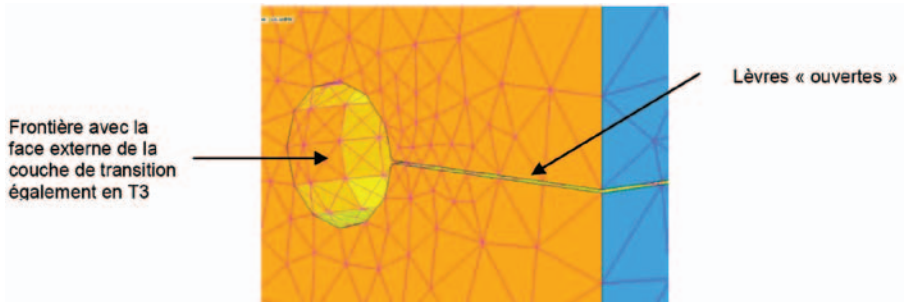


Figure 50. Surface du volume de la pièce restant à mailler [TAN00].

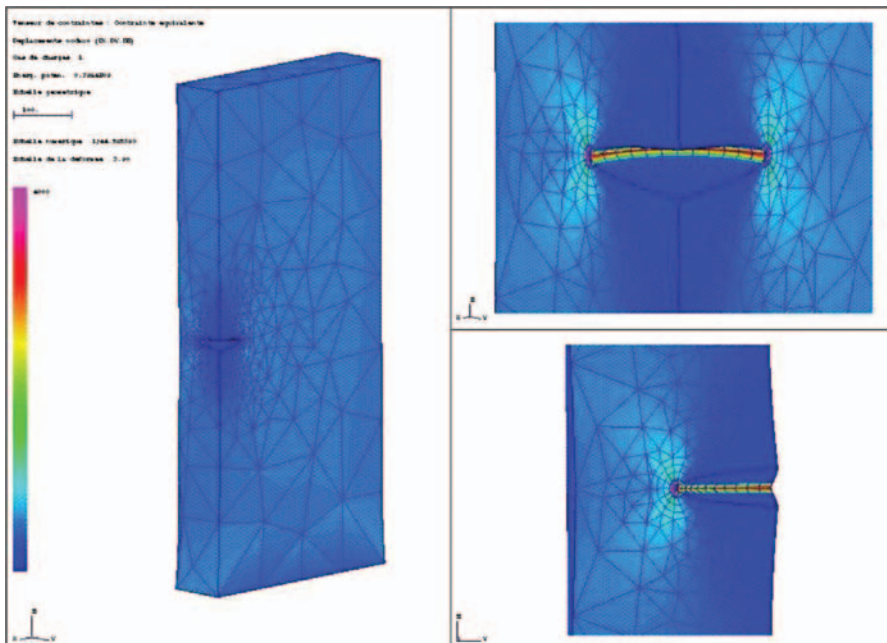


Figure 51. Application à un barreau présentant une fissure quart-elliptique sollicitée en traction [TAN00].

Le fait de disposer de méthodes de maillage automatisées de fissures permet la simulation de la propagation de ces fissures en fatigue. Un exemple d'application de la procédure FILI à un disque de turboréacteur est fourni par N. Cosme [COS05] et repris sur la figure 52. Les zones de concentration de contrainte en pointe de fissure apparaissent nettement sur la partie droite de la figure.

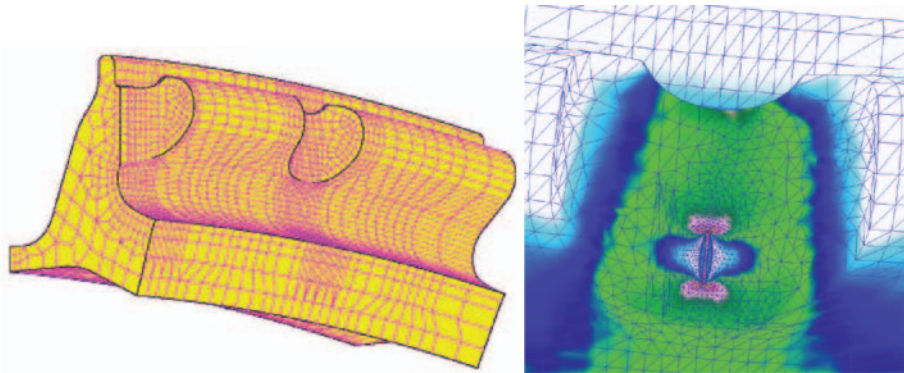


Figure 52. Insertion d'une fissure dans une zone critique d'un disque de turbomachine [COS03].

### 3.7 Synthèse sur la détermination de l'intensité du chargement appliqué à un composant fissuré

On dispose de différentes approches permettant de caractériser l'intensité du chargement appliqué à un composant fissuré :

- le facteur d'intensité des contraintes avec correction de zone plastique pour les pièces fragiles ;
- l'intégrale  $J$  pour les pièces conduisant à des ruptures présentant une plasticité modérée ;
- l'intégrale  $J$  permet dans certains cas d'analyser les ruptures en plasticité généralisée ;
- la charge limite est un autre mode de rupture en plasticité généralisée.

Les méthodes simplifiées d'estimation de l'intégrale  $J$  montrent que la charge limite d'un composant fissuré influence aussi les valeurs obtenues de l'intégrale  $J$ .

Mes travaux de thèse [DES96A, DES96B, DES96C] ont montré la nécessité de prendre en compte l'influence de toutes les composantes du chargement sur la charge limite de la structure afin de disposer de bonnes estimations de l'intégrale  $J$ . Ce résultat a été obtenu en comparant le plus systématiquement possible les valeurs simplifiées de l'intégrale  $J$  à leur estimation par éléments finis. Forts de ce résultat, nous avons développé de nombreuses estimations des charges limites de composants fissurés [DES96A].



Cette pratique du calcul de  $J$  par éléments finis m'a amené à développer des savoir-faire et des techniques de maillage spécifiques. Cette acquisition de connaissances s'est consolidée par la réalisation de nombreux calculs par éléments finis de l'intensité du chargement appliqué à un composant fissuré en particulier en situation de crise sur les pièces tournantes de turbomachines. Le temps de réalisation des modèles s'est avéré déterminant et, avec mes proches collègues de la [SNECMA](#), nous avons développé des techniques d'insertion automatisées de fissures [TAN00,COS05].

Le calcul de l'intégrale  $J$  a également été appliqué aux gaines de combustible afin d'en évaluer la tenue mécanique en cas d'accident d'injection de réactivité (RIA), nous illustrerons ce point ultérieurement.

# Chapitre 4

## La rupture des composants mécaniques

---

### 4.1 *Introduction*

Un paramètre précurseur de la mécanique de la rupture est la résilience du matériau. Les essais Charpy consistent à mesurer l'énergie à rupture d'une éprouvette au moyen d'un impacteur tournant autour d'un axe. La différence entre la hauteur initiale de l'impacteur et sa hauteur après rupture de l'éprouvette informe sur l'énergie consommée par l'éprouvette pour sa rupture (voir illustration [figure 53](#)). Cette énergie est divisée par la surface rompue de l'éprouvette. Les essais Charpy donnent des indications principalement qualitatives sur la fragilisation du matériau. Il a été observé depuis plus de 100 ans maintenant que bon nombre de matériaux subissent une transition dite ductile-fragile en fonction de la température d'impact et ces essais permettent d'estimer cette température de transition. Malgré d'importants

efforts de modélisation, l'essai Charpy est un essai dynamique et peut difficilement être transposé à une rupture quasi-statique des matériaux.

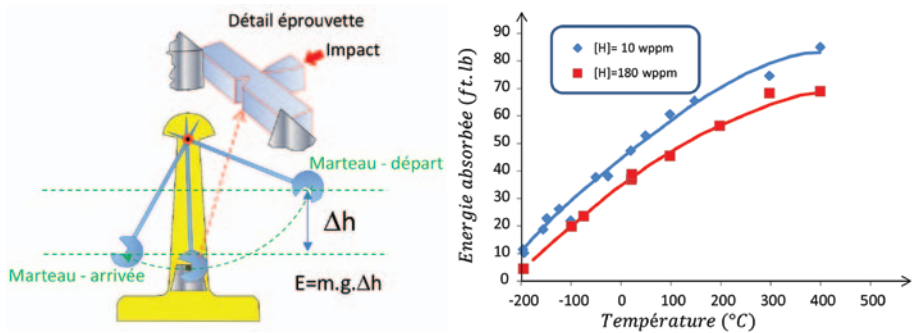


Figure 53. Schéma de principe de l'essai Charpy et énergies à rupture du Zircaloy hydruré [FEA67].

Le facteur d'intensité des contraintes, l'intégrale  $J$  et la charge limite ne permettent pas directement de prévoir la rupture d'un composant. Il est nécessaire de comparer ces paramètres à une valeur maximale acceptable. Dans le cas d'une charge limite, la valeur acceptable découle directement de la limite d'écoulement du matériau. Dans le cas de l'intégrale  $J$  ou du facteur d'intensité des contraintes, cette limite est plus complexe et nécessite une description dédiée.

Les approches couplées comportement–endommagement (modèle GTN par exemple) permettent de déterminer simultanément et l'intensité du chargement et la rupture du composant.

Il est intéressant de décrire et de tenter de rapprocher les différents outils permettant de prévoir la rupture d'un composant.

Ce domaine n'étant pas celui auquel j'ai le plus contribué, l'exposé sera bref. On trouvera des informations détaillées dans les recueils dédiés à la mécanique de la rupture.

## 4.2 Le facteur d'intensité des contraintes à rupture et la ténacité du matériau

Parmi les éprouvettes normalisées pour la détermination de la ténacité des matériaux, l'éprouvette CT (*Compact Tension*) est probablement la plus utilisée. Les normes

fournissent les facteurs de forme pour la détermination du facteur d'intensité des contraintes associé à ces géométries d'éprouvettes normalisées.

L'essai de caractérisation de la ténacité est piloté de manière à ce que le chargement reste quasi-statique :  $\frac{dK_I}{dt} \leq 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/s$  (voir [PIN92]).

Le facteur d'intensité des contraintes avec correction de zone plastique à rupture est mesuré au moyen d'essais avec contrôle de la taille de fissure et du chargement, ce paramètre est noté  $K_Q$ .

Le facteur d'intensité des contraintes à rupture est fortement influencé par l'épaisseur de l'éprouvette dans une certaine gamme d'épaisseurs. Le paramètre  $K_Q$  évolue avec l'épaisseur de la pièce (voir [HUT79B]). Cette évolution est schématiquement représentée sur la figure 54. De manière asymptotique, les pièces épaisses se rompent à un facteur d'intensité des contraintes peu sensible à l'épaisseur de l'éprouvette. Cette valeur asymptotique de  $K_Q$  est la ténacité du matériau notée  $K_{Ic}$  pour une rupture en mode I. Les fortes épaisseurs favorisent le développement de déformations planes en cœur d'éprouvette. La zone de déformation plane conduit à une rupture plate alors que l'intersection du front de fissure avec les bords de l'éprouvette sont plutôt contrôlés par des contraintes planes (voir figure 40). La zone en contraintes planes induit souvent une rotation du plan de rupture à 45° particulièrement observable sur les surfaces latérales de l'éprouvette, ainsi que cela est illustré sur la figure 54.

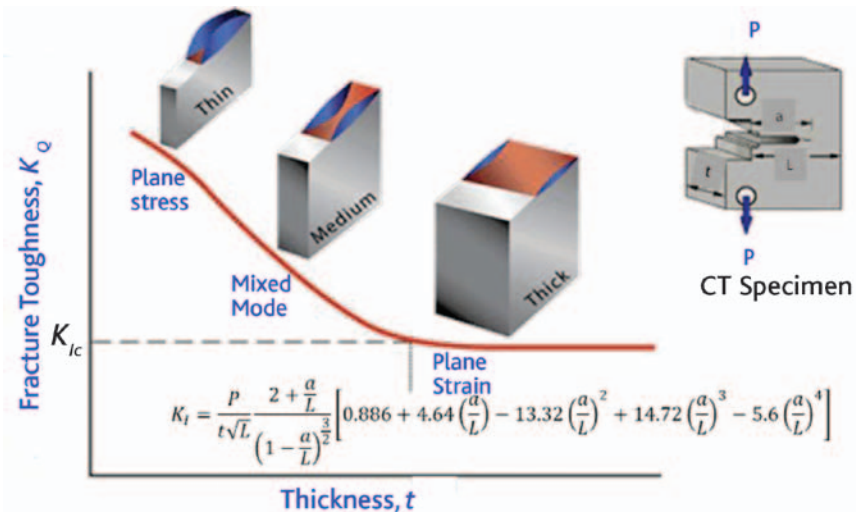


Figure 54. Influence de l'épaisseur de l'éprouvette sur la rupture d'une éprouvette.

Le facteur d'intensité des contraintes à rupture en contraintes planes est souvent 2 à 3 fois plus élevé. Ce phénomène a parfois des conséquences spectaculaires pour l'industrie : une fissure s'initiant dans une partie mince d'une structure peut conduire à son explosion lorsqu'elle rejoint une partie massive. Ce phénomène induit également des difficultés de dimensionnement dans le cas d'une fissure semi-elliptique débouchant en surface. Dans cette situation, au niveau de la zone de pénétration maximale de la fissure, la pièce est contrôlée par les déformations planes et la ténacité du matériau, alors qu'en surface, la fissure pourra rester stable, y compris pour des facteurs d'intensité des contraintes très élevés.

Les conditions à satisfaire pour que  $K_Q$  soit égal à la ténacité du matériau, sont :  $a, t, L > 2,5 \left( \frac{K_I}{R_0} \right)^2$ . Les paramètres géométriques sont définis sur la [figure 41](#).

De manière simple et générale, la ténacité peut être considérée comme la plus petite valeur possible du facteur d'intensité des contraintes à rupture d'une pièce dont la rupture est gouvernée par le facteur d'intensité des contraintes. Le fait de vouloir tirer parti de la résistance accrue d'une pièce mécanique gouvernée partiellement ou totalement par des conditions de contraintes planes impose une attention particulière et notamment la validation des résultats par des essais sur éprouvette représentative de la pièce étudiée.

La complexité des phénomènes activés par la rupture d'un matériau conduit souvent les industriels à consolider de manière systématique les considérations théoriques par des essais ou par une surveillance vigilante du matériel en service.

### 4.3 Les courbes $J_c - \Delta a$

Lorsque la rupture d'un matériau est contrôlée par la valeur de  $J$ , l'analyse de la rupture est un peu plus complexe. Cependant, les propriétés de  $J$  nous aident à établir un bilan énergétique (voir [JAM86]) sur les conséquences d'une propagation de la fissure dont l'avancée est notée  $\delta a$  :

$$\delta W_{ext} = \delta W_\epsilon + \delta W_a + \delta E_c$$

avec :

- $\delta W_{ext}$  : variation du travail des efforts externes,
- $\delta W_\epsilon$  : variation de l'énergie de déformation,

- $\delta W_a$  : énergie dissipée par le matériau lors d'une augmentation de l'aire fissurée,
- $\delta E_c$  : variation d'énergie cinétique induite par l'avancée de fissure.

L'intégrale  $J$  est égale au taux de restitution de l'énergie, on a donc :

$$J = \frac{\delta W_{ext} - \delta W_\varepsilon}{\delta a}$$

On suppose l'existence d'une caractéristique matériau notée  $J_c$ , telle que :

$$\delta W_a = J_c \delta a$$

Le principe des puissances virtuelles nous indique alors que :

$$\delta E_c = (J - J_c) \delta a$$

Cela signifie que lorsque :

- $J < J_c$  alors :  $\delta E_c < 0$ , la fissure ne peut pas se propager ;
- $J = J_c$  alors :  $\delta E_c = 0$ , la fissure reste à l'arrêt ou se propage de manière stable ;
- $J > J_c$  alors :  $\delta E_c > 0$ , propagation stable de la fissure.

La stabilité de l'équilibre dépend de  $\delta^2 E_c$  :

L'équilibre n'est stable que si :

$$\frac{\partial J}{\partial a} < \frac{\partial J_c}{\partial a}$$

On peut illustrer graphiquement (voir [figure 55](#)) l'avancée d'une fissure :

- lors de la mise en charge de l'éprouvette, la fissure suit la courbe  $R$  ou  $J_c - \Delta a$ , jusqu'à  $J_{1c}$ , cette phase est la phase d'émoussement de la fissure ;
- ensuite la fissure se propage, et l'intégrale  $J$  augmente ;
- il existe une valeur de  $J$  à partir de laquelle, la condition d'équilibre stable,  $\frac{\partial J}{\partial a} < \frac{\partial J_c}{\partial a}$ , ne peut plus être respectée, l'éprouvette se rompt.

Il existe des règles permettant de vérifier que la courbe  $R$  est bien associée à des chargements pour lesquels la solution HRR est bien dominante sur une couronne entourant la zone de grandes déformations. Lorsque ce n'est plus le cas, il est nécessaire de déterminer la courbe  $R$  sur une structure échelle 1 la plus représentative possible de la pièce industrielle. Ainsi, on observe dans certains laboratoires des essais sur éprouvettes CT de taille métrique et nécessitant des machines de traction extrêmement puissantes.

On peut comparer les courbes  $R$  de différents types de matériaux. Un matériau fragile se rompant selon la ténacité aura une  $R$ -courbe plate à partir de  $J_{1c}$  et cette valeur est liée à la ténacité du matériau  $K_{Ic} = \sqrt{E' J_{1c}}$ .

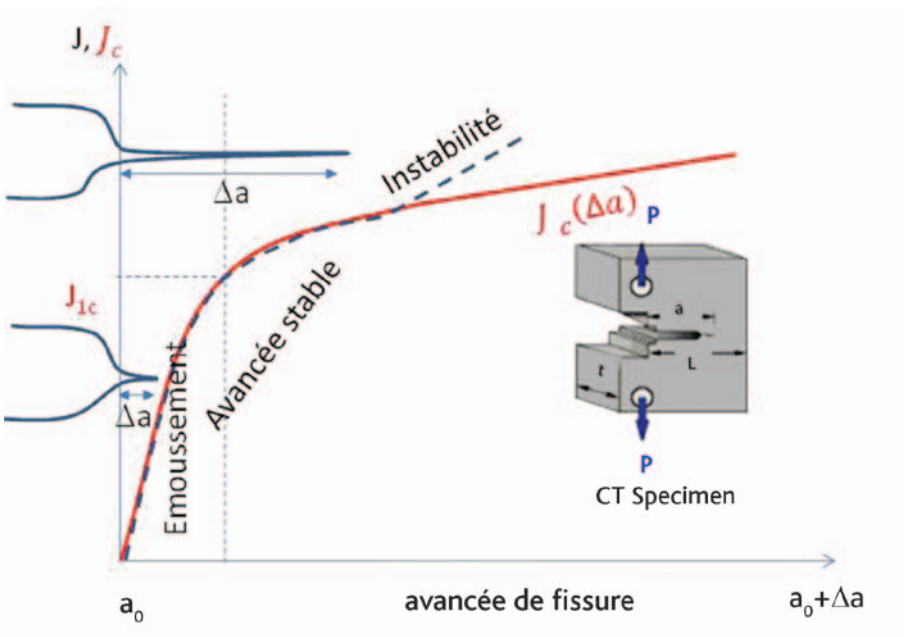


Figure 55. Déchirure ductile d'un matériau et courbe  $R$ .

# Chapitre 5

## Contributions à la propagation de fissures en fatigue

---

### **5.1** *Contexte*

Mes travaux à la [SNECMA](#) dans les années 1996 à 2001 m'ont conduit à étudier la propagation des fissures en fatigue. Ce travail m'a amené à développer des codes de calcul pour le bureau d'étude mais aussi à réaliser des études en support aux périodes de crises associées à des événements intervenant dans la flotte de turboréacteurs.

### **5.2** *Problématique de la fatigue-fissuration*

Nous faisons l'hypothèse d'un chargement simple c'est-à-dire évoluant au cours du temps entre un minimum et un maximum de chargement.



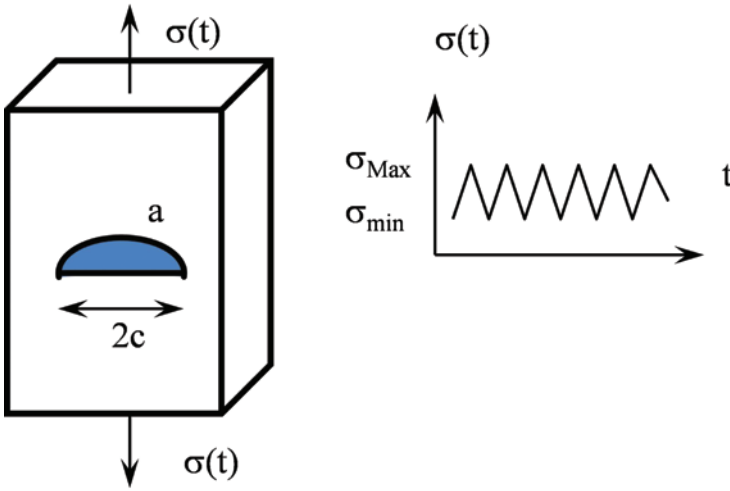


Figure 56. Chargement de fatigue en présence d'une fissure.

Dans cette situation, on observe que la fissure se propage au fur et à mesure des cycles. L'objet des modèles de propagation de fissure par fatigue est de mesurer l'évolution de la taille de fissure au cours des cycles.

On note  $\Delta K$  l'amplitude de variation du facteur d'intensité des contraintes au cours du cycle simple représenté sur la [figure 56](#) :

$$\Delta K_I = K_I(\sigma_{max}, a, c) - K_I(\sigma_{min}, a, c) = K_{max} - K_{min}$$

On peut avoir  $K_{min} < 0$  si le chargement minimal est de compression. Dans ce cas, le facteur d'intensité des contraintes est décorrélé de toute réalité physique dans la mesure où une sollicitation de compression referme les lèvres de la fissure et il est peu envisageable que le facteur d'intensité des contraintes effectivement vu par la fissure puisse être négatif. Ce point sera rediscuté ultérieurement.

On note de plus  $\frac{da}{dN}$  l'avancée de fissures par cycle. On constate expérimentalement pour un cycle donné et sur une éprouvette donnée que  $\frac{da}{dN}$  ne dépend principalement que du nombre de cycles accumulés et de  $\Delta K_I$ . L'allure de cette loi de propagation de fissure est globalement celle décrite sur la [figure 57](#).

Trois stades principaux sont représentés en fonction de la valeur de  $\Delta K_I$  :

- le stade I : correspond à la zone dans laquelle la propagation de fissure n'a pas atteint la vitesse de propagation linéaire en logarithme. Sous le seuil de propagation de fissures ( $\Delta K_s$ ), seules les fissures extrêmement courtes peuvent se propager, les fissures millimétriques s'arrêtent ;
- le stade II : c'est le domaine de la loi Paris, il existe une relation quasi linéaire en coordonnées logarithmiques entre l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes et l'avancée de fissure. Cette relation s'écrit sous la forme :  $\frac{da}{dN} = C\Delta K_I^n$  ;
- le stade III : la propagation de fissure s'accélère car  $K_{max}$  avoisine la valeur critique du facteur d'intensité des contraintes  $K_{Ic}$  ou  $K_c$  suivant l'état de contraintes local. Pour  $K_{max} > K_{Ic}$ , il y a rupture fragile. Le dépassement de la charge limite de la structure peut également induire la rupture ductile du matériau. Les deux modes, ductiles et fragiles, doivent être envisagés.

On distingue (principalement) les fissures microstructuralement courtes et les fissures longues :

- les fissures microstructuralement courtes sont celles dont les dimensions sont voisines de la taille du grain du matériau étudié ;
- les fissures longues sont celles dont les dimensions dépassent quelques diamètres de grains.

Il existe un lien fort entre l'étude des fissures microstructuralement courtes et la fatigue à amorçage. La propagation sous le seuil de fissuration en fatigue  $K_s$  est complexe. On y distingue plusieurs zones (voir [figure 57](#)) qui dépendent de la taille des fissures étudiées :

- la zone 1 : concerne les fissures ne se propageant pas au cours de cycles. Les fissures longues se positionnent très généralement dans cette zone ;
- la zone 2 : concerne les fissures courtes qui se propagent puis s'arrêtent ;
- la zone 3 : concerne exclusivement les fissures courtes qui vont se propager puis rejoindre le domaine des grandes fissures. C'est dans cette zone que transitent les fissures amorcées en fatigue avant de devenir de grandes fissures.

Les zones 1 et 2 correspondent à des niveaux de contraintes appliquées qui sont voisines ou inférieures à la limite d'endurance du matériau en fatigue à amorçage.

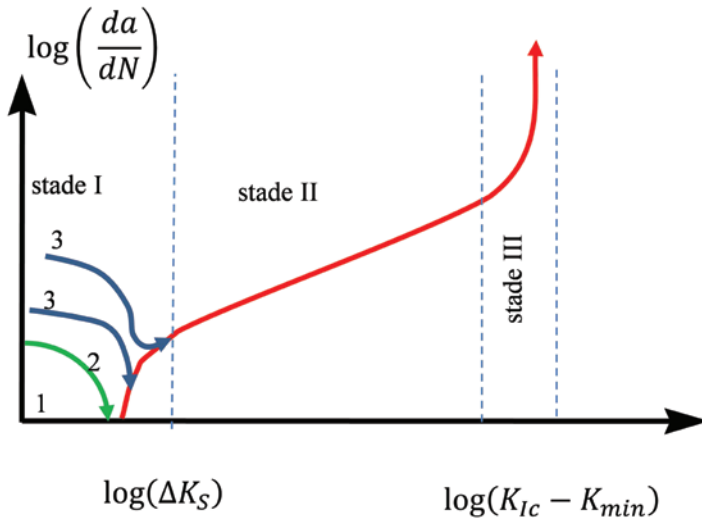


Figure 57. Les différents stades de l'avancée de fissure par cycle.

L'étude des fissures microstructuralement courtes et de leur propagation ont connu d'importants progrès dans les deux dernières décennies. Leurs dimensions sont de l'ordre de la taille du grain du polycristal. Ces fissures se forment bien souvent depuis des plans de glissement à l'intérieur d'un grain et généralement à la surface du matériau. Un des plans de glissement se transforme en fissure de mode II avec glissement lèvres sur lèvres et une orientation à 45° de la contrainte principale maximale. Cette fissure voit sa propagation ralentie par les obstacles microstructuraux et en particulier les joints de grains. Cette propriété explique que certaines fissures courtes ne se propagent pas ou stoppent leur avancée en fatigue. Lorsque la fissure a traversé quelques grains, celle-ci rejoint le domaine des fissures longues. Nous traiterons surtout des fissures longues dans la suite de cette discussion.

Il est utile de définir le rapport de charge  $R$  de l'essai non comme le rapport  $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ , car cette définition ne serait que partielle mais plutôt comme :  $R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$ . Le facteur d'intensité des contraintes se substitue pleinement à la contrainte pour caractériser l'intensité du chargement.

La loi de propagation de fissures pour un matériau donné est sensible à de nombreux effets :

- traitement thermique du matériau, mise en forme, orientation de la fissure vis-à-vis du procédé de mise en forme, traitement de surface ;

- milieu ambiant : agressif ou non, air ou vide ;
- température à laquelle se propage la fissure (voir [figure 58](#), essais de la littérature [CLU99]) ;
- fréquence de chargement, et donc bien sûr à la forme du cycle (sinus, triangle...). Cette dépendance à la fréquence ne s'affirme que si la température est suffisamment élevée ;
- rapport de charge dont l'effet a été mis en évidence sur un alliage d'aluminium par Walker [WAL70] et est illustré sur la [figure 59](#) à partir d'essais de la littérature [CLU99] ;
- état de contraintes : déformations planes ou contraintes planes.

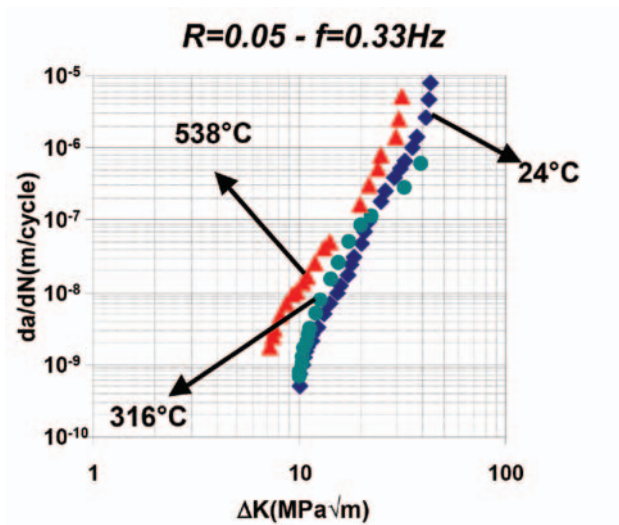


Figure 58. Influence de la température sur la loi de propagation de fissure d'un alliage de Ti6242 $\alpha\beta$  forgé [CLU99].

Il sera donc nécessaire de s'appuyer sur des essais les plus représentatifs possible des conditions d'utilisation du matériau.

La prédiction de durée de vie est généralement réalisée au moyen de la vitesse moyenne de propagation de fissures. La [figure 60](#) montre la superposition de nombreux essais de fissuration extraits de [FAR87]. Cette figure met en évidence une dispersion assez importante autour de la vitesse de propagation moyenne.

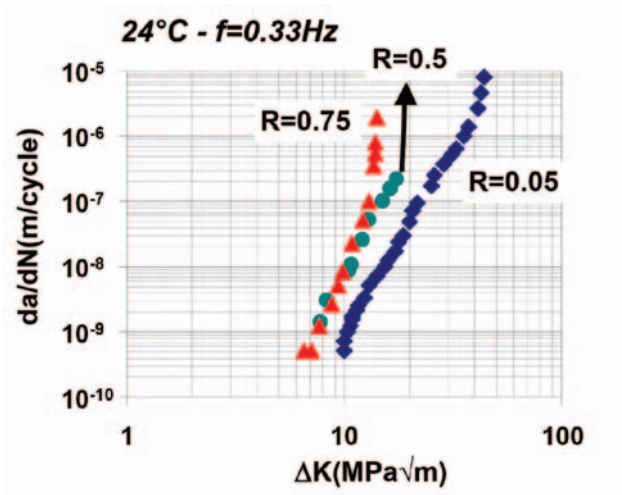


Figure 59. Influence du rapport de charge sur la loi de propagation de fissure d'un alliage de Ti6242 $\alpha\beta$  forgé [CLU99].

On peut résumer les effets dans les 3 stades de cette dispersion ainsi que l'illustre la figure 60 :

- dans la zone du stade I, les dispersions conduisent à une forte variabilité de la vitesse de fissuration, cette zone n'est pas adaptée à des prédictions précises de la durée de vie. De plus, le nombre de cycles que l'on prévoirait dans cette zone est important ;
- dans la zone du stade II, la dispersion est gaussienne en coordonnées logarithmiques (log-normale) et on considère en bonne approximation que l'avancée de fissure est comprise entre 0,5 et 2 fois sa valeur moyenne ;
- dans la zone du stade III, il est, tout comme dans le cas du stade I, illusoire de chercher à déterminer précisément la vitesse d'avancée de fissure. Cependant, dans ce cas, le nombre de cycles dans le stade III est faible.

Dès lors que la prévision de durée de vie est réalisée dans le stade II, le nombre de cycles de durée de vie calculé sera donc assez précis.

Nous allons présenter, par la suite, les différentes modélisations utilisées de cette loi de fissuration et en particulier dans le contexte aéronautique. On cherche donc à représenter la loi de propagation de fissures comme une fonction des paramètres suivants :  $\frac{da}{dN} = F(\Delta K, R, K_s, K_{stc})$ .

C'est à dire que nous considèrerons comme figés : le matériau et sa mise en forme, le sens de prélèvement de l'éprouvette vis-à-vis du procédé de mise en forme, la température, le milieu ambiant et la fréquence de sollicitation.

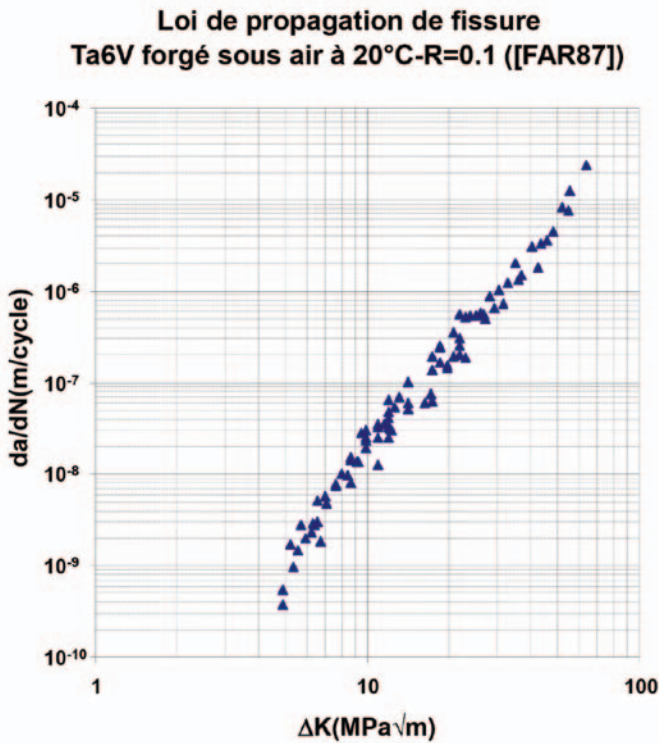


Figure 60. Dispersions expérimentales sur les mesures de vitesses de propagation de fissure d'un TA6V forgé sous air [FAR87].

### 5.3 Le seuil de propagation de fissure

Le seuil de propagation des fissures dépend principalement du rapport de charge. Lorsque l'on représente le  $\Delta K_{seuil}$  normalisé par sa valeur pour un rapport de charge nul, on constate sur la figure 61 que l'influence du rapport de charge dépend peu du matériau considéré. Il existe de nombreux modèles pour décrire l'évolution de ce paramètre.

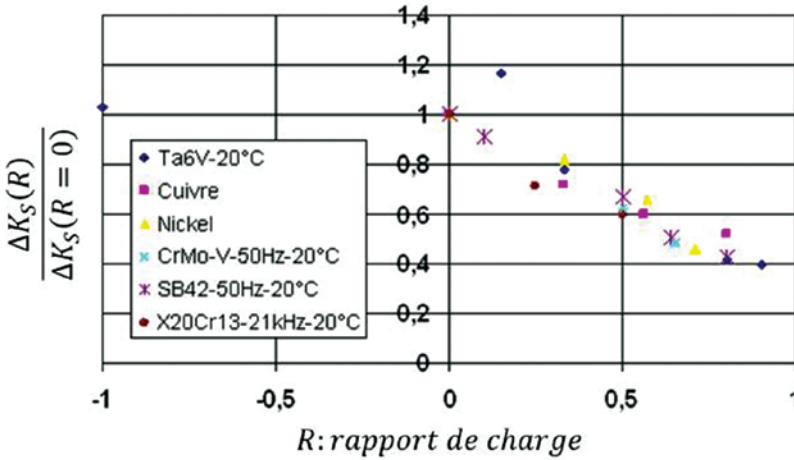


Figure 61. Évolution du seuil de propagation des fissures en fonction du rapport de charge pour quelques matériaux usuels (données issues d'une revue bibliographique).

### 5.4 Le phénomène d'ouverture de fissure

En analysant des lois de propagation de fissures sur un alliage d'aluminium pour différents rapports de charge, W. Elber [ELB71] propose d'intégrer les effets de rapport de charge dans une loi de Paris unique, il obtient alors une modélisation de la forme :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K.(aR + b))^m \text{ avec } a + b = 1$$

Cette loi est alors interprétée comme le fait que la vitesse de propagation de fissure est pilotée principalement par la phase du cycle de chargement pendant laquelle la fissure est ouverte. On fait l'hypothèse que celle-ci s'ouvre pour  $K = K_{ouv}$  dans le cycle de chargement. De plus, Elber propose :

$$\Delta K.(aR + b) = K_{max} - K_{ouv} = \Delta K_{eff}$$

L'ouverture de fissure est conditionnée par les contraintes résiduelles de compression déposées en pointe de fissure par le chargement maximal lors du cycle. Ainsi, la fissure se referme bien avant l'atteinte du chargement minimal lorsque les contraintes diminuent.

La convention  $a + b = 1$  revient alors à considérer que pour les rapports de charge les plus élevés, voisins de 1, la fissure reste ouverte pendant tout le cycle

et que  $\Delta K$  contribue pleinement à l'avancée de fissure. On définit la fonction d'ouverture de fissure, correspondant à la fraction efficace du chargement appliqué :  $U(R) = \frac{K_{max} - K_{ouv}}{\Delta K} = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}$ . L'évolution de  $U$  avec le rapport de charge sur l'alliage Ta6V est illustrée sur la figure 63.

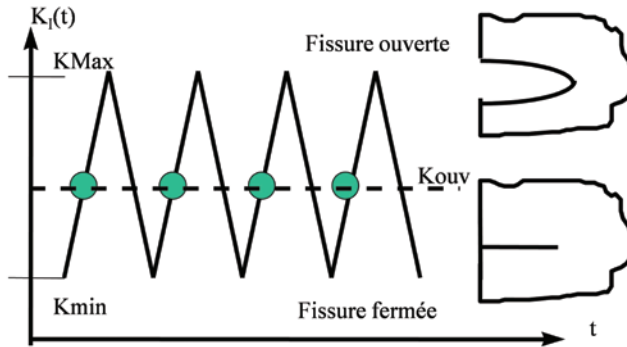


Figure 62. Représentation schématique de l'ouverture de fissure au cours des cycles de chargement.

Nous utiliserons afin de comparer les différents modèles de propagation de fissures, le facteur d'intensité des contraintes efficace équivalent à  $R = 0$ . Dans le cas de la loi d'Elber, ce paramètre est égal à :

$$\Delta K_{eff-0} = \frac{a.R + b}{b} \Delta K$$

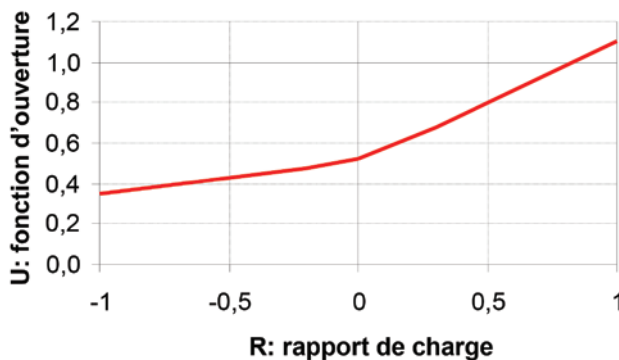


Figure 63. Évolution de la fonction d'ouverture avec le rapport de charge (alliage Ta6V à 25°C).



Le concept d'ouverture de fissure, originellement basé sur une constatation expérimentale, permet d'appréhender par calcul aux éléments finis, les effets du rapport de charge sur la loi de propagation de fissures. Ainsi, en réalisant un calcul élastoplastique ou élasto-viscoplastique fissuré, on peut déterminer la charge d'ouverture de la fissure. Ces calculs sont réalisés en « déboutonnant » progressivement la fissure afin de s'assurer que l'on a bien reproduit le sillage plastique de la fissure au cours de sa propagation. Newman a réalisé des simulations en supposant un matériau élasto-plastique parfait, de limite élastique  $R_0$ , afin de déterminer la fonction d'ouverture [NEW84B].

$$\Delta K_{eff-0} = \frac{(1-f)}{(1-R)(1-A_0)} \Delta K$$

$$f = \frac{K_{ow}}{K_{max}} = \begin{cases} \text{Max}[R; A_0 + A_1.R + A_2.R^2 + A_3.R^3] & \text{si } R \geq 0 \\ A_0 + A_1.R & \text{si } -2 \leq R \leq 0 \end{cases}$$

avec :

- $A_0 = (0,825 - 0,34\alpha + 0,05\alpha^2) \left[ \cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{max}}{R_0}\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}}$
- $A_1 = (0,415 - 0,071\alpha + 0,05\alpha^2) \frac{\sigma_{max}}{R_0}$
- $A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3$
- $A_3 = 2A_0 + A_1 - 1$
- $\alpha = \begin{cases} 1 & \text{en contraintes planes} \\ 3 & \text{en déformations planes} \end{cases}$

Dans la pratique  $\frac{\sigma_{max}}{R_0}$  est généralement pris égal à 0,3 et  $\alpha$  est identifié comme un paramètre matériau.

Ce modèle avait été évalué par la [SNECMA](#) pour les alliages base nickel de haute performance dédiés aux disques de turbine (N18) dans le cadre de la thèse de F. Sansoz [SAN00]. D'importants développements sur le concept d'ouverture de fissure et sa modélisation ont été réalisés récemment par S. Pommier au [LMT Cachan](#) (voir notamment [RUI08]). Je n'ai malheureusement pas pu suivre en détails toutes les avancées associées à ces travaux.

## 5.5 Influence de l'état de contraintes

Si la loi de propagation de fissures a été identifiée en déformations planes, ce qui est usuellement le cas, alors, il faut corriger le facteur d'intensité des contraintes lorsque l'on cherche à déterminer l'avancée de fissure dans une zone dominée par les contraintes planes.

Par exemple, pour une loi de Paris, on retient :

$$\frac{da}{dN} = C(\eta\Delta K)^m$$

avec :  $\eta = \begin{cases} 1 & \text{en déformations planes} \\ 0,9 & \text{en contraintes planes} \end{cases}$

L'effet de l'état de contraintes est particulièrement bien observé expérimentalement lorsque l'on étudie des fissures semi-elliptiques. Le point du front de fissure le plus profond est gouverné par les déformations planes et le point du front de fissure situé à l'intersection avec la surface libre est contrôlé par les contraintes planes (pour lequel la vitesse de propagation doit être corrigée).

## 5.6 Lois de propagation de fissure en fatigue

Bon nombre de lois mises en œuvre dans l'industrie aéronautique devraient pouvoir s'écrire sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = F\left(\frac{\eta\Delta K}{\Delta K_S(R)}; \eta\Delta K_{eff-0}; \frac{\eta\Delta K}{(1-R)K_c}\right)$$

Le premier paramètre décrit la propagation de fissure juste au-dessus du seuil de propagation. Le second décrit le régime de Paris et le troisième paramètre, une propagation de fissure accélérée lorsque le facteur d'intensité maximal s'approche de la ténacité du matériau. Il existe cependant quelques variations autour de ce principe.

La loi, dite BPQD, est mise en œuvre par [GEAE](#) :

$$\frac{da}{dN} = e^B \left( \frac{\eta\Delta K(1-R)^{m_s-1}}{\Delta K_S(R=0)} \right)^P \left( \ln \left[ \frac{\eta\Delta K(1-R)^{m_s-1}}{\Delta K_S(R=0)} \right] \right)^Q \left( \ln \left[ \frac{K_{Ic}}{\eta\Delta K(1-R)^{m_s-1}} \right] \right)^D$$

La loi BPQD de [GEAE](#) s'appuie sur une modélisation de la loi d'ouverture de fissure dite de Walker [WAL70]. À titre d'exemple, la [figure 64](#) présente une loi BPQD identifiée sur quelques essais de la littérature de manière à réunir des essais réalisés à différents rapports de charge. On constate que la loi présente quelques défauts pour l'étude de la propagation de fissure au voisinage du seuil de propagation.

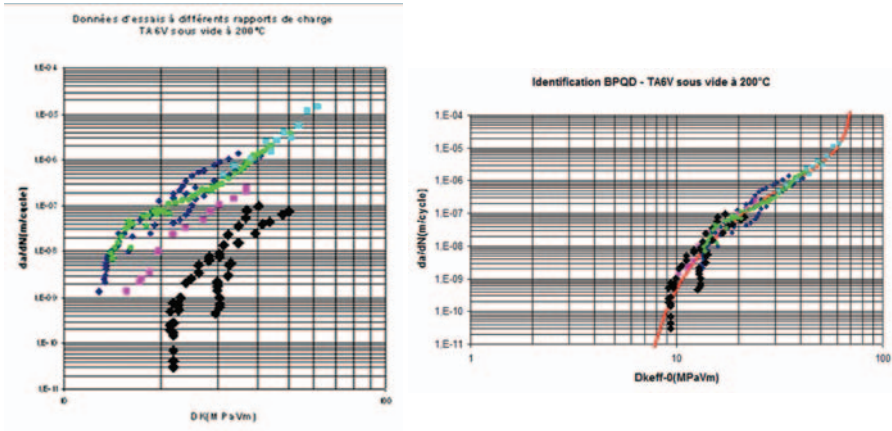


Figure 64. Loi BPQD identifiée sur des données de la littérature [CLU99].

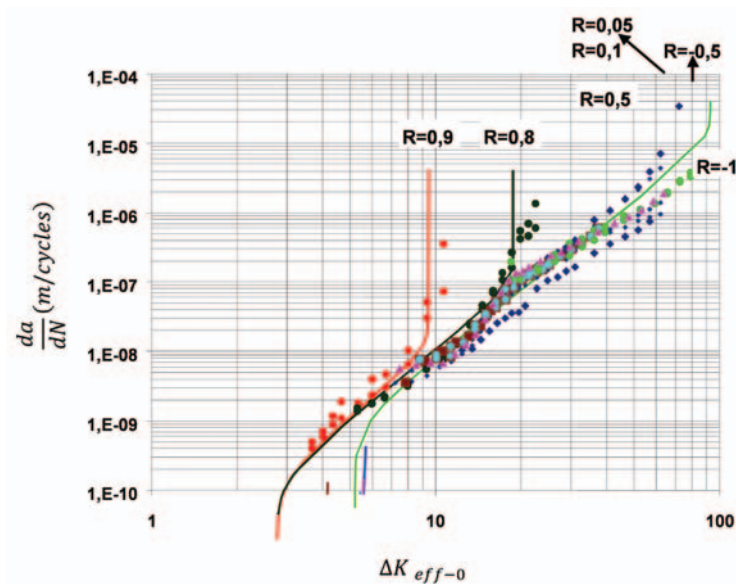


Figure 65. Loi de Forman identifiée sur un alliage Ta6V testé sous air à 25°C.

La loi de Forman utilisée dans le code NASGRO développé par la [NASA](#) et à l'origine du code ESACRACK de l'[ESA](#) est formulée de façon à restituer au mieux les connaissances disponibles sur la propagation de fissures :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\eta\Delta K_{eff-0})^n \left(1 - \frac{\Delta K_S(R)}{\eta\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{\eta\Delta K}{(1-R)K_c}\right)^q}$$

La loi de Forman, illustrée sur la [figure 65](#) dans le cas d'un alliage TA6V, reproduit particulièrement bien les différentes étapes de la propagation de fissures longues.

## 5.7 Simulation de la propagation de fissure sous chargement simple

Mes travaux m'ont conduit à développer les codes de calcul en fatigue fissuration de la [SNECMA](#) jusqu'en 2001 (voir code PROPAG dans [RUI08]). Le principe de ces codes de calcul est illustré schématiquement sur la [figure 66](#) et consiste à :

- identifier les zones les plus critiques d'un composant mécanique ;
- s'appuyer sur des estimations, les plus adaptées possibles du facteur d'intensité des contraintes (quitte à réaliser des calculs tridimensionnels en cas de besoin) ;
- s'appuyer sur des bases de données matériaux adaptées aux matériaux étudiés.

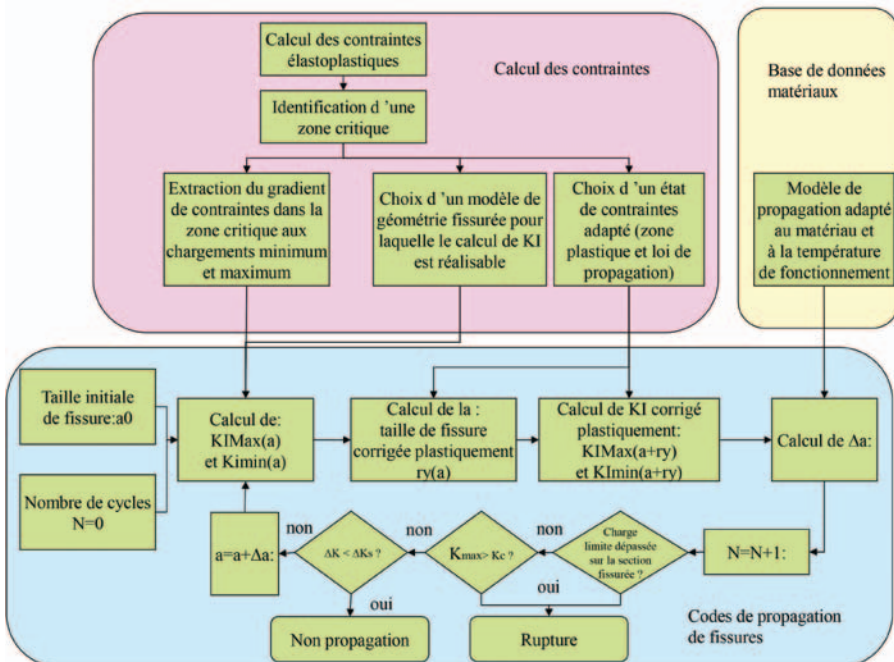


Figure 66. Principe de dimensionnement en fatigue-fissuration de la durée de vie des composants mécaniques.

À l'issue de la simulation, le code de calcul prédit une durée de vie avant rupture du composant. Cette durée de vie est approximativement divisée par deux afin de rendre compte des incertitudes sur les lois de propagation. La durée de vie obtenue est appelée la durée de vie autorisée du composant. Ce nombre de cycle permet d'établir un plan d'inspection du composant mécanique.

## 5.8 *Analyse des cycles complexes*

### 5.8.1 Généralités

Pour la propagation de fissures sous spectres et missions de fatigue, nous ne présenterons ici que le modèle PREFFAS développé par A. Davy [DAV85, SCH87] pour l'*Aérospatiale*. Il existe d'autres modèles comme le modèle de Willenborg (sommairement présenté dans [SAN04]), le modèle ONERA [BAU84], le modèle CORPUS [KON88, SCH94]. Bien souvent on constate que ces modèles existent sous de nombreuses variantes et il est difficile d'en suivre les évolutions.

### 5.8.2 Effet d'une surcharge

Le modèle PREFFAS repose initialement sur une analyse des effets sur la contrainte d'ouverture de fissure de surcharges et de sous-charges mécaniques. Cette analyse a permis avec quelques simplifications de proposer une approche particulièrement adaptée aux chargements aéronautiques. De nombreuses comparaisons calculs/essais ont contribué à sa validation.

La *figure 67* représente l'évolution de la zone de plasticité confinée en pointe de fissure, avant, pendant et après une surcharge.

L'effet d'une zone plastique de surcharge est de créer des contraintes résiduelles de compression qui vont augmenter le niveau d'ouverture pour les cycles suivants. Cet effet dure aussi longtemps que la zone plastique cyclique est enfermée dans celle induite par la surcharge.

La remontée du niveau d'ouverture liée à la surcharge va diminuer l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes efficace. L'effet du cycle de surcharge est d'accélérer la propagation lors de la surcharge, mais en revanche pour les cycles suivants, la propagation est notablement ralentie. Globalement, l'effet de la surcharge

est de ralentir la propagation et dans certains cas de l'arrêter. Ainsi pour les réservoirs d'ergols des fusées, on procède parfois à une surcharge avant la mise en service afin de limiter la propagation sous l'effet des vibrations lors du lancement.

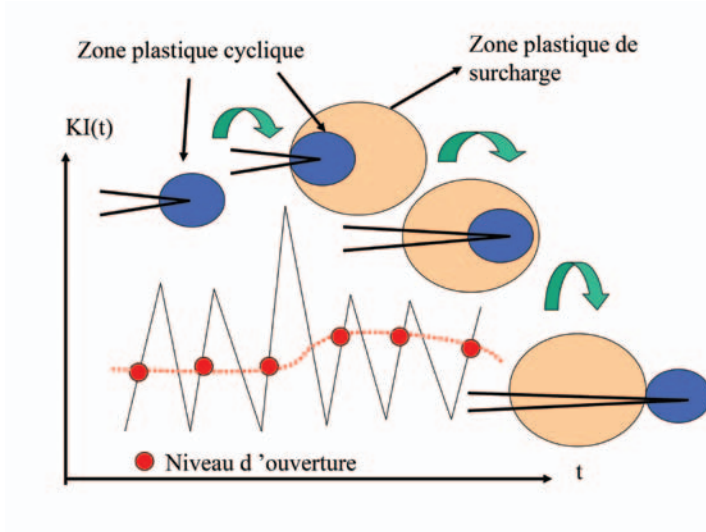


Figure 67. Zone plastique et surcharge.

La figure 68 présente qualitativement la loi d'avancée de fissure en fonction du nombre de cycles avec et sans surcharge.

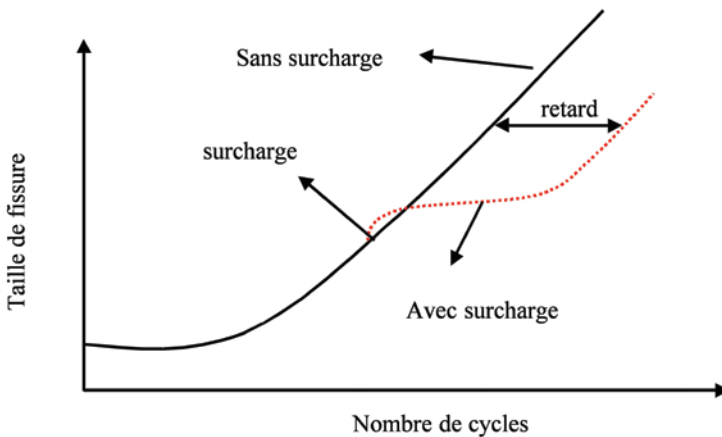


Figure 68. Effet retard induit par une surcharge.

### 5.8.3 Effet d'une sous-charge

À l'inverse de la surcharge, la sous-charge va effacer les contraintes résiduelles de compressions préexistantes et abaisser le niveau d'ouverture. La [figure 69](#) illustre qualitativement cet effet. La restauration de la zone plastique nécessitera un grand nombre de cycles avant que le niveau d'ouverture avant sous-charge ne soit de nouveau atteint. Globalement, une sous-charge va accélérer la propagation de fissure par abaissement du niveau d'ouverture et donc augmentation de la partie efficace de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes.

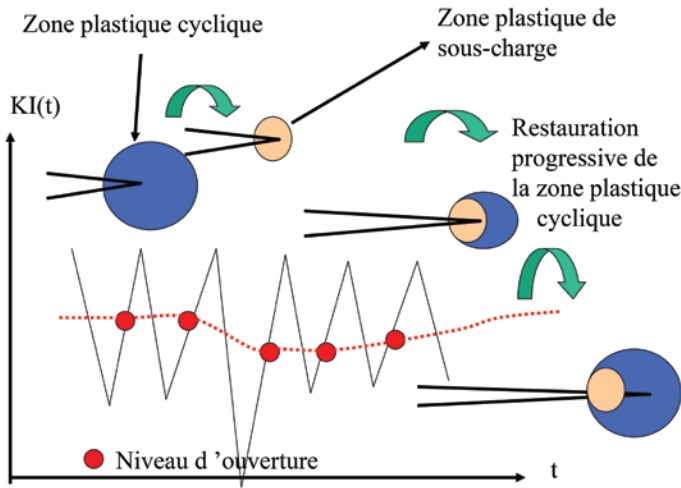


Figure 69. Zone plastique et sous-charge.

On constate tout l'intérêt de la notion d'ouverture de fissure pour la description qualitative des effets de sous-charge comme de surcharge. Cette constatation nous indique que si l'effet d'ouverture devient accessible par calcul éléments finis, on pourra tout à fait positionner le niveau d'ouverture à chaque sous-cycle d'une mission complexe et ainsi calculer l'avancée de fissure associée.

Les effets de sous-charge comme de surcharge posent le problème de l'ambiguïté de la notion de seuil de fissuration et explique pourquoi ce seuil est souvent remis en question dans le domaine de la mécanique de la rupture. Il semble que lors de cycles complexes, la propagation de fissures soit parfois possible pour des niveaux de chargements inférieurs au seuil de propagation de fissures.

### 5.8.4 La méthode PREFFAS

Le spectre de chargement est scindé *en extrema* consécutifs (illustrés sur la [figure 70](#)) notés :

- $K_{Mi}$  pour les maxima,  $i$  est un pseudo-temps ;
- $K_{mi}$  pour le minimum consécutif à  $K_{Mi}$ .

Du fait que le chargement est cyclique, «  $i$  » évolue de moins l'infini à plus l'infini.

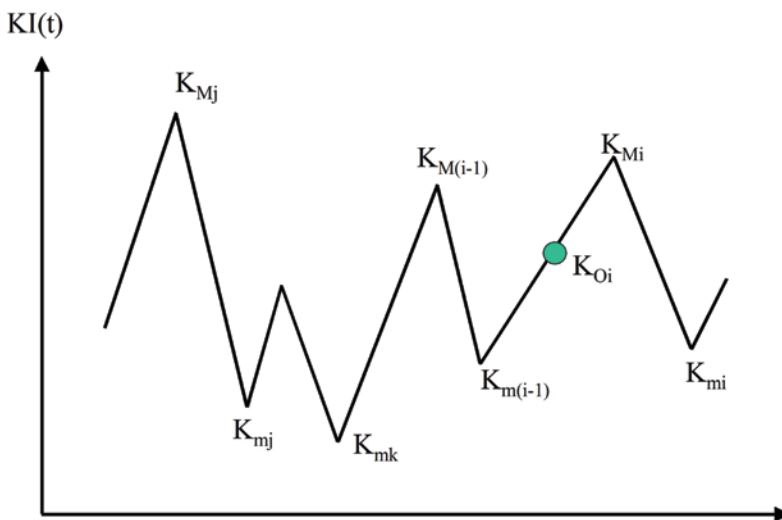


Figure 70. Description d'un cycle complexe pour l'analyse PREFFAS.

Le niveau d'ouverture à un temps «  $i$  » noté  $K_{Oi}$  est conditionné par les niveaux d'ouvertures passés associés à des indices par exemple «  $j$  » puis «  $k$  » inférieurs à «  $i$  ». Le niveau d'ouverture est donc créé juste avant le sous-cycle «  $i$  ».

On suppose que l'on sait calculer le niveau d'ouverture induit par un couple d'*extrema* antérieur à  $i$  selon la formule :

$$K_{Oi} = K_{Mj} \left[ 1 - U \left( \frac{K_{mk}}{K_{Mj}} \right) \left( 1 - \frac{K_{mk}}{K_{Mj}} \right) \right]$$

La fonction  $U$  étant la fonction d'ouverture préalablement décrite dans ce chapitre.



Postulat 1 de PREFFAS :

Le niveau d'ouverture  $K_{O_i}$  est la contrainte d'ouverture la plus haute induite par chaque  $K_{M_j}$  antérieur à «  $i$  » et  $K_{m_k}$  «  $k$  » étant postérieur à «  $j$  » et antérieur à «  $i$  ».

L'avancée du sous-cycle est celle donnée par la loi de propagation de fissure pour :  
 $\Delta K_{eff} = K_{M_i} - K_{O_i}$

Remarques :

La condition ci-dessus se traduit par le fait que :  $K_{m_k} = \min_{l=j, \dots, i-1} [K_{m_l}]$

Ce postulat nécessite du fait de la cyclicité de la mission d'analyser deux missions complètes avant de pouvoir déterminer  $K_{M_j}$  et positionner le point d'ouverture de chaque sous-cycle «  $i$  ».

Dans le cas des spectres à amplitude croissante, la méthode PREFFAS sous-évalue l'avancée de fissure, on procède alors à un cumul conservatif :

Postulat 2 de PREFFAS :

Si le maximum  $K_{M_i}$  dépasse le  $K_{M_j}$  qui a engendré  $K_{O_i}$  et que l'avancée pour le cycle «  $j$  » avait été calculée avec le niveau d'ouverture  $K_{O_j}$  tel que  $K_{O_j} \leq K_{O_i}$  : alors l'avancée par le comptage proposé au cycle «  $i$  » est :

$$\Delta a_i = \Delta a(\Delta K_{eff} = K_{M_i} - K_{O_j}) - \Delta a(\Delta K_{eff} = K_{M_j} - K_{O_j}) \\ + \Delta a(\Delta K_{eff} = K_{M_j} - K_{O_i})$$

C'est-à-dire que l'on retranche l'avancée qui avait été réalisée au cycle «  $j$  » et on ajoute en plus de l'avancée standard du premier postulat de PREFFAS, l'avancée déduite de  $K_{M_j}$  avec le niveau d'ouverture  $K_{O_i}$ .

La démarche PREFFAS est basée sur des règles empiriques déduites du concept d'ouverture qui donnent d'excellents résultats. Un exemple de cycle complexe est le vol 69 du turbistan ayant servi de référence à la qualification de codes simulant les chargements complexes (voir [figure 71](#)). Le spectre de chargement est analysé avec la méthode PREFFAS et permet de recalculer une loi de Paris, non plus en fonction du nombre de cycles, mais en fonction du nombre de vols  $\frac{da}{dN_{vols}} = C(\Delta K)^m$ .

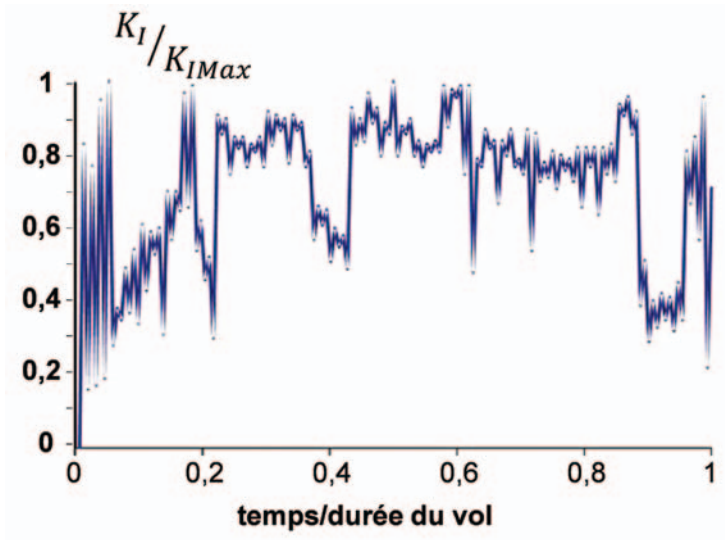


Figure 71. Spectre de chargement du vol 69 du turbistan froid.

Cette loi est introduite et comparée à des mesures d'avancées de fissures lors d'essais pendant lesquels on a appliqué un spectre de chargement du type vol 69 du turbistan. La [figure 72](#) montre le bon accord entre la simulation et les essais.

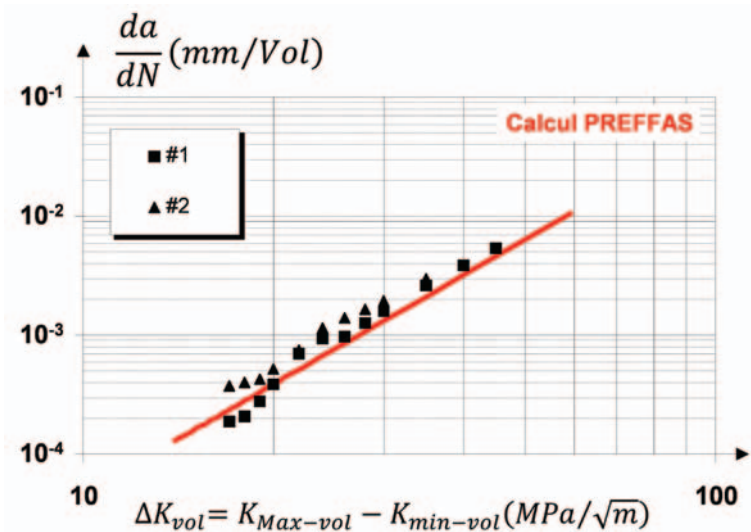


Figure 72. Vitesses de propagation de fissures expérimentales et simulées par PREFFAS lors du vol 69 du turbistan froid.

Une analyse comparative des méthodes de calcul de propagation de fissures sous chargement complexe [SAL93], montre que la méthode PREFFAS est un excellent compromis entre la simplicité du modèle et sa précision pour l'analyse des spectres de chargement des structures aéronautiques.

## **5.9 Effets de l'environnement sur la propagation des fissures de fatigue**

L'environnement est susceptible de modifier notablement les conditions de propagation des fissures. Deux familles d'effets doivent être distinguées :

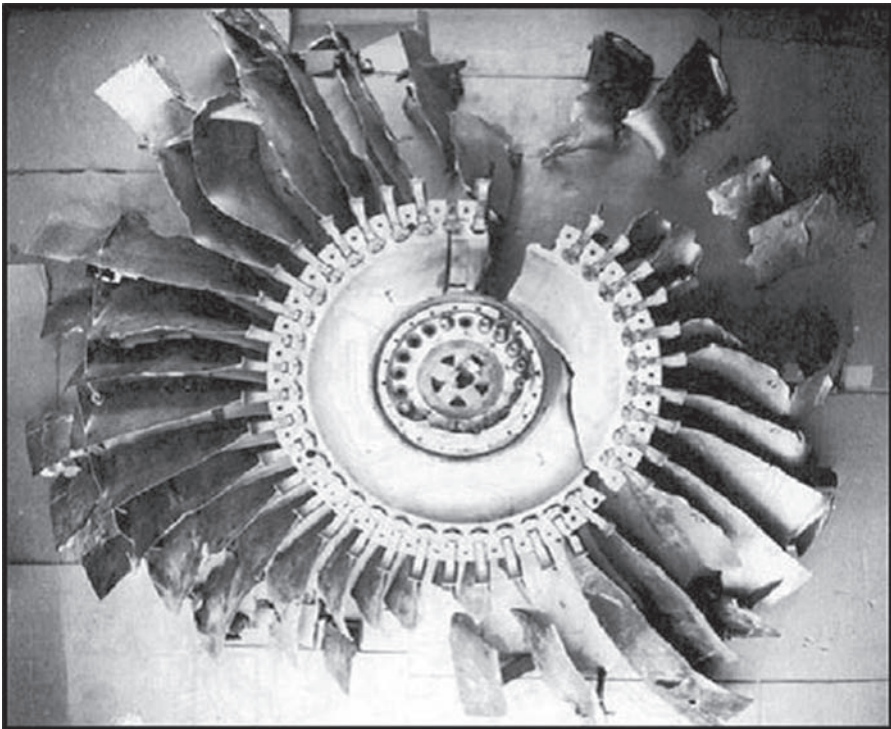
- la diffusion en solution solide d'espèces fragilisantes vers la pointe de fissure ;
- la corrosion, l'oxydation ou la pollution de la pointe de fissure par l'environnement externe.

J'ai été amené à considérer le premier mode dans le cadre de mes études sur le comportement mécanique des gaines de combustible hydrurées. Dans ce cas, la solubilité en hydrogène à la pointe d'une fissure est abaissée par la pression hydrostatique ce qui induit un gradient de teneur dissoute à la pointe d'une fissure. Dans certaines situations, l'hydrogène sera alors attiré par la pointe de fissure mais du fait de la plus faible solubilité locale, se précipitera sous la forme de plaquettes d'hydrures qui conduiront à une avancée séquentielle de la fissure. Ce mode de rupture est appelé DHC (*Delayed Hydride Cracking*) et conduit à des avancées de fissures à vitesse constante. Ce type d'avancée de fissure devra être cumulé aux avancées de fissures de fatigue. Mes études sur les DHC ont porté sur l'analyse de l'essai, controversé, REP-Na 1 réalisé dans le réacteur expérimental CABRI à Cadarache et étudié par un groupe de travail à la recherche d'une interprétation consensuelle dans [YAN04]. Une veille sur ce thème s'est prolongée dans le cadre de participations au programme SCIP (*Studvik Cladding Integrity Program*) de Studsvik Nuclear. Le programme SCIP a tout particulièrement mis en évidence un effet de la température et de la contrainte à rupture du matériau sur la vitesse de propagation en DHC. Ce programme a également fourni une quantité considérable de résultats d'essais, sur gaines irradiées, à l'industrie nucléaire.

Concernant la pollution par le milieu environnant, le problème s'est tout particulièrement posé concernant la sensibilité des alliages de titane aux lubrifiants chlorés. Il existe de nombreuses situations où cette pollution influence la propagation de fissure, ainsi un essai de propagation sous eau salée d'un métal ne conduira pas à la même vitesse de propagation qu'un essai sous vide.

De même, les essais de fatigue sous air vont conduire à des vitesses de propagation de fissures sensiblement plus rapides que sous vide. J'ai représenté pendant trois ans la SNECMA dans un groupe de travail international RISC (*Rotor Integrity Sub-Comitee*) mandaté par la FAA (*Federal Aviation Administration*) pour maîtriser l'effet de défauts aléatoires et rares sur la durée de vie en fatigue des turbomachines. Dans ce cadre, nous avons étudié l'effet de deux familles de défauts :

- les usinages abusifs de trous de boulonnage dans les disques ;
- les défauts de nitruration, ou *Hard- $\alpha$* , des alliages de titane lors de leur fusion dans les fours plasma.



*Figure 73. Reconstitution d'un disque en alliage de titane d'un turbo réacteur éclaté par croissance de fissure autour d'une inclusion hard- $\alpha$ . Cette rupture est à l'origine du crash de l'UAL-232 en juillet 1989 à l'aéroport de Sioux City Iowa, États-Unis [MCC03].*

Les défauts type *Hard- $\alpha$* , sont des inclusions de nitrures de titane se formant lors d'une fusion de titane en présence accidentelle d'air. Lorsque les disques sont forgés, ces inclusions sont déformées et sont susceptibles d'apparaître en différents endroits du disque et d'en provoquer la rupture en exploitation (voir [figure 72](#)). Ces inclusions donnent naissance, pratiquement dès le premier cycle, à des fissures et la prédiction

de la durée de vie tient compte des dimensions de la fissure afin de déterminer si celle-ci se propage sous air ou sous vide. Ces travaux ont donné lieu à quelques publications postérieures à mon départ de la [SNECMA](#) [MCC03, COR06].

Lorsque l'environnement est extrêmement agressif (ou si la température est élevée), la pointe de fissure est attaquée par cet environnement et se corrode d'une certaine épaisseur qui dépend du temps de maintien. Lors de la montée en charge d'un nouveau cycle, la fissure se propage par fatigue puis est exposée à un environnement agressif qui donne naissance à une couche d'oxyde. Cette couche présente un caractère protecteur vis-à-vis de l'environnement mais a également une très faible résistance mécanique. Lors du cycle suivant, la couche d'oxyde se fissure pendant la propagation de fatigue et présente le métal mis à nu à l'environnement agressif reconstituant ainsi de manière cyclique une couche d'oxyde. Ainsi, dans ce type de propagation de fissures, l'avancée est plus rapide que sous vide et nécessite une caractérisation dédiée.

## ***5.10 Synthèse sur la propagation de fissure en fatigue***

La propagation de fissures en fatigue s'appuie sur l'estimation des variations maximales du facteur d'intensité des contraintes au cours d'un cycle de chargement. La propagation de fissure en fatigue met en évidence le rôle extrêmement important joué par la zone plastique en pointe de fissure. Cette zone plastique conditionne l'ouverture de fissure et indirectement l'avancée de fissure.

Une technique d'analyse des spectres de chargements, basée également sur l'ouverture de fissure, a été présentée et comparée à des résultats expérimentaux.

L'excellent travail de Ruiz-Sabariago [RUI08] présente un état de l'art plus complet que celui de ce rapport concernant les effets de l'environnement et de la corrosion en pointe de fissure lorsque le milieu est agressif.

Il est également intéressant de revenir à l'aspect métallographique d'une fissure de fatigue :

- la fissure de fatigue peut naître pour de nombreuses raisons (chargement excessif, matériau dégradé...) et donne naissance à une première fissure ;
- cette fissure se propage et forme un faciès à stries, stries qui peuvent être dégradées par l'agressivité du milieu environnant ou le matage des surfaces ;

- lorsque la fissure est assez grande et atteint la ténacité du matériau ou sa charge limite, la pièce se rompt et donne naissance à un faciès à cupules.

L'analyse du faciès d'une rupture est un élément clef dans la recherche des causes d'une rupture. Les savoir-faire permettent souvent d'améliorer la lecture des faciès. Parmi ceux-ci, on peut mentionner plus particulièrement la maîtrise du composant. Cette maîtrise doit avoir lieu sous de nombreux angles : environnement, matériau, calcul des contraintes, histoire des composants proches...

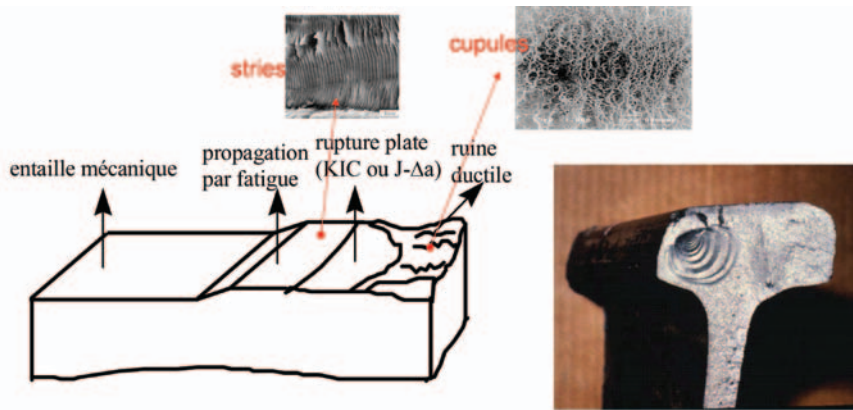


Figure 74. Allure schématique d'un faciès de rupture de fatigue.

### 5.11 L'apport des modèles de comportement-endommagement couplés sur la prédiction de la rupture

La ténacité des matériaux est généralement contrôlée par la nucléation de cavités très localement dans la zone de grandes déformations entourant la pointe de fissure. Les cavités naissent généralement depuis des précipités présents dans le matériau. Ces mêmes précipités apparaissent parfois en fond de cupules (voir [figure 5](#)).

Un sujet de préoccupation dans l'exploitation des combustibles de centrales nucléaires est associé à l'oxydation des gaines en alliage de zirconium par l'eau du circuit primaire. Parallèlement à cette oxydation, une partie de l'hydrogène issu de la dissociation des molécules d'eau est adsorbé dans la gaine et précipite sous la forme d'hydrures de zirconium. Ces hydrures sont réputés extrêmement fragilisants et diminuent notablement la ductilité des gaines de combustible. Une étude bibliographique [DES01B] a permis de déterminer l'évolution de la ténacité du Zircaloy-4 irradié en fonction de la température et de la teneur en hydrogène dans

la gaine. Les résultats de cette étude ont été publiés dans un article de synthèse concernant le comportement des alliages de zirconium en situation de transport (voir [figure 75](#)) [FOU09]. On constate que l'hydrogène décale non seulement la température de transition mais aussi le degré de fragilisation du matériau.

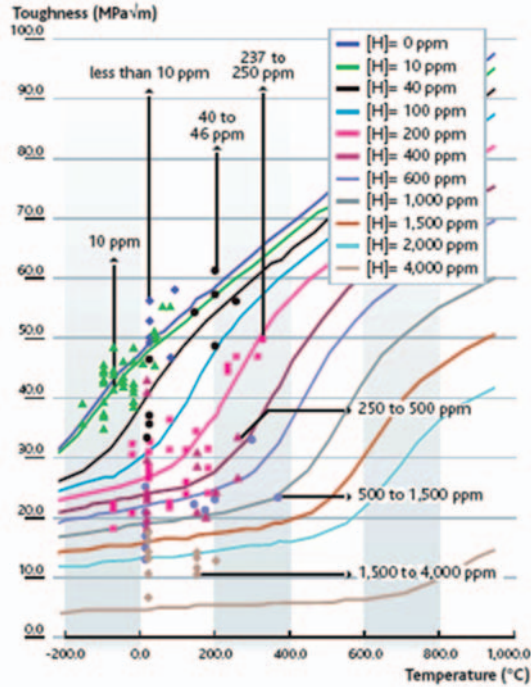


Figure 75. Ténacité du Zircaloy-4 irradié et hydruré [DES01B, GEO08, FOU09].

Il a donc été décidé de tenter de mieux comprendre les mécanismes de fragilisation des gaines hydrurées. Les travaux ont été réalisés à partir d'essais de ductilité sur gaines vierges uniformément hydrurées en s'appuyant sur la modélisation de type GTN qui avait été développée par M. Grange dans le cadre de sa thèse [GRA98]. Dans le cas de gaines hydrurées, l'endommagement le plus limitatif est généralement associé à la nucléation de cavités dans les hydrures de zirconium (voir [figure 20](#)). Les simulations permettent de reproduire la courbe de traction expérimentale obtenue lors d'essais de ductilité et de calculer la déformation à rupture attendue (voir [figure 76](#)).

Ces déformations à rupture calculées ont été comparées à des résultats d'essais de façon à vérifier que le modèle GTN utilisé était adapté à l'analyse des essais (voir [figure 77](#)). Ce travail a alors permis de simuler des essais de ténacité sur éprouvette CT de façon à évaluer la ténacité du matériau. Les résultats obtenus ont été comparés

à des mesures de ténacité extraites de la littérature. On constate sur la [figure 78](#) un très bon accord entre les mesures et la prédiction du modèle GTN.

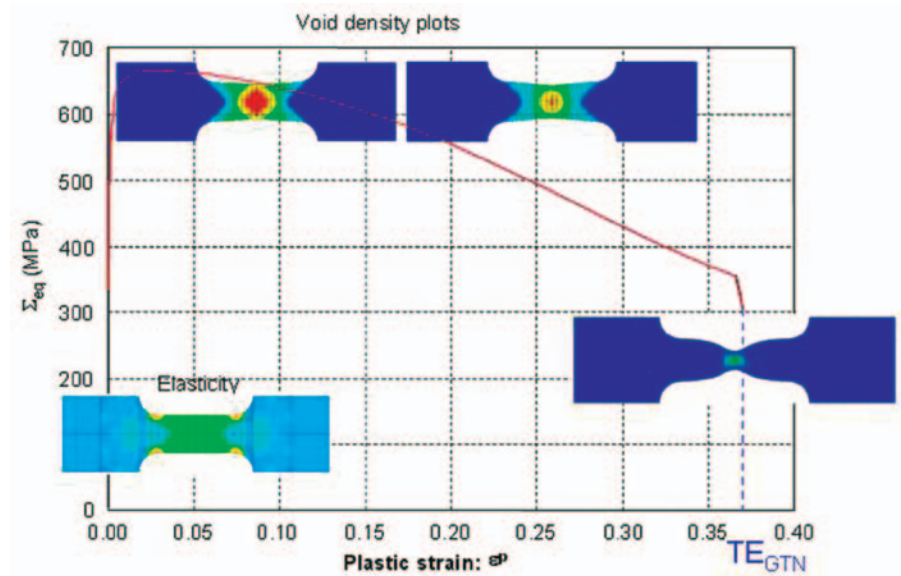


Figure 76. Évolution de la densité de cavités au cours d'un essai de traction sur gaine Zircaloy-4 hydrurée [DES05].

Les simulations de comportement et d'endommagement couplés présentent donc un potentiel très intéressant pour décrire les mécanismes élémentaires influençant la ténacité du matériau. Ces modèles présentent également des limitations qui affectent dans tous les cas leur capacité à prédire des résultats expérimentaux. En particulier, dans le cas des gaines de Zircaloy-4 hydruré, les hydrures ont une forte propension à précipiter aux joints de grains. Dans cette situation, les contraintes locales à l'origine de la nucléation de cavités dans les hydrures ne sont pas celles calculées dans l'hypothèse de la mécanique des milieux continus. Cette inadéquation entre l'échelle des cavités et l'échelle de la modélisation en mécanique des milieux continus est compensée empiriquement en imposant une taille de maille, considérée comme un paramètre du modèle, substantiellement plus grande que la taille de grains. Ainsi, le modèle GTN décrit convenablement le matériau, à condition de ne pas le décrire à une échelle trop fine. Il convient de disposer d'une fraction de cavités évaluée sur un volume contenant plusieurs cavités et aux bornes duquel la contrainte puisse être considérée comme homogène. Il est donc nécessaire de rester prudent sur la capacité prédictive de tels outils, néanmoins, ils peuvent être utilisés comme méthode d'interpolation entre des résultats expérimentaux.



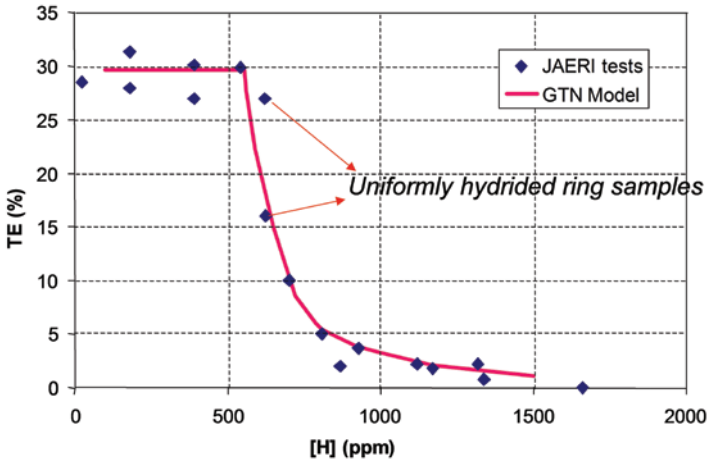


Figure 77. Évolution de la déformation à rupture, mesurée et prédite par le modèle GTN [DES05].

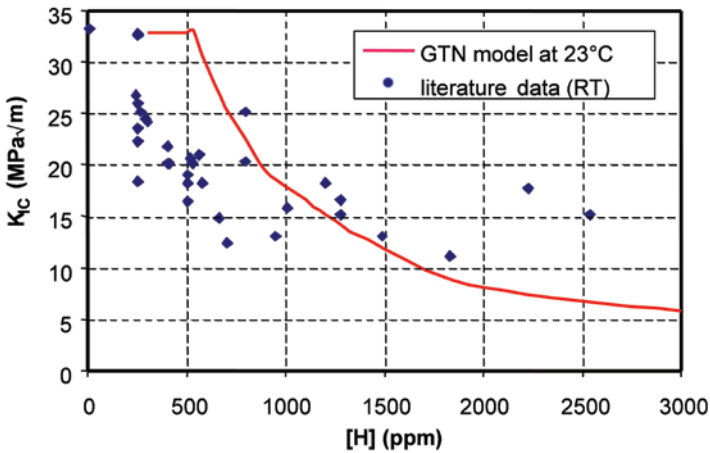


Figure 78. Évolution de la ténacité mesurée et prédite par le modèle GTN sur Zircaloy-4 [DES05].

Le modèle de Gurson nous permet d'entrevoir la différence entre l'effet de petites cavités, telles que représentées sur la figure 1 et l'effet de fissures. Les petites cavités vont particulièrement affecter la ténacité du matériau, alors que les fissures vont généralement influencer la valeur du facteur d'intensité des contraintes ou de l'intégrale  $J$ . Les modèles de comportement-endommagement couplés traitent de manière intéressante l'effet d'une famille de précipités. Lorsque ces précipités sont d'origine variée, il convient d'être prudent dans l'utilisation de tels modèles.

## 5.12 Éléments de synthèse sur la rupture statique des composants fissurés

On dispose de différentes méthodes basées sur la simulation en mécanique des milieux continus pour la prédiction de l'intensité du chargement sur un composant fissuré. Les paramètres déduits (charge limite, facteur d'intensité des contraintes ou intégrale  $J$ ) peuvent être comparés à des valeurs critiques identifiées expérimentalement. Ces valeurs critiques corrigent le lien imparfait entre la mécanique de milieux continus et le comportement des matériaux polycristallins. Ainsi, bien que plus rustiques, ces approches restent extrêmement intéressantes car basées sur une interpolation physique entre des résultats expérimentaux.

Les années 1990 ont vu émerger de nouvelles approches incluant la description couplée du comportement des matériaux et de leur endommagement. Le modèle GTN est un exemple de ce type d'approches. Ces outils sont extrêmement intéressants mais font parfois oublier la différence importante entre la simulation et les essais.

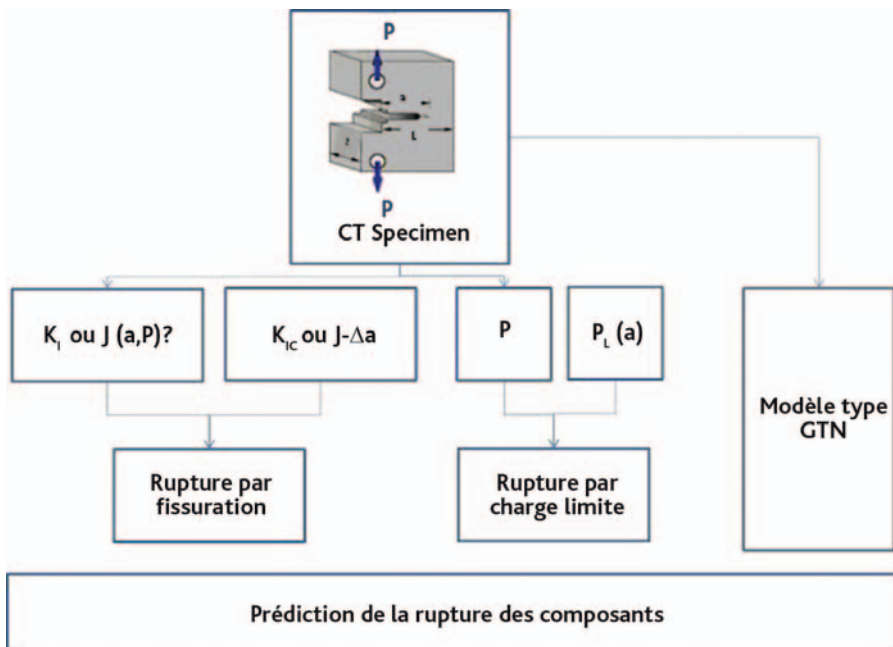


Figure 79. Principaux outils mis en œuvre pour la rupture des composants fissurés.

Les années 2000 ont vu émerger de nouveaux outils élargissant le domaine de la mécanique de la rupture. Par exemple, l'utilisation d'éléments d'interface cohésifs

[NEE14] est rentrée dans l'usage fréquent. Le degré d'abstraction de telles simulations dépasse significativement celui déjà présent dans les approches type GTN. Il semble que d'importants progrès doivent encore avoir lieu sur la caractérisation expérimentale des paramètres associés à ces modèles avant que l'on puisse prédire avec une certaine confiance la rupture des matériaux au moyen de tels outils. La localisation surfacique de l'endommagement dans les modèles de zones cohésives constitue un écart supplémentaire entre la simulation et le comportement effectif des matériaux polycristallins pour lesquels l'endommagement est localisé dans un volume entourant le chemin de propagation d'une fissure. Ce point justifie que nous n'ayons pas évoqué en détails l'utilisation des éléments cohésifs.

## Chapitre 6

# Contributions à l'analyse de la rupture des gaines de combustibles nucléaires

---

### **6.1** *État de référence du combustible étudié*

#### **6.1.1** Spécificités de ce paragraphe

La compréhension des mécanismes de rupture des gaines nécessite de bien cerner l'évolution de l'état du matériau, d'où une partie assez détaillée sur la corrosion et l'hydruration.

#### **6.1.2** Généralités sur la corrosion et l'hydruration des gaines en conditions REP

Les crayons de combustibles des réacteurs à eau pressurisée sont constitués de pastilles d'oxyde d'uranium enrichi en  $U^{235}$  ( $UO_2$ ) ou d'un mélange d'oxyde d'uranium

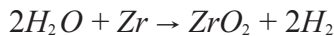
et de plutonium (MOX). Ces pastilles sont empilées dans les gaines en alliage de zirconium (Zircaloy, M5, Zirlo, MDA...) de 4 m de long et 9,5 mm de diamètre externe. Dans les REP exploités en France, les crayons de combustible sont maintenus par des grilles dans des assemblages de 17 x 17 crayons. Les éléments fissiles produisent de la chaleur, des neutrons de haute énergie mais aussi des produits de fission dont certains sont gazeux ou volatils. La gaine de combustible constitue une barrière étanche entre le combustible et l'eau du circuit primaire des REP. Cette eau est maintenue à 155 bars et à 300 °C environ. Cette eau joue le rôle de caloporteur mais permet aussi de thermaliser (ralentir) les neutrons pour induire les nouvelles réactions de fission. La gaine garantit une double fonction :

- transparence aux neutrons rapides émis par la réaction de fission, mais aussi aux neutrons thermalisés renvoyés par le caloporteur ;
- confinement des produits de fission.

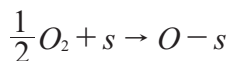
Ainsi, la gaine constitue, dans la mesure où elle est étanche, la première barrière vis-à-vis de la sûreté nucléaire et l'on souhaite garantir le maintien de cette fonction de sûreté dans les différents scénarios accidentels envisagés.

Pour pouvoir évaluer la résistance de cette gaine de combustible dans les différents scénarios accidentels possibles, il est d'abord nécessaire d'en connaître l'état de référence, c'est-à-dire, l'état du crayon de combustible tel qu'irradié.

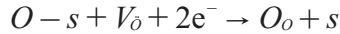
En premier lieu, le milieu primaire corrode la gaine, à sa surface externe, par oxydation anionique. La molécule d'eau est dissociée en surface de la gaine de combustible à l'interface eau-zircone. Néanmoins, la zircone se forme à l'interface zircone-zirconium. De manière symbolique, on écrit pour simplifier :



Cette réaction illustre la formation d'une couche de zircone à la surface de la gaine ainsi que le relâchement d'hydrogène. En pratique, la réaction est bien plus complexe. L'oxygène des molécules d'eau est captée à la surface de la gaine sur des sites d'adsorption « s » selon :



Cet oxygène est capté sous forme anionique et transporté à travers la zircone dans une lacune d'oxygène  $V_{\delta}$  avec restitution de charges électriques pour équilibrer la réaction :



avec :

$O_o$  : représente un ion  $O^{2-}$  dans la zircone.

Une fois à l'interface métal oxyde, cet oxygène réagit avec les atomes de zirconium pour faire croître la couche d'oxyde.

Cette théorie issue de Wagner (voir [BOS99] pour son application aux alliages de zirconium) conduit à la formation d'une couche d'oxyde en surface dont le caractère protecteur ne cesse de ralentir la cinétique de corrosion. Cette théorie aboutit à une cinétique de croissance parabolique de l'épaisseur de la couche de corrosion. Cependant, dans le cas des matériaux irradiés en REP, cette cinétique parabolique est périodiquement déstabilisée lorsque la couche atteint quelques microns d'épaisseur [BOU08]. Lorsque le front d'oxydation n'est pas trop ondulé, le caractère périodique de cette succession de cinétiques paraboliques apparaît particulièrement bien sur les examens métallographiques post-irradiatoires de l'alliage M5 (voir [figure 80](#)). Le nombre de strates ne dépend pas directement du nombre de cycles d'irradiation, il dépend surtout de la durée du séjour en REP.

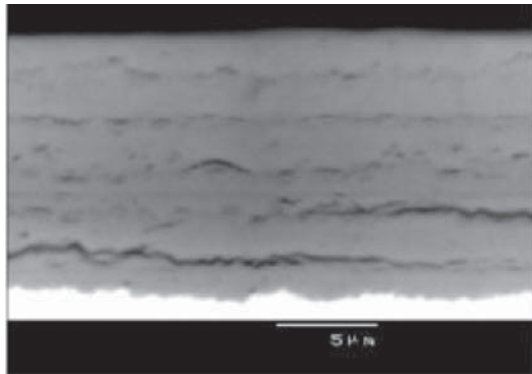


Figure 80. Stratification de la couche d'oxyde dans un alliage M5 irradié six cycles en REP [BOS04].

Si l'on considère un front d'oxydation ondulé, les transitions entre cinétiques d'oxydations paraboliques sont spatialement désaccordées et la succession locale de cinétiques paraboliques conduit en moyenne sur le périmètre d'une gaine à une cinétique quasi-linéaire avec le temps d'irradiation.

Une partie (10 à 20 % selon l'alliage et les conditions d'irradiation) de l'hydrogène formé lors de la dissociation de l'eau est adsorbée par la gaine de combustible. Du fait du gradient de température de l'ordre de quelques dizaines de degrés à travers la gaine, l'hydrogène a tendance à être piégé en périphérie externe de la gaine du fait que la température est localement plus basse à cette position. Lorsque la concentration en hydrogène dépasse la solubilité de l'alliage de zirconium à 350 °C (de l'ordre de 150 wppm), l'hydrogène excédentaire précipite sous la forme d'hydrures de zirconium. La présence du gradient thermique et la précipitation de l'hydrogène conduit à la formation d'une accumulation d'hydrures en peau externe appelée rim d'hydrures (voir [figure 81](#)). Ce rim d'hydrures se forme pour des épaisseurs d'oxyde de l'ordre de 40 à 50  $\mu\text{m}$  dans le cas des gaines en Zircaloy-4 SRA. Dans le cas de gaines en M5, l'épaisseur de zircon n'excède jamais 30  $\mu\text{m}$  et la formation d'un rim d'hydrures n'est pas observée dans les conditions connues d'exploitation de cet alliage.

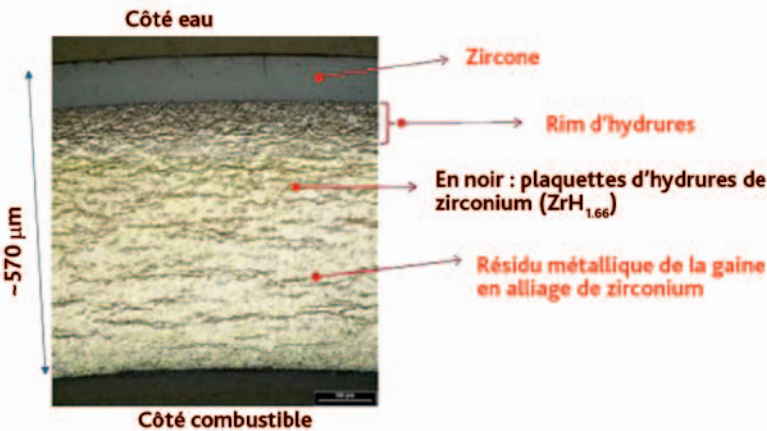


Figure 81. Oxydation et hydruration d'une gaine de combustible en conditions REP avec attaque chimique pour la révélation des hydrures [BOS06].

Il a de plus été constaté que la corrosion était accélérée par la présence d'hydrures en surface [BLA96, BOU08]. Ainsi, à dater de la formation du rim d'hydrures, on observe une augmentation de la vitesse d'oxydation. Cet effet apparaît à partir de 30 à 40 GWj/tU sur du Zircaloy-4 irradié.

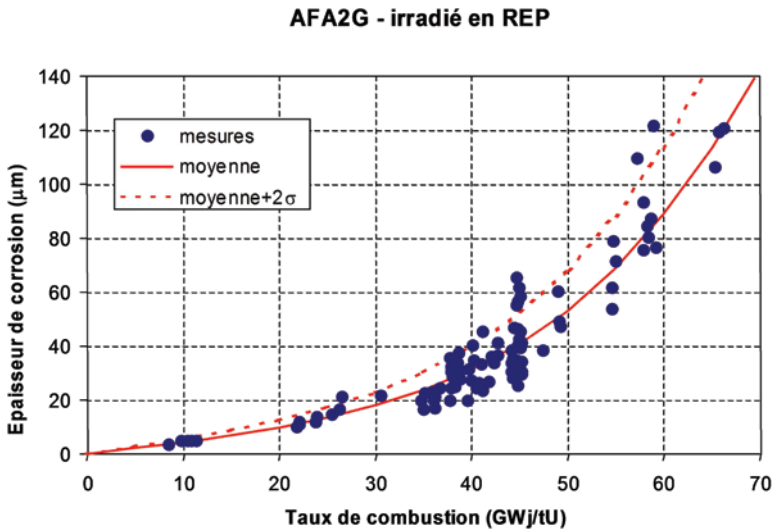


Figure 82. Évolution de l'épaisseur de la couche de corrosion maximale sur une gaine en alliage de Zircaloy-4 bas étain irradié en REP en fonction du taux de combustion [DES09B].

### 6.1.3 Hétérogénéité axiale de la corrosion sur un crayon irradié en REP

L'eau des REP est injectée par le bas du cœur dans les assemblages afin de prélever la chaleur générée par les crayons de combustible au cours de l'irradiation. La température de cette eau passe d'environ 280 °C en bas du cœur à environ 325 °C dans les parties supérieures les plus chaudes de l'assemblage. Ainsi, à l'échelle du crayon irradié, on observe une hétérogénéité axiale sur l'épaisseur de l'oxyde formé (voir figure 83). La corrosion est sensiblement plus faible au voisinage des grilles qui induisent une température localement plus basse en améliorant les échanges thermiques entre le crayon et le réfrigérant. L'épaisseur de la couche d'oxyde culmine au niveau de l'étage 6 du crayon. Il est important de remarquer que compte tenu de cette distribution axiale de l'épaisseur d'oxyde, il existe une différence sensible entre la température du réfrigérant et la température de l'interface Zircaloy-zircone qui conditionne la cinétique d'oxydation. Pour une température du réfrigérant égale à 350 °C, une épaisseur de zircone voisine de 100 μm, la température d'oxydation est de 380 °C environ. Une telle élévation de température favorise notablement la corrosion du crayon.



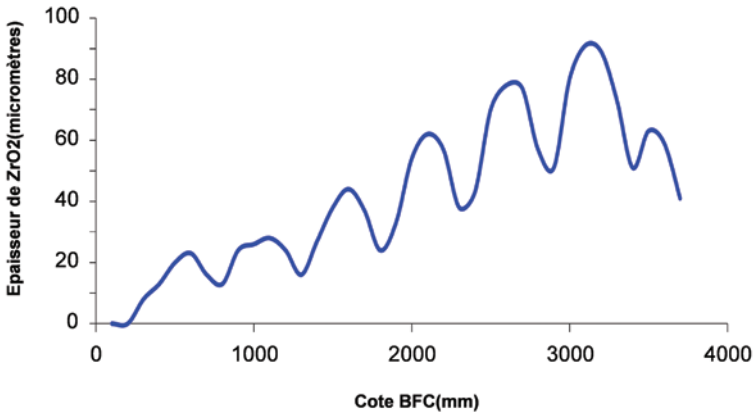


Figure 83. Évolution de l'épaisseur de la couche d'oxyde sur un crayon gainé en Zircaloy-4 à fort étain irradié à 57 GWj/tU en REP (BFC : Bottom Fissile Column, cote en partant du bas de la colonne fissile).

À l'échelle du crayon et des intergrilles, il existe un lien univoque entre l'épaisseur d'oxyde et la teneur en hydrogène. Ce lien présente une assez forte incertitude azimutale, en particulier pour les crayons situés aux bords des assemblages. Pour ces crayons, une variation d'un facteur un à deux sur la teneur en hydrogène n'est pas exclue. Pour le Zircaloy-4, on a, en moyenne azimutale [DES09B] :

$$[H] \text{ (wppm)} = 7,78 \cdot e_{\text{ZrO}_2} \text{ (}\mu\text{m)} + 26,83$$

Cette relation laisse présager du fait que l'hydrogène ne migre pas axialement sur de longues distances (plusieurs dizaines de mm). Il est, en effet, attendu que l'hydrogène en solution solide diffuse vers les zones les plus froides.

Il existe une hétérogénéité axiale portant également sur de plus petites échelles qui est parfois observée sur les métallographies réalisées dans le plan axial-circonférentiel sur des crayons à haut taux de combustion (voir [figure 84](#)). On observe un rim d'hydrures bien plus épais à l'interface pastille-pastille (PPI) qu'à mi-pastille (MP). Ceci est dû à une moindre puissance linéique locale à cette interface. De ce fait, l'hydrogène diffuse sur de courtes distances vers cette zone froide. Les rim d'hydrures se forment donc préférentiellement à PPI, on parle d'accumulation d'hydrogène à PPI. La présence d'un rim d'hydrures conduit alors à une oxydation accélérée dans cette zone. L'oxydation accélérée relève localement la température à PPI par rapport à sa valeur à MP et un équilibre s'établit conduisant à une cinétique de corrosion légèrement plus forte à PPI.

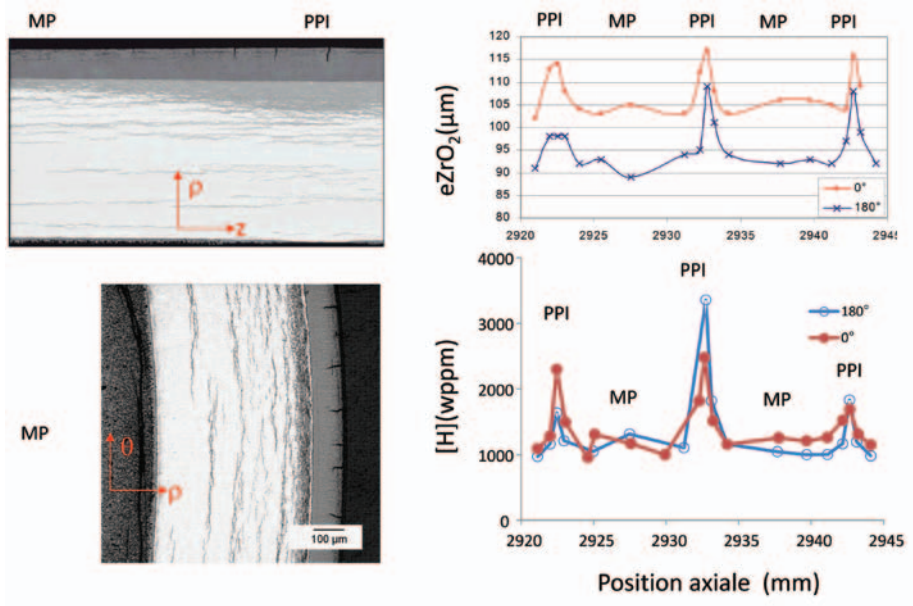


Figure 84. Hétérogénéité axiale de l'épaisseur d'une couche d'oxyde et de la distribution en hydrogène à l'échelle de la taille d'une pastille (PPI : Pellet-Pellet Interface. MP : Mid-Pellet location).

Parallèlement à ces accumulations d'hydrures aux interpastilles, on constate la formation de réseaux de fissures radiales-axiales et radiales-circonférentielles à la surface des crayons présentant une épaisseur de corrosion de 80 à 100 micromètres environ. La formation de ces fissures indique que le diamètre externe de la pastille dépasse à nouveau le diamètre initial à l'issue d'un processus de déformation complexe. Cette déformation est scindée en plusieurs périodes, ainsi qu'illustré par Bernaudat [BER95] :

- à bas taux de combustion, la gaine se contracte sous l'effet de la pression du canal qui est sensiblement supérieure à la pression de remplissage ;
- une période de mise en contact du combustible suit, avec peu d'évolution du diamètre de la gaine et un réarrangement des fragments de combustible ;
- une troisième période survient alors, associée à une augmentation de diamètre de la gaine sous l'effet du gonflement de la pastille de combustible.

Ainsi, l'apparition des fissures dans la zircone, en peau externe de gaine, apparaît lors de cette troisième période.

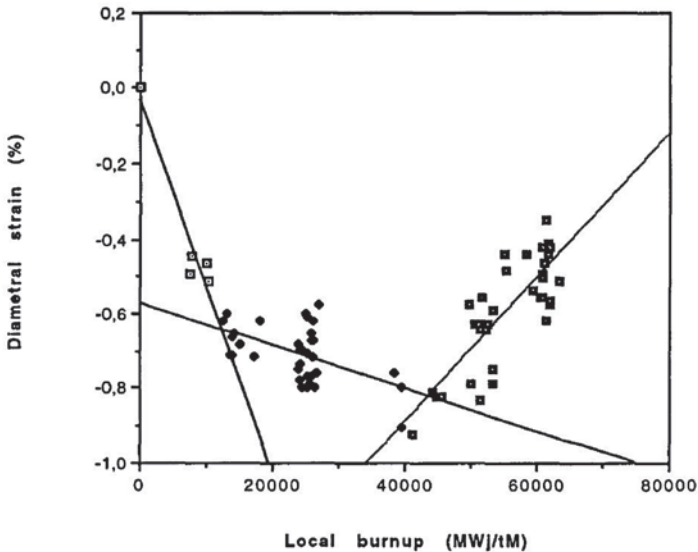


Figure 85. Évolution du diamètre externe de la gaine au cours de l'irradiation [BER95].

#### 6.1.4 La formation des blisters d'hydrures sur gaines REP très oxydées

De nombreux éléments discutés dans ce paragraphe ont été présentés lors d'un *Workshop*, ayant eu lieu en novembre 2009, dédié à la fragilisation des gaines par l'hydrogène dans le cadre du programme OCDE SCIP. Ce programme est piloté par Studsvik Nuclear en Suède. L'objectif de ma présentation était d'expliquer les phénomènes à l'origine de la fragilisation par les hydrures. L'immense majorité des métallographies est extraite, soit des examens réalisés en support aux essais CABRI, soit en support aux essais PROMETRA. Ces données métallographiques contribuent à mieux comprendre les mécanismes de fragilisation par les hydrures en irradiation de base.

Pour des épaisseurs de corrosion de l'ordre de 80 à 110 micromètres environ, on constate le phénomène de desquamation de la couche d'oxyde. Des arrachements localisés de la zircone apparaissent parfois nettement lors des examens visuels post-irradiation. Sous ces arrachements, on observe parfois des accumulations d'hydrures sous la forme de lentilles ou blisters d'hydrures. Ces arrachements constituent des points froids, l'eau du réfrigérant y affleurant bien mieux que dans les zones où l'oxyde est encore bien adhérent. Ce point froid conduit à la diffusion de l'hydrogène voisin vers cette zone et permet la formation du blister d'hydrures.

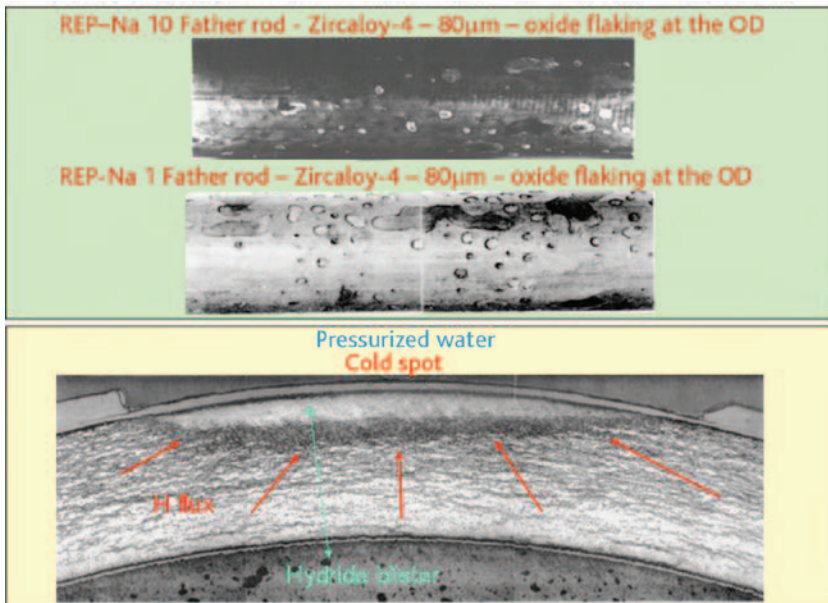


Figure 86. Desquamation de la zircone sur quelques crayons de combustible REP à haut taux de combustion (aspect visuel au-dessus, accumulation d'hydrogène ou blister d'hydrures en dessous).

Les examens post-irradiation permettent de proposer un mécanisme de formation de ces blisters d'hydrures sur les crayons hautement corrodés.

On constate parfois, que la couche d'oxyde se décolle partiellement du métal, sans toutefois se détacher complètement de la gaine, ainsi que cela est illustré sur la [figure 87](#). Les réseaux de fissures radiales-axiales et radiales-circconférentielles jouent très probablement un rôle précurseur sur ce détachement partiel. Ce phénomène induit une élévation locale de température qui pourrait expliquer la déplétion localisée en hydrogène observée sur un nombre très réduit d'examens métallographiques. L'hydruration d'un alliage de zirconium induit un gonflement de celui-ci [CAR73, BLA05, KES00, KRE12, KRE13]. À l'inverse, le départ de l'hydrogène va induire une rétraction du métal sous-jacent. Cette rétraction va elle-même faciliter le détachement de la couche d'oxyde. Si cet effet est suffisamment intense, il peut conduire à l'écaillage définitif de l'oxyde. Après cet événement, l'ancien point chaud devient, cette fois-ci, un point froid. Ce point froid attire par diffusion l'hydrogène environnant vers la zone écaillée et donne naissance à un blister d'hydrures. Les dimensions des blisters d'hydrures sont très variables, leur profondeur peut atteindre l'épaisseur de la gaine.

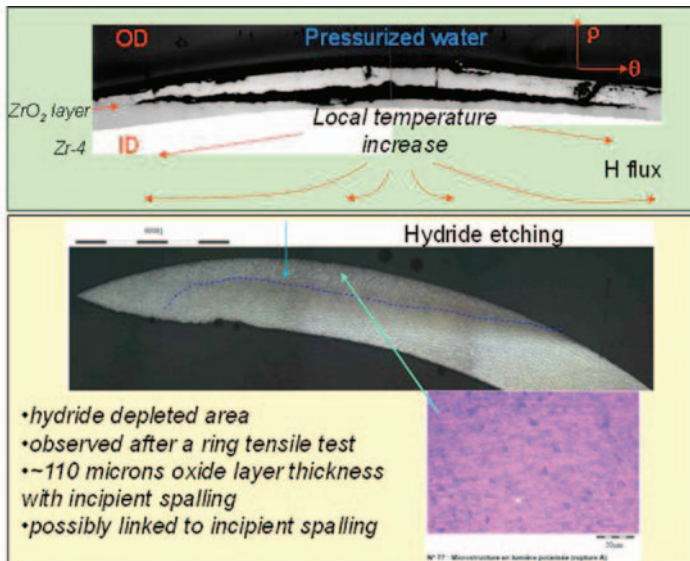


Figure 87. Détachement de la couche d'oxyde et déplétion en hydrogène parfois (rarement) observée sur les crayons hautement corrodés.

Le blister d'hydrures est intrinsèquement fragilisant, il peut aussi, parfois, avoir un effet indirect sur la perte de ductilité du matériau, que nous allons décrire dans la suite. Un blister d'hydrures occupe 17 % de place en plus que le métal qui lui a donné naissance [CAR73]. Ce volume additionnel induit une mise en traction du métal sous-jacent. Le blister d'hydrures apparaît parfois bombé à la surface du fait de ce phénomène. Ce gonflement est particulièrement net, à la surface de l'éprouvette Q02-566 issue du programme PROMETRA et illustré sur la [figure 88](#). Cette mise en traction peut induire la formation d'hydrures radiaux autour du blister, on parle alors de *sunburst* blisters. Ce type d'hydrures radiaux est assez clairement observé autour des blisters d'hydrures formés en laboratoire dans le cadre de la thèse de Patrick Raynaud [RAY09]. Ces hydrures radiaux constituent, comme les blisters d'hydrures, des sites préférentiels de formation des fissures.

La formation d'hydrures radiaux autour des blisters d'hydrures formés en irradiation de base a parfois été observée lors de ruptures dites secondaires. En général, il semble que la température d'irradiation favorise la relaxation des contraintes par fluage et donc le gonflement du métal transformé au niveau du blister. Il n'est pas certain que l'on puisse exclure la formation de tels hydrures autour des blisters de manière très générale. Les conditions de formation des hydrures radiaux seront discutées avec plus de détails par la suite autour des problématiques de sûreté associées au transport du combustible.

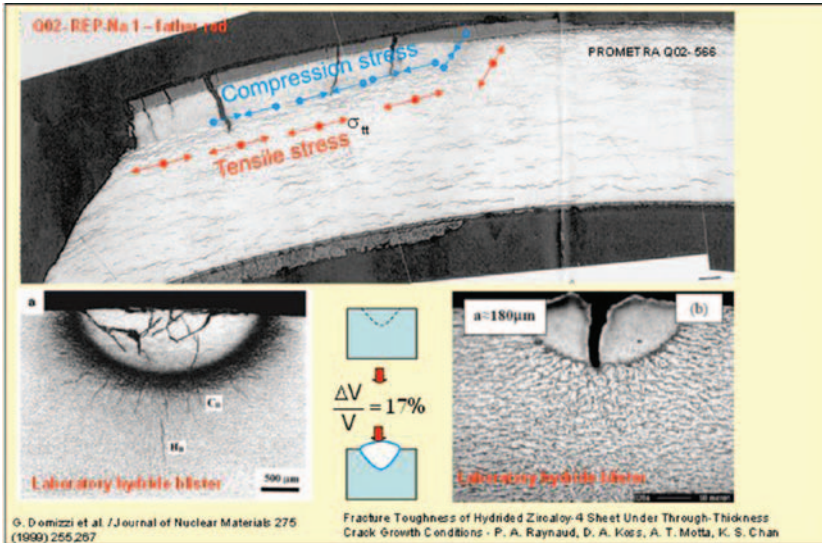


Figure 88. Géométrie des blisters d'hydrures formés en irradiation de base (métallographie Q02) ou lors d'essais de laboratoire (métallographies du bas de la figure).

De manière à disposer d'un panorama complet des phénoménologies induites par l'écaillage de la couche d'oxyde, on rappelle également que les blisters d'hydrures s'oxydent plus vite que le métal de base. Ainsi, on observe parfois, sur les examens post-irradiation une lentille de zircone s'étant substituée à un blister d'hydrures (voir figure 89). Il s'agit d'un état extrêmement avancé de dégradation de la gaine de combustible.

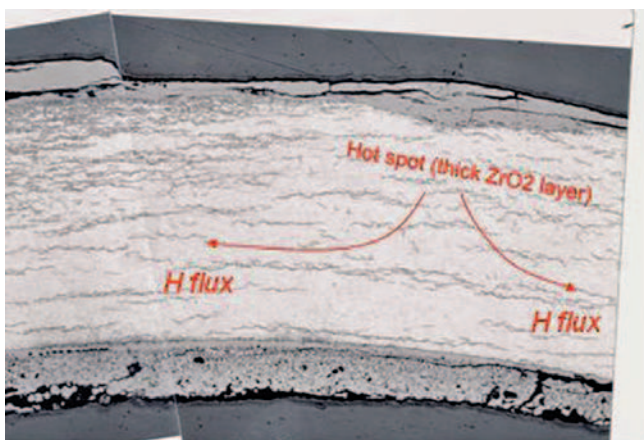


Figure 89. Transformation d'un blister d'hydrures en lentille de zircone (essai Q02-565 du programme PROMETRA).

### 6.1.5 Contraintes dans les gaines de combustible au cours de la corrosion des gaines

Le souci de mieux maîtriser l'état de référence du combustible au cours de l'oxydation des gaines nous a conduit à étudier les contraintes résiduelles induites par l'oxydation et l'hydruration des gaines [BAR09, BUS08, BUS09, KRE12]. Ces travaux s'appuient sur quelques remarques expérimentales :

- l'oxydation du métal est associée à une augmentation du volume (l'oxyde occupe plus de place que le métal qui lui a donné naissance) ;
- l'hydruration déforme également les gaines de combustible.

Les déformations totales de la gaine sont scindées en différentes contributions :

$$\epsilon_g^T = \epsilon_g^{th} + \epsilon_g^H + \epsilon_g^{fluage} + \epsilon_g^{elas}$$

avec :

- $\epsilon_g^{th}$  : déformation thermique de la gaine, elle est supposée influencée par la dissolution des hydrures ainsi que montré par Zanellato [ZAN12] ;
- $\epsilon_g^H$  : déformation supposée irréversible induite par la précipitation des hydrures [KRE12, KRE13]. Cette composante dépend de l'état métallurgique du matériau de gainage (SRA ou RXA). On suppose dans ces simulations que les hydrures sont uniformément distribués ;
- $\epsilon_g^{fluage}$  : déformation de fluage de la gaine, elle facilite la relaxation des contraintes lors de sa corrosion. La vitesse de fluage est très différente selon l'état métallurgique du matériau de gainage (RXA ou SRA) mais est, aussi, sensiblement influencée par l'irradiation de celui-ci. Le fluage thermique du matériau est inhibé par l'irradiation et un fluage nettement plus lent prend place appelé fluage d'irradiation ;
- $\epsilon_g^{élastique}$  : déformation élastique de la gaine induite par les contraintes résiduelles.

De même, les déformations totales de chaque nouvelle sous-couche d'oxyde se formant à l'interface métal-oxyde sont décomposées en :

$$\epsilon_{ZrO_2}^T = \epsilon_{ZrO_2}^{th} + \epsilon_{ZrO_2}^{transformation} + \epsilon_{ZrO_2}^{elas} + \epsilon_{ZrO_2}^{crack}$$

avec :

- $\epsilon_{ZrO_2}^{th}$  : déformation thermique de la zircone ;

- $\epsilon_{ZrO_2}^{transformation}$  : somme de la déformation de transformation de l'oxyde dans le plan de l'interface métal oxyde (0,5 %) et de la déformation de fluage du métal qui augmente, à chaque instant, la surface du métal exposée à la corrosion. Cette croissance par fluage de la surface de l'interface oxydée est à l'origine de la formation de fissures dans les couches les plus anciennement formées de la zircone. La plus grande partie du gonflement induit par l'oxydation du zirconium ( $\Delta V/V_0 = 56\%$ ) est reportée dans le sens normal au plan d'oxydation ;
- $\epsilon_{ZrO_2}^{crack}$  : déformation de fissuration de la zircone, on suppose que lorsque les contraintes sont de traction, alors, celles-ci sont nulles et la zircone se fissure dans un plan normal au plan d'oxydation. L'ouverture de fissure induit une augmentation apparente de la longueur de la sous-couche d'oxyde assimilée par abus de langage à une déformation.

Les équations de compatibilité et les équations d'équilibre sont résolues dans un code de calcul dédié avec schémas d'intégration explicite permettant de déterminer les contraintes et les déformations induites au cours du processus de corrosion des gaines.

La [figure 90](#) illustre la comparaison entre les prises d'hydrogène obtenues lors d'essais d'oxydation réalisés à 470 °C sous air ou sous vapeur d'eau. La simulation permet de reproduire les déformations mesurées au cours de la corrosion dans ces deux milieux en fonction de l'épaisseur d'oxyde formée. Les niveaux de contraintes calculés dans le métal au cours de ces deux types d'essais de corrosion apparaissent sur la [figure 91](#). On constate sur cette figure que les niveaux de contraintes atteints sans aucun effort externe ne sont pas du tout négligeables.

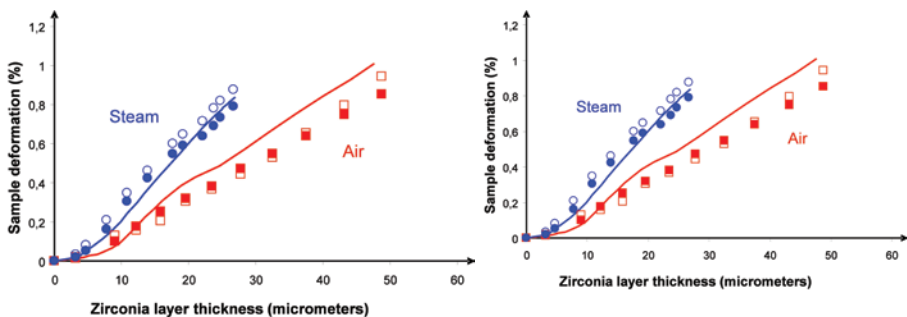


Figure 90. Influence de la prise d'hydrogène sur la déformation mesurée au cours de la corrosion de plaques de Zircaloy-4 sous air (faible prise d'hydrogène) ou sous vapeur d'eau (forte prise d'hydrogène) à 470 °C [KRE12, KRE13].



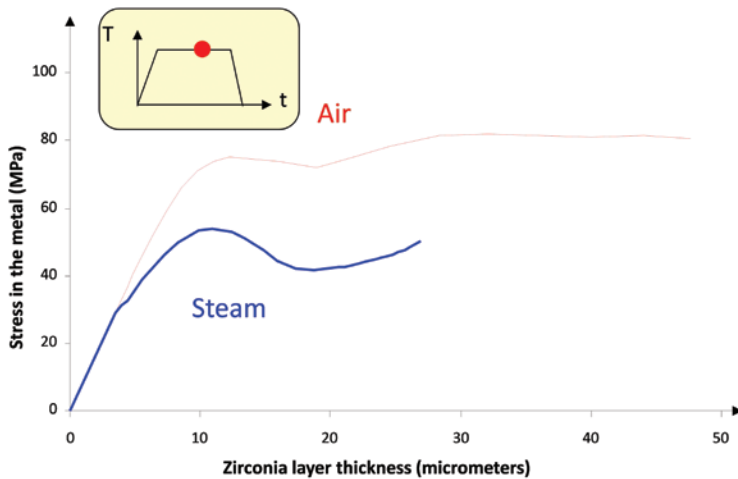


Figure 91. Contraintes calculées dans le métal au cours de la corrosion de plaques sous air ou sous vapeur d'eau à 470 °C à chaud ou lors du retour à température ambiante [KRE12].

Il serait intéressant de transposer ces simulations aux conditions d'irradiation, en couplant les contraintes induites par la corrosion et l'hydruration avec la diffusion de l'hydrogène. De telles simulations permettraient peut-être de mieux connaître les contraintes dans le combustible après irradiation. Ceci serait tout particulièrement intéressant pour quantifier de manière plus précise les conséquences du transport du combustible.

### 6.1.6 Synthèse

On constate donc que l'oxydation et l'hydruration des gaines de combustible conduisent à une dégradation des alliages de zirconium exploités en REP. Cette dégradation s'initie par la formation d'une couche d'oxyde mais le principal facteur d'endommagement est lié à l'hydruration des gaines. Trois niveaux croissants de fragilisation des gaines par les hydrures seront considérés :

- précipitation d'hydrures uniformément répartis,
- présence d'un rim d'hydrures,
- formation de blisters d'hydrures.

Ainsi, indirectement, la corrosion des gaines limite le taux de combustion maximum autorisée de certains alliages mis en œuvre dans les réacteurs nucléaires. L'état de

la gaine à considérer dans les analyses de sûreté est souvent assez éloigné de l'état nominal du matériau.

## ***6.2 Quelques accidents postulés dans les analyses de sûreté impliquant la résistance mécanique de la gaine de combustible***

Un principe souvent mis en œuvre pour l'étude de la sûreté des réacteurs nucléaires consiste à postuler un accident puis à vérifier que les composants du réacteur sont convenablement adaptés de manière à pouvoir garantir que celui-ci résistera à l'accident envisagé.

Mon travail à l'[IRSN](#) m'a amené à étudier les situations accidentelles suivantes :

- la modélisation du fluage des gaines lors d'un accident de dénoyage de piscine d'entreposage du combustible ;
- le comportement du réacteur en cas d'accident de perte du réfrigérant primaire (APRP) ;
- les transitoires de puissance IPG (interaction pastille gaine) étudiés à travers les résultats du programme [SCIP](#) ;
- les conditions accidentelles de transport du combustible ;
- le comportement du combustible en cas d'injection accidentelle de réactivité dans le cœur du réacteur (RIA).

Ma contribution sur le comportement des gaines en accident de dénoyage de piscine a été modeste mais m'a conduit à considérer de nombreuses spécificités en fluage des alliages de zirconium irradiés et hydrurés [DES09]. Ces travaux ne seront pas détaillés dans la suite du document.

Concernant le comportement en APRP des crayons de combustible, j'ai récemment contribué à l'analyse et l'interprétation d'essais de corrosion à haute température [DUR11]. Mon activité sur le comportement mécanique de gaines ayant subi un APRP et la modélisation de la fragilisation du gainage par l'effet combiné de l'oxygène et de l'hydrogène donnera lieu à des publications à partir de 2015. Ces travaux seront donc peu discutés par la suite.

Concernant les transitoires de puissance de type IPG, la corrosion sous contraintes est clairement activée. Néanmoins, ce sujet a été très peu abordé sous l'angle de

la mécanique de la rupture. Il existe encore de nombreuses inconnues sur l'origine de la sollicitation induite par le combustible mais aussi sur les produits corrosifs redoutés. Il s'agit potentiellement d'un axe de progrès dans la suite de mon parcours professionnel.

Nous discuterons avec plus de détails des travaux réalisés sur la problématique du transport de combustible. Dans ce cas, des assemblages de combustibles sont transportés au moyen d'un container appelé château de transport depuis la piscine du bâtiment combustible vers la piscine d'entreposage à la Hague. Les assemblages s'échauffent pendant le transport et des contraintes sont induites soit par l'interaction entre la gaine et le combustible soit par la pression des gaz de remplissage occlus dans le crayon. Ce transport peut induire différents phénomènes :

- le fluage des crayons pressurisés,
- la réorientation des hydrures lors du refroidissement des crayons avant immersion en piscine à la Hague.

Nous discuterons également de la problématique du RIA à laquelle j'ai pu contribuer pour l'IRSN dans le cadre de l'interprétation des essais REP-Na ou des premiers essais CIP (*CABRI International Program*) réalisés dans le réacteur expérimental CABRI.

## **6.3 Contributions à l'analyse des conséquences d'un transport de combustible**

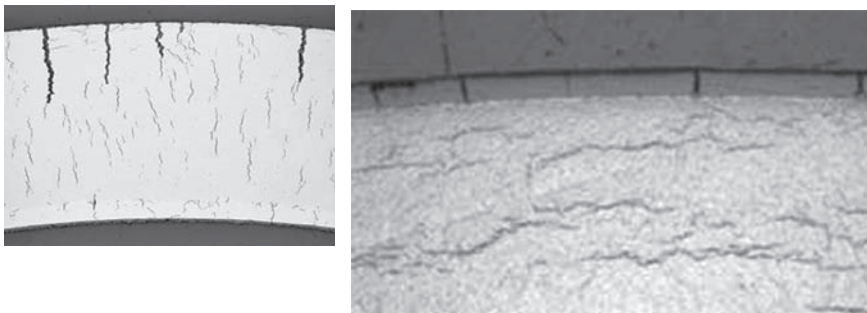
### **6.3.1 Contexte au sein de la problématique du transport des assemblages combustibles irradiés**

Un des problèmes considéré lors du transport des assemblages irradiés de la piscine des réacteurs vers l'usine de retraitement de la Hague est la précipitation de l'hydrogène en solution solide sous contraintes. Lors du transport des assemblages dans les châteaux de transport, les crayons de combustible s'échauffent, ce qui a pour conséquence d'induire des contraintes de pressurisation interne mais aussi de dissoudre des plaquettes d'hydrures présentes dans la gaine après irradiation. La précipitation de l'hydrogène est donc susceptible d'avoir lieu, surtout, lors du refroidissement des assemblages à l'issue du transport. Lorsque l'hydrogène est précipité sous faibles contraintes dans les alliages de type Zircaloy-4 SRA, les nano-hydrures de zirconium  $\delta$  phase désordonnée de composition moyenne  $ZrH_{1,66}$ ) s'agglomèrent sous la forme de plaquettes d'hydrures qui s'orientent dans un plan tangent à la direction radiale du tube. La contrainte mécanique la plus intense est la

contrainte circonférentielle dans les tubes de gainage, induite soit par la pression des gaz soit par l'interaction pastille-gaine selon la température locale du crayon. Cette contrainte circonférentielle, lorsqu'elle est excessive favorise une précipitation de plaquettes d'hydrures dans un plan radial-axial. Ces hydrures, d'orientation normale à la contrainte principale maximale sont alors susceptibles de donner naissance à des fissures. On s'intéresse alors à deux problèmes principaux concernant la précipitation radiale des hydrures :

- caractérisation des conditions de leur formation ;
- fragilisation de la gaine par les hydrures radiaux.

La [figure 92](#) illustre les deux orientations principales des hydrures usuellement observées. La précipitation dans la direction circonférentielle est la situation usuelle d'assemblages refroidis sous des niveaux de contraintes modérés. On constate sur cette figure que lorsque l'orientation préférentielle est radiale, les hydrures radiaux constituent un site privilégié d'amorçage de fissures.



*Figure 92. Métallographies sur des éprouvettes en Zircaloy-2 irradié avec révélation des hydrures qui apparaissent en noir sur les métallographies – hydrures d'orientation préférentielle circonférentielle à gauche et radiale à droite [ITO04].*

Le phénomène de fragilisation par les hydrures radiaux avait été envisagé dès 1962 par Marshal et Louthan [MAR62]. Le projet d'entreposage à sec du combustible aux États-Unis a conduit à revisiter dans les années 2000 les processus susceptibles d'endommager le combustible dans des conditions assez voisines de celles du transport [CHU00]. H. Chung considère sur la base des essais de la littérature à sa disposition qu'il est nécessaire d'appliquer une contrainte circonférentielle de l'ordre de 100 MPa pour pouvoir former des hydrures radiaux [CHU04].

Les études récentes ont montré que cette contrainte seuil était vraisemblablement plus basse que 100 MPa pour le Zircaloy-4 vierge ou irradié [DAU05, DAU06]. De

même, des seuils extrêmement bas ont été obtenus sur des gainages Zircaloy-2 avec liner [ALA08, VAL10]. Sur la base du constat de ces écarts, l'IRSN a décidé de lancer un programme expérimental permettant de clarifier les conditions de précipitation radiale des hydrures.

Les essais les plus usuellement mis en œuvre pour caractériser la précipitation radiale des hydrures, sont des essais de pressurisation interne permettant de déterminer la fraction d'hydrures radiaux obtenue pour un niveau de contraintes maintenu constant au cours du transitoire thermique de réorientation des hydrures. Ces essais sont extrêmement consommateurs en matière et en examens. Daum [DAU05, DAU06], ainsi que Alam et Valance [ALA08, VAL10], ont envisagé de réaliser des essais au moyen d'éprouvettes permettant d'appliquer un champ de contraintes distribuées spatialement mais maintenu constant au cours du traitement thermique de précipitation radiale des hydrures. Nous nous sommes également appuyés sur cette stratégie afin de définir un type d'essai permettant de couvrir une large gamme de contraintes. Une première tentative s'est appuyée sur l'essai de compression d'anneaux [BUS09B]. Ce dernier essai présente quelques inconvénients comme l'amorçage constaté de fissures au cours de l'essai dans des zones éloignées de la partie considérée comme utile. Nous avons finalement retenu et élaboré un essai de compression d'anneaux en « C » [DES13, DES14B]. Cet essai est assimilable à un essai de flexion entre deux points et la souplesse de l'éprouvette permet de discerner la présence d'une fissure et dans une certaine mesure d'en évaluer la profondeur. Nous allons présenter dans la suite les principaux résultats obtenus à ce jour au moyen de ce type d'essais présentés dans [DES14B].

### 6.3.2 Utilisation de l'essai de compression d'anneau en « C » pour la réorientation des hydrures

Cet essai sera appelé CCT dans la suite de l'exposé. Pour de faibles efforts de compression appliqués, l'éprouvette est sollicitée dans le domaine élastique. Dans ce cas, la contrainte est maximale en peau externe à l'équateur (point A sur la [figure 93](#)).

La contrainte tangente au point A est liée à l'effort appliqué  $F(N)$  et à la longueur axiale de l'éprouvette  $L (mm)$ . Lorsque l'éprouvette est suffisamment longue (c'est le cas pour des longueurs supérieures à 8 mm) pour être dominée par un état de déformations planes, la contrainte au point A, évaluée par éléments finis est :

$$\sigma_{\theta\theta,A} (MPa) = \frac{1}{1,2987 \cdot 10^{-2}} \cdot \frac{F(N)}{L(mm)}$$

Le champ de contraintes en tout point est estimé par la relation suivante, en coordonnées polaires :

$$\sigma_{\theta\theta}(r, \theta) = \sigma_{\theta\theta,A} \cdot f_{\theta\theta} \left( \alpha = 2 \frac{r-R}{T}; \theta \right)$$

avec :

- $R$  : rayon moyen du gainage,
- $T$  : épaisseur de la gaine,
- $f_{\theta\theta}$  : champ de contraintes normalisé estimé au moyen de la fonction suivante :

$$f_{\theta\theta} \left( \alpha = 2 \frac{r-R}{T}; \theta \right) = \sum_{i=0}^3 [(a_i + b_i \alpha + c_i \alpha^2) \cdot \cos((2i+1)\theta)]$$

Les paramètres de cette fonction sont fournis dans le tableau 1, ci-dessous.

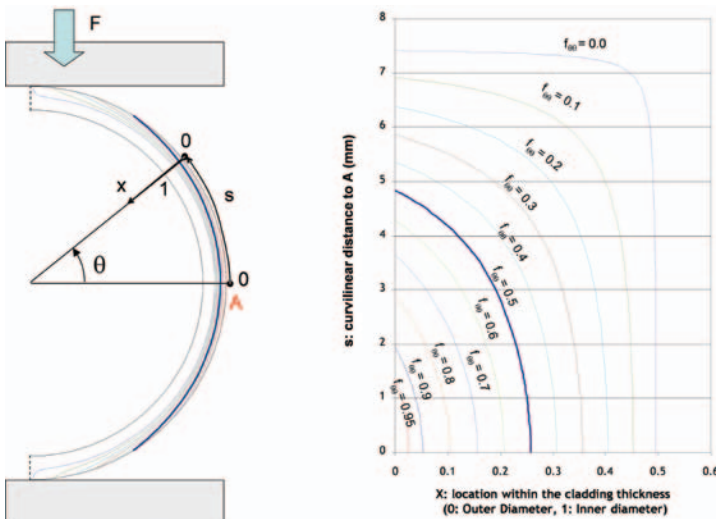


Figure 93. Essai CCT et cartographie des contraintes tangentées normalisées par la valeur maximale au point A.

Ces formules sont issues d'une minimisation de l'erreur vis-à-vis d'un calcul aux éléments finis. La précision estimée de cette corrélation est de 1 %, lorsque la contrainte calculée est positive et 2 % pour les valeurs négatives du champ de contraintes calculé.

Pour la réalisation des essais de radialisation des hydrures, on se fixera une contrainte maximale à l'équateur en peau externe, la force correspondante sera appliquée et

maintenue pendant toute la phase de précipitation des hydrures maintenant ainsi le champ des contraintes constant en tout point du matériau.

Tableau 1. Paramètres de la fonction de forme estimant le niveau de contraintes normalisé.

| $i$   | 0          | 1          | 2          | 3          |
|-------|------------|------------|------------|------------|
| $a_i$ | - 0,000101 | - 0,000445 | - 0,000177 | - 0,000215 |
| $b_i$ | 1,04560    | 0,01614    | - 0,00543  | - 0,00472  |
| $c_i$ | - 0,0656   | 0,00158    | 0,00206    | 0,00186    |

### 6.3.3 Traitements thermiques de précipitation radiale des hydrures

Le traitement thermique (voir illustration à 450 °C sur la [figure 94](#)) consiste à réaliser une rampe de température d'une heure environ jusqu'à une température maximale représentative des conditions de transport étudiées (350 ou 450 °C dans notre cas). On maintient la température constante pendant une à deux heures afin d'homogénéiser la température dans le four et au niveau des plateaux de compression et des tirants. On procède alors à un refroidissement lent avec contrôle de la vitesse de refroidissement. Dans le cas des essais à 450 °C, il a été nécessaire de réaliser un refroidissement en deux phases afin de limiter le fluage de l'éprouvette. À partir de 300 °C, le refroidissement est à nouveau mené lentement à 24 °C/h. L'objectif est de disposer de vitesses de refroidissement suffisamment lentes pour que l'essai dépende le moins possible de cette vitesse. Un refroidissement lent favorise une précipitation qui repose sur la croissance des hydrures pré-existants au détriment de la nucléation

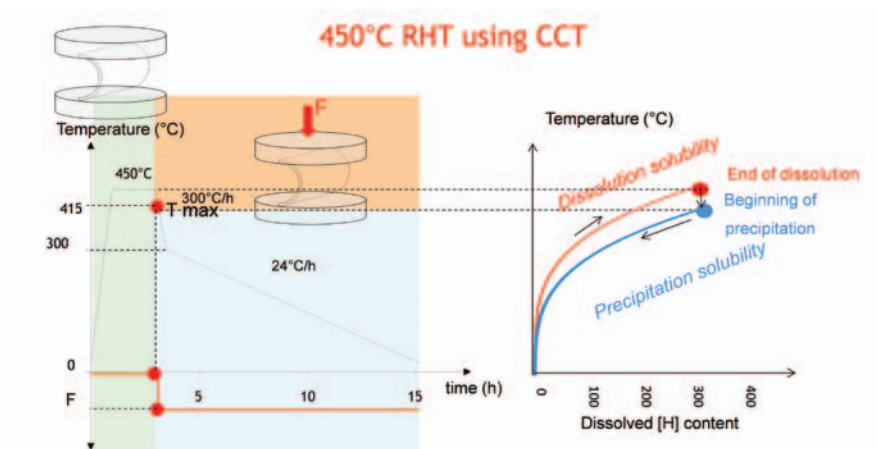


Figure 94. Principe du transitoire thermique de précipitation radiale des hydrures.

de nouveaux hydrures. Ainsi, le traitement thermique retenu favorise la formation de longs hydrures radiaux ou circonférentiels en petit nombre. Cette configuration est considérée comme pénalisante vis-à-vis de la tenue mécanique du matériau formé. Les efforts sont appliqués pendant le refroidissement et avant la précipitation des hydrures (à 415 °C pour le traitement thermique à 450 °C maximum) de manière, à nouveau, à limiter le fluage de l'éprouvette. Le traitement thermique associé à une température maximale de 350 °C est beaucoup plus simple à mettre en œuvre (voir [figure 95](#)) car le fluage est alors notablement plus faible. Les efforts sont appliqués à 315 °C pour ce traitement thermique avec les mêmes motivations que celui à 450 °C de température maximale.

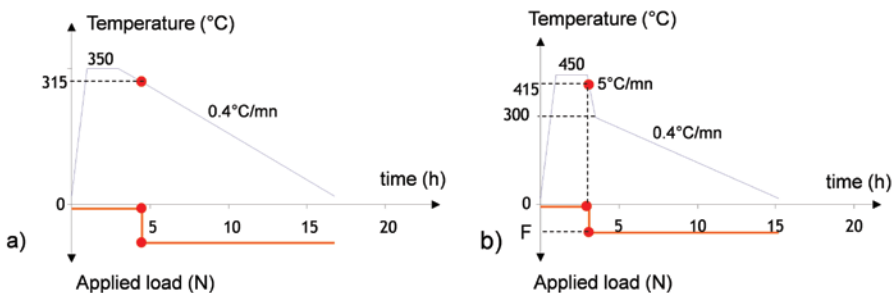


Figure 95. Traitement thermique de réorientation des hydrures.

### 6.3.4 Contraintes seuil de précipitation radiale des hydrures

Un exemple de métallographie obtenue après précipitation radiale des hydrures apparaît sur la [figure 96](#). Cette métallographie, avec révélation chimique des hydrures, montre que ceux orientés radialement se concentrent en peau externe au voisinage de l'équateur. On utilise la carte des contraintes préétablie pour identifier le niveau de contrainte associé à deux événements :

- niveau de contraintes au-delà duquel les hydrures ne précipitent que radialement (quand celui-ci existe) ;
- niveau de contrainte en-deçà duquel les hydrures ne précipitent que circonférentiellement.

Lorsque la teneur en hydrogène de l'échantillon dépasse la limite de solubilité en dissolution associée à la température maximale du traitement thermique alors les hydrures non dissous qui étaient orientés circonférentiellement persistent. Il n'est alors pas possible pour les teneurs dépassant la limite de solubilité, à la température maximale du traitement thermique retenu, d'identifier le seuil à 100 % d'hydrures radiaux.



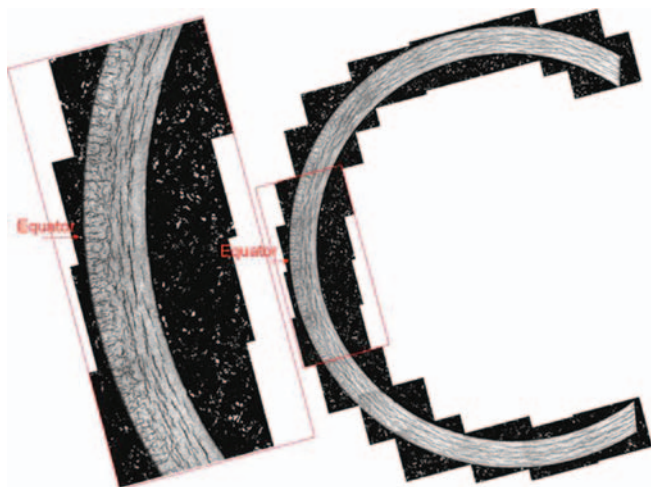


Figure 96. Distribution des hydrures après application du traitement à 450 °C.

La [figure 97](#) représente l'évolution de ces deux contraintes seuils en fonction de la teneur en hydrogène et de la température maximale du traitement thermique. On constate une certaine sensibilité de la contrainte seuil de début de précipitation radiale des hydrures à la teneur en hydrogène et à la température. Les niveaux de contrainte obtenus sont particulièrement bas mais permettent de comprendre comment, selon le niveau d'hydruration de l'échantillon et la température maximale du traitement thermique, on peut obtenir de contraintes seuil allant de 80 à 20 MPa.

Ces résultats ont été réunis pour construire un modèle simple de précipitation radiale des hydrures pour toute température maximale de traitement thermique inférieure à 450 °C et toute teneur en hydrogène inférieure à 600 wppm environ.

Les résultats de ce modèle ont été comparés à des résultats d'essais de pressurisation interne réalisés par nos collègues d'[EDF](#). Les essais sur lesquels nous nous appuyons pour cette validation sont des essais de pressurisation interne qui ont été réalisés en visant deux objectifs : à la température maximale du traitement thermique, un essai de fluage a été réalisé et le retour à froid de l'échantillon a été mené sous pression interne maintenue constante afin d'étudier la précipitation radiale des hydrures. L'[IRSN](#) a analysé les métallographies faites par EDF afin d'évaluer la fraction d'hydrures radiaux. Sur la [figure 98](#), on représente chaque essai sous la forme d'une marque (rond vert pour les essais réalisés par EDF [BOU02] et losange rouges pour les essais réalisés dans le cadre de la thèse de Racine [RAC05] pour laquelle on associe la teneur en hydrogène de l'échantillon et la contrainte circonférentielle, ainsi que sous la forme d'une étiquette rouge la fraction d'hydrures radiaux obtenue expérimentalement.

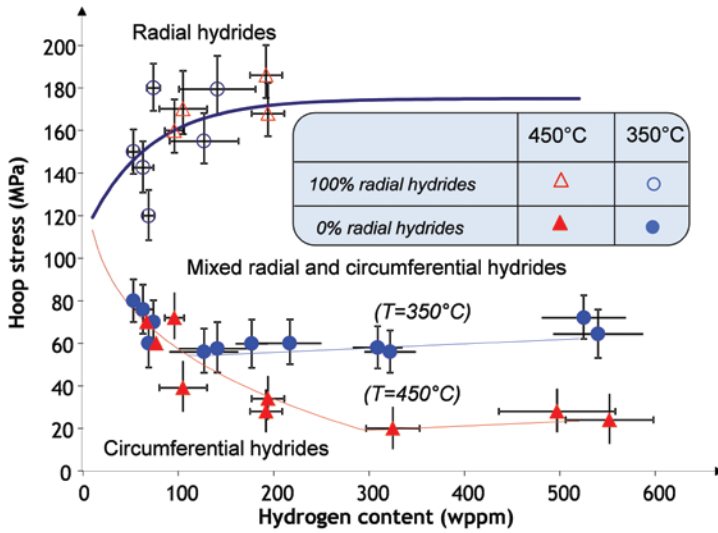


Figure 97. Contraintes seuil de précipitation radiale des hydrides.

Sur cette même figure, notre modèle est illustré pour une température maximale de traitement thermique à 400 °C sous la forme de courbes d'iso-fractions d'hydrides précipités radialement (étiquettes noires associées à chacune des courbes). On constate, ainsi, sur la figure 98, un bon accord entre les mesures et les essais utilisés pour validation.

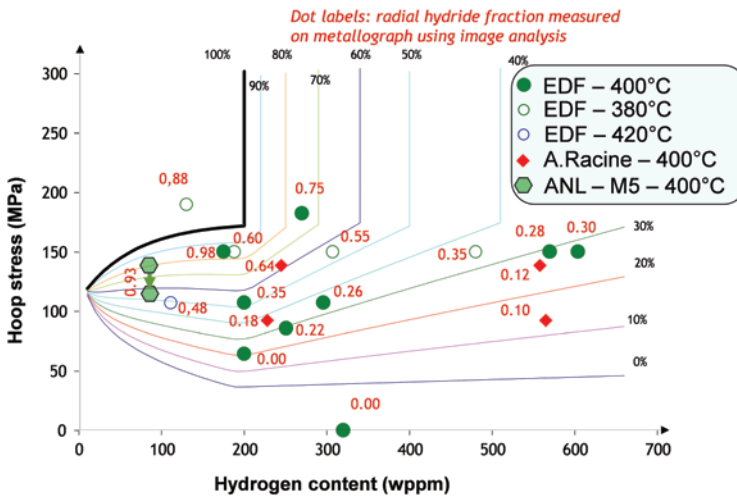


Figure 98. Comparaison du modèle avec des mesures après essais de fluage en pressurisation interne refroidis sous pression maintenue constante.

### 6.3.5 Influence des hydrures radiaux sur la tenue mécanique de la gaine

Ce volet de l'étude de la précipitation radiale des hydrures a été réalisé de manière opportuniste. Il a été décidé de tirer parti des essais de caractérisation de la précipitation radiale des hydrures afin d'évaluer la nocivité de ces hydrures radiaux sur la tenue mécanique. Les éprouvettes CCT de 20 mm de long ont été coupées en deux éprouvettes CCT après traitement thermique de précipitation radiale. Une moitié a été utilisée pour caractériser (paragraphe précédent) les contraintes seuil. L'autre moitié des éprouvettes présentant des hydrures radiaux est utilisée pour réaliser un nouvel essai de CCT, à température ambiante et soumis à une rampe de déplacement jusqu'à rupture de l'éprouvette.

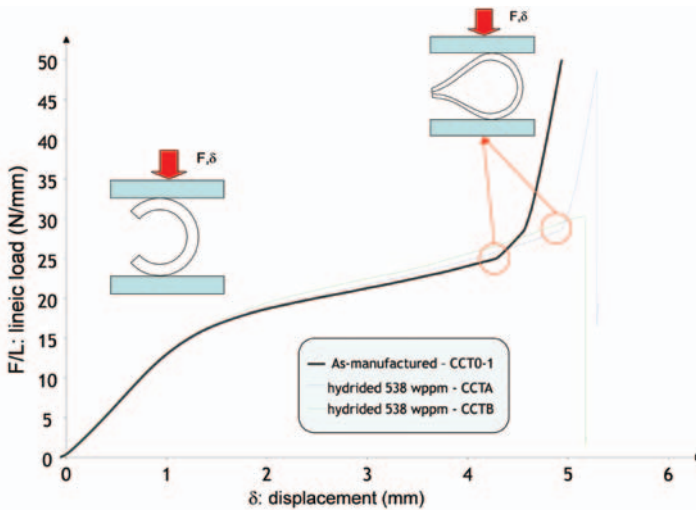


Figure 99. Essais CCT en rampe de déplacement sur éprouvettes de référence sans hydrures radiaux.

La figure 99 illustre les essais réalisés sur matériau de référence hydruré ou non mais surtout n'ayant pas subi de traitement de précipitation radiale de hydrures. On constate la formation de fissures à l'équateur pour un déplacement appliqué de 5 mm. Il est donc attendu que le déplacement à rupture de ces éprouvettes, en présence d'hydrures radiaux, soit notablement inférieur à 5 mm. On constate, sur la figure 100, qu'une éprouvette soumise à un traitement de précipitation radiale des hydrures à 450 °C avec une contrainte maximale de 230 MPa à l'équateur se fissure pour un déplacement appliqué de 0,6 mm environ. On constate donc un effet particulièrement nocif des hydrures radiaux sur la tenue mécanique du matériau de gainage. La courbe force-déplacement s'éloigne de la réponse dès l'amorçage

de fissures. Cette baisse de rigidité de l'éprouvette est associée à un amorçage et éventuellement à une propagation de fissure.

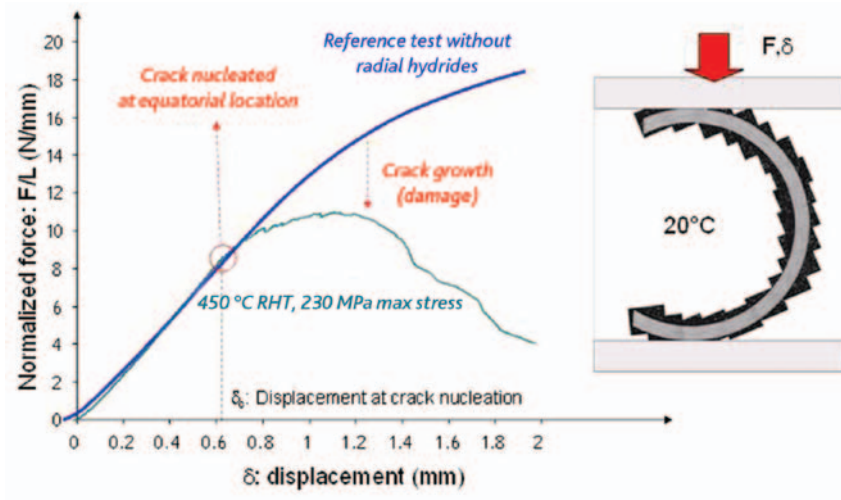


Figure 100. Essai CCT-4 en rampe de déplacement sur éprouvettes présentant des hydrures radiaux.

L'éprouvette CCT-4 a subi une métallographie après essai mécanique afin d'évaluer la profondeur de la fissure formée. La [figure 101](#), nous confirme la présence d'une fissure en peau externe au voisinage de l'équateur. Cette fissure de 245 micromètres de profondeur s'est manifestement amorcée par délamination du matériau au voisinage d'un hydrure radial.

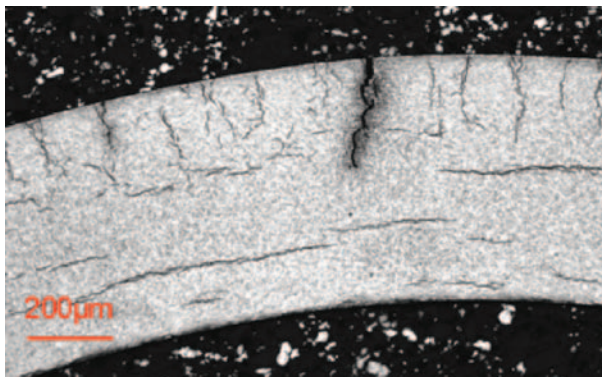


Figure 101. Examen métallographique de l'éprouvette CCT-4 après essai mécanique.

Afin de mieux comprendre la réponse force-déplacement des éprouvettes, il a été décidé de simuler assez systématiquement l'influence de la présence d'une fissure localisée en peau externe à l'équateur sur la réponse mécanique d'une éprouvette CCT soumise à une rampe de déplacement.

Le maillage utilisé est illustré sur la [figure 102](#), les calculs sont réalisés avec l'hypothèse de déformation plane qui représente très bien l'éprouvette testée. Bien que le calcul de l'intégrale  $J$  n'ait pas été réalisé dans cette étude, tous les ingrédients sont prêts pour son calcul. De nombreuses profondeurs de fissures ont été simulées de manière à disposer des réponses force-déplacement pour un grand nombre de situations d'endommagement. À titre d'illustration, la [figure 103](#) superpose les résultats expérimentaux sur les éprouvettes de référence, mais aussi sur l'éprouvette CCT-4 ainsi que les résultats de la simulation par éléments finis associés à différentes profondeurs de fissure. Cette approche nous permet d'évaluer la profondeur de fissure associée à l'essai CCT-4 au cours de la rampe de déplacement. L'évolution estimée de cette profondeur apparaît également sur la [figure 103](#). Manifestement, cet essai conduit à une propagation stable de la fissure formée. L'essai réalisé permettrait d'évaluer la réponse  $J-\Delta a$  du matériau testé.

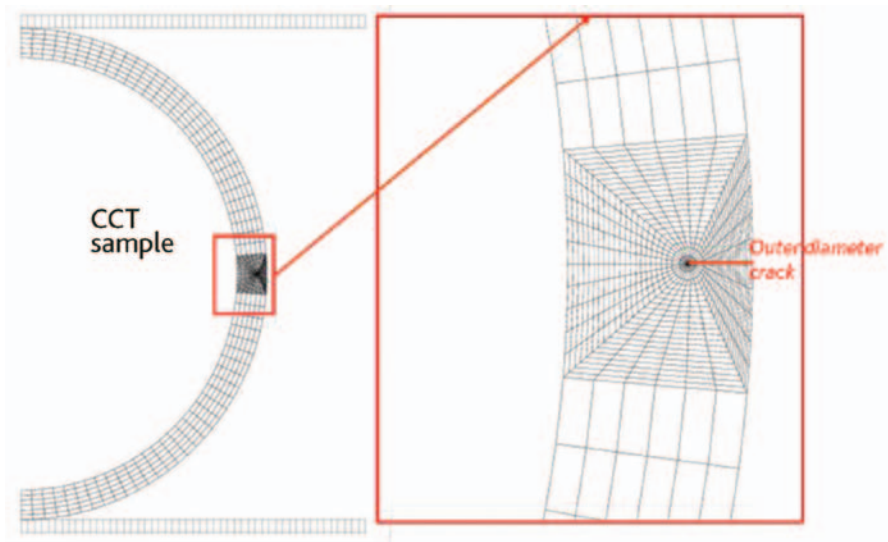


Figure 102. Modélisation des essais CCT avec amorçage de fissure par éléments finis.

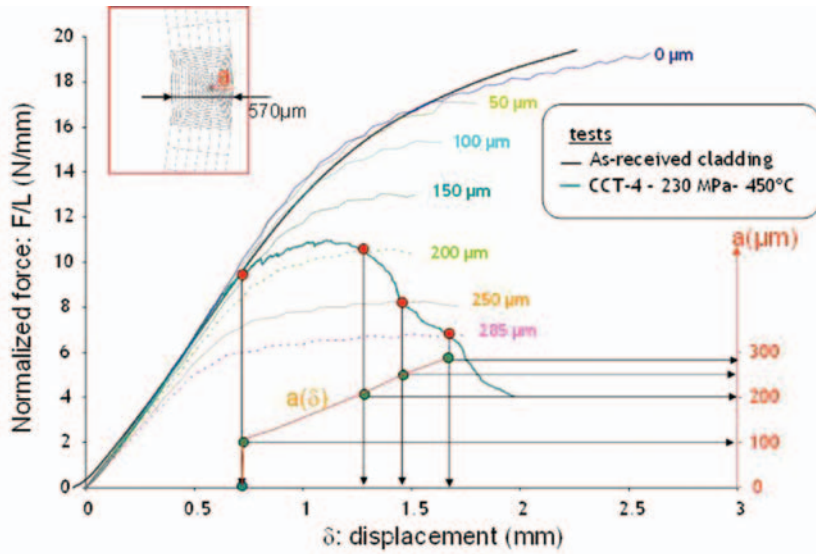


Figure 103. Comparaison des réponses force-déplacement expérimentales et de leur simulation par éléments finis pour des profondeurs de fissures fixées (profondeurs simulées en étiquettes des courbes en pointillés).

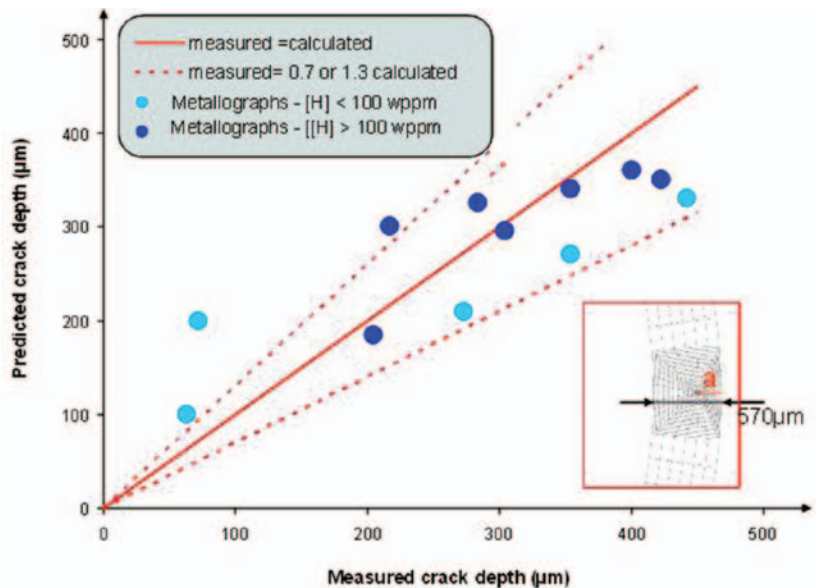


Figure 104. Comparaison entre les profondeurs de fissures mesurées et calculées.

De manière assez systématique, nous avons comparé les profondeurs de fissures mesurées sur les métallographies aux profondeurs déduites du calcul par éléments finis afin de nous assurer que la simulation réalisée représente convenablement le

matériau testé. La [figure 104](#) nous confirme un assez bon accord entre les profondeurs prédites et calculées. Les analyses métallographiques, réalisées en support à la compréhension des résultats, tendent à montrer qu'une grande partie de l'incertitude provient de variations axiales de la profondeur de fissure et une seule métallographie ne permet pas d'avoir une idée très précise de la profondeur de fissure moyenne. D'autre part il est intéressant de comparer les différentes réponses mécaniques des éprouvettes testées. La [figure 105](#) nous montre que certaines éprouvettes présentent de l'avancée stable de fissure alors que d'autres conduisent à une rupture fragile indépendamment du déplacement à rupture de l'éprouvette.

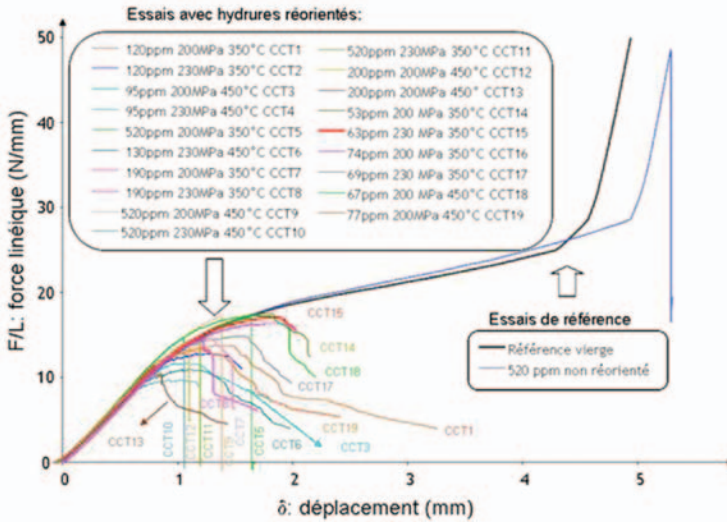


Figure 105. Réponse mécanique des différentes éprouvettes testées.

Le déplacement à partir duquel une fissure se forme dans l'éprouvette est représenté sur la [figure 106](#). On constate sur cette figure que ce déplacement dépend peu de la température du traitement thermique et que de plus, celui-ci semble être très sensible à la teneur en hydrogène dans l'éprouvette. Des teneurs voisines de 100 wppm semblent favoriser la nucléation de fissures. Les analyses métallographiques montrent qu'en dessous de 100 wppm les hydrures formés sont très petits. Au-dessus de 100 wppm, la croissance des hydrures radiaux est susceptible d'être interrompue par la présence d'hydrures circonférentiels. La présence de nombreux hydrures circonférentiels limite donc la taille des hydrures radiaux formés. Ainsi, aux environs de 100 wppm, les hydrures radiaux présentent une taille maximale mais aussi une sensibilité maximale à l'amorçage de fissure par délaminage de la matière au voisinage de ces hydrures. Ce résultat est particulièrement cohérent avec les constatations expérimentales de Shi et Puls [SHI99]. Sur la base de ces considérations expérimentales, nous avons évalué les contraintes nécessaires pour la nucléation

de fissures dans les hydrures radiaux. Les résultats obtenus sont présentés sur la [figure 107](#). Le critère en contrainte constitue, semble-t-il, un critère intrinsèque. Cet amorçage de fissure est interprété de manière surprenante mais cohérente avec les résultats expérimentaux par Shi et Puls [SHI99] : les hydrures présentent une limite élastique plus basse que la matrice métallique et localisent donc la déformation dans leur épaisseur. Ainsi, la très faible limite élastique des hydrures serait à l'origine de la fragilisation du matériau.

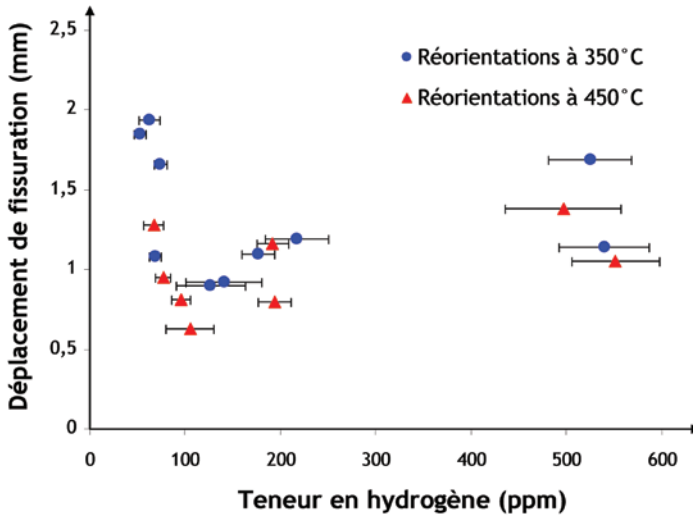


Figure 106. Conditions de nucléation de fissures après traitement de précipitation radiale des hydrures.

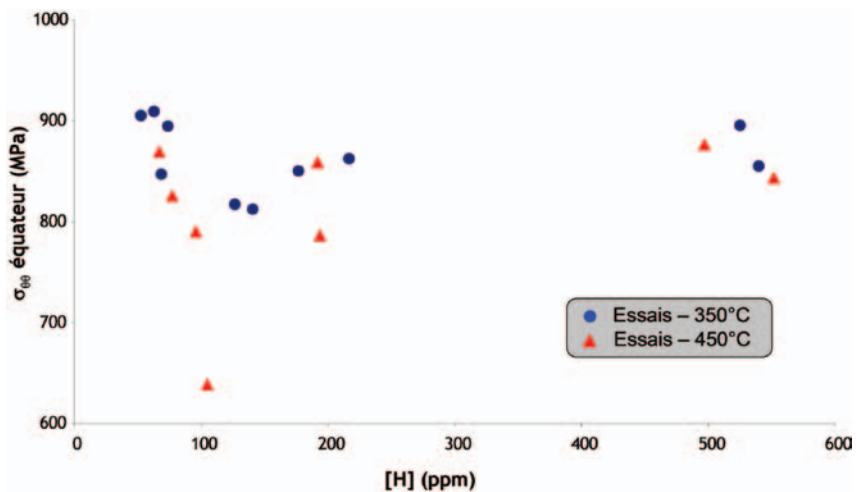


Figure 107. Contrainte circonférentielle associée à l'amorçage de fissures.



### 6.3.6 Synthèse et perspectives sur l'influence de la précipitation radiale des hydrures

Le travail réalisé a permis de mieux cerner les conditions de formation des hydrures radiaux. Les modèles proposés prédisent de manière acceptable la fraction d'hydrures radiaux formés lorsque la contrainte est maintenue constante lors du refroidissement. Il reste à développer des modèles rendant compte du fait que la pressurisation interne d'un crayon décroît lors du refroidissement. Ainsi, une évaluation réaliste de la ductilité du matériau nécessite le développement de modèles de précipitation radiale des hydrures sous l'effet d'une contrainte quelconque. Des travaux sont engagés dans ce sens dans mon laboratoire actuel et nécessitent de difficiles validations expérimentales. Des travaux récents s'appuyant sur la diffraction X par transmission laissent entrevoir un immense potentiel pour le suivi en ligne de la croissance des précipités d'hydrures de zirconium au cours d'un refroidissement [ZAN12, COL13].

L'analyse de la réponse mécanique des gaines permet de soulever quelques questions. Il apparaît que la rupture de certaines éprouvettes induit de la déchirure ductile alors que pour d'autres l'amorçage conduit directement à la rupture de l'éprouvette. Le matériau de référence n'étant pas le matériau vierge et hydruré testé dans cette étude, il est nécessaire de réaliser des essais sur éprouvette irradiée afin de déterminer si la rupture est gouvernée par de la déchirure ductile ou l'atteinte de la ténacité du matériau.

Le fait de rappeler que le matériau de référence est le matériau irradié nous conduit également à ne pas négliger le fait que les gaines présentent une distribution d'hydrogène hétérogène dans leur épaisseur. Ainsi, la détermination quantitative de la fraction d'hydrures radiaux formés en tout point de la gaine nécessite l'utilisation combinée d'un code de diffusion de l'hydrogène et d'un modèle de précipitation radiale des hydrures.

Il reste donc un long chemin à parcourir afin de disposer d'outils précis permettant l'analyse des conséquences d'un transport sur la précipitation radiale des hydrures et la fragilisation des gaines.

## 6.4 Contributions à l'analyse des conséquences d'un accident d'injection de réactivité

### 6.4.1 Contexte

L'IRSN est engagé depuis de nombreuses années dans la réalisation et l'analyse d'essais menés dans le réacteur expérimental CABRI sur des crayons de combustibles irradiés. Ce réacteur construit à la fin des années 1950 est localisé dans le Centre d'études nucléaires de Cadarache. CABRI a été exploité depuis 1993 pour la caractérisation expérimentale de la résistance des crayons de combustible irradiés en REP à un accident simulé d'injection de réactivité. Jusqu'en 2002, le réacteur CABRI disposait d'un circuit de refroidissement utilisant du sodium liquide comme réfrigérant. Ce réfrigérant présente quelques spécificités comparativement à l'eau pressurisée d'un REP :

- échanges thermiques améliorés avec la surface externe de la gaine de combustible ;
- absence de crise d'ébullition dans les conditions accidentelles de type RIA envisagées pour les réacteurs à eau pressurisée.

À mon arrivée à l'IRSN en 2001, onze des douze essais de la série REP-Na avaient été réalisés soulevant de nombreuses interrogations. Le premier de ces essais en conditions REP, REP-Na 1, avait conduit à une rupture de la gaine dans des conditions extrêmement préoccupantes. REP-Na 1 est à l'origine de la réalisation des onze essais complémentaires du programme REP-Na et deux autres, CIP-01 et CIP-02 dans le cadre du projet OCDE CABRI International Program (CIP). Dès 1993, l'IPSN, devenu depuis l'IRSN, a engagé le programme PROMETRA de caractérisation des propriétés mécaniques transitoires des gaines de combustible irradié. Ce programme a eu immédiatement pour objectif d'apporter une explication aux résultats constatés lors de l'essai REP-Na 1.

En s'appuyant sur l'analyse des essais PROMETRA et de l'ensemble des examens et enregistrements avant et après essais CABRI, j'ai été amené à participer à l'interprétation de bon nombre de ces essais. Cette interprétation nous a permis de construire et de consolider des briques de connaissance permettant de mieux comprendre les résultats d'essais. Nous allons dans la suite de cet exposé concentrer des éléments d'explication du mode de rupture associé aux gaines excessivement corrodées. Il n'est pas possible de couvrir la totalité de l'interprétation dans ce document, le lecteur se reportera à un rapport de synthèse mené par Joëlle Papin

[PAP05], alors chef du projet CABRI et qui a encadré une large équipe avec laquelle j'ai mené mes études.

Le principe d'un essai CABRI revient à injecter de l'énergie, sous la forme d'un pulse neutronique en quelques dizaines de millisecondes. L'intensité du chargement thermomécanique est comptabilisée en enthalpie injectée. L'unité de cette enthalpie est souvent la quantité de calories par grammes d'oxyde d'uranium. Cette énergie induit un échauffement du combustible, qui se dilate thermiquement et entre en interaction thermo-mécanique avec la gaine de combustible corrodée par l'irradiation de base. La réaction neutronique s'éteint à l'issue d'une durée de l'ordre de quelques dizaines de millisecondes en raison d'un effet Doppler associé à un changement de section efficace du combustible induite par l'échauffement de ce dernier. Une question essentielle pendant l'essai est de déterminer si oui ou non la gaine a gardé son étanchéité. Lorsque celle-ci s'est rompue, on cherche à en déterminer la cause. La rupture de gaine est un événement qui n'est pas directement problématique. L'éjection d'un mélange de gaz de remplissage et de fission pose quelques problèmes mais on redoute bien plus l'interaction du combustible avec l'eau. Cette interaction peut induire des coups de bélier susceptibles d'endommager gravement le réacteur nucléaire. Les exploitants choisissent souvent de démontrer l'intégrité de la gaine plutôt que d'étudier les effets complexes de l'interaction vapeur. On parle de critères de découplage.

Les premiers essais de RIA avaient été réalisés sur le réacteur SPERT aux États-Unis sur du combustible très faiblement irradié. Il avait alors été montré que les gaines présentaient une résistance à des enthalpies supérieures à 200 cal/g. Les enthalpies de l'ordre de 200-220 cal/g sont susceptibles d'induire une fusion totale ou partielle du combustible nucléaire (la fusion du combustible a été approchée lors de l'essai REP-Na 2 avec 199 cal/g d'enthalpie maximale [PAP05]). En 1970, l'essai SPERT 859 irradié à 32 GWi/tU a donné lieu à une rupture pour une enthalpie, particulièrement basse, de 85 cal/g. Une telle baisse d'enthalpie à rupture était alors inexplicable [MCD80]. Cet essai qui avait été peu analysé a été remis en perspective en 1993 après l'essai REP-Na 1 qui suggérait un possible effet du taux de combustion sur la rupture du gainage. En 1996, trois pistes principales étaient envisagées pour expliquer l'essai REP-Na 1 [PAP96] :

- la forte rétention de gaz de fission dans le combustible ;
- l'influence potentiellement explosive de la structure en rim en périphérie externe de la pastille de combustible (le rim combustible est aussi appelé *high-burnup structure* est constitué de très petits grains de combustible et de produits de fission gazeux et précipités) ;

- la corrosion excessive de la gaine et la fragilisation par les hydrures.

Le pulse neutronique a induit de l'arrachement de fragments de zirconium lors de nombreux essais RIA réalisés dans le cœur CABRI. On parle de desquamation transitoire qui doit être distinguée de la desquamation en irradiation de base que nous décrivons en détails par la suite. Cette desquamation transitoire a pour conséquence, un meilleur refroidissement par le réfrigérant lors du RIA. Ce phénomène influence notablement la ductilité de la gaine, contrôlée par sa température et les zones desquamées constituent des sites préférentiels pour la rupture de la gaine. Vincent Georgenthum et moi avons contribué à la réalisation d'un travail conséquent d'interprétation de cette « desquamation transitoire » [GEO05, DES05C, GEO06]. Ces travaux étaient à l'origine du sujet de la thèse de Vincent Busser que j'ai co-encadrée avec Marie-Christine Baidet. Les études de Vincent Busser ont permis de nouvelles avancées sur ce thème [BUS09A]. Nous ne reviendrons pas sur ce phénomène dans la suite, malgré son importance.

#### **6.4.2 Quelques enseignements du programme PROMETRA sur les conditions de rupture des gaines de combustible**

Un RIA conduit à des vitesses de montée en température de la gaine pouvant dépasser 1 000 °C/s, des vitesses de déformation mécaniques de plusieurs 100 %/s, les températures de gaine à envisager vont de 280 °C à une valeur maximale de 1 000 °C environ. Des températures maximales de 1 400 °C étaient atteintes dans les essais SPERT sur gaines faiblement irradiées, néanmoins ces taux de combustion sont, à présent, sortis des préoccupations des exploitants.

Le programme PROMETRA initié au début des années 1990 avait pour objectif de tester le comportement mécanique des gaines de la façon la plus représentative possible des conditions de sollicitation en RIA. Ce programme nous a conduits à l'évaluation de nombreuses géométries d'éprouvettes et de nombreuses conditions d'essais résumées schématiquement sur la [figure 108](#). Le programme PROMETRA s'est tout d'abord appuyé sur la réalisation d'essais de traction en sens longitudinal réalisés en cellules chaudes au CEA Saclay. Cette géométrie d'éprouvette avait tout d'abord été développée dans le cadre du programme de surveillance mené par EDF afin de s'assurer que les propriétés des matériaux ne dérivent pas au cours de l'irradiation. Afin d'adapter cet essai aux conditions d'un RIA, une méthode de chauffage direct par effet joule de l'éprouvette en sens longitudinal a été développée permettant d'atteindre des vitesses de montée en température de 200 °C/s environ.

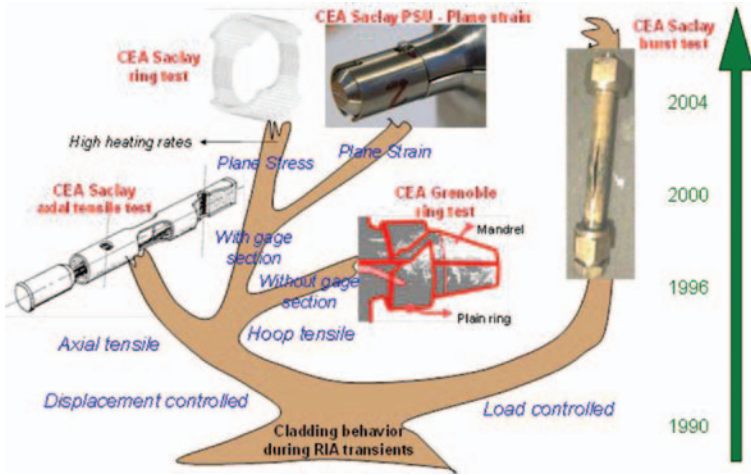


Figure 108. Chronologie dans la mise au point des différents types d'essais issus du programme PROMETRA [DES04].

Des essais de pressurisation interne étaient pratiqués depuis longtemps par EDF, également dans le cadre du programme de surveillance. Certains d'entre eux avaient conduit à des ruptures à très faible pression interne sans que ce phénomène ne soit expliqué. D'importants efforts ont été menés conjointement par le CEA, EDF et l'IRSN pour poursuivre l'amélioration de la représentativité de la sollicitation vis-à-vis du RIA. Un premier essai de traction d'anneau plein en sens travers a été développé au CEA de Grenoble en 1996. L'éprouvette est sollicitée au moyen de deux mandrins hémicylindriques insérés à l'intérieur de cette éprouvette en vue de sa mise en charge. Cet essai sur anneau plein a été mené sur des crayons issus du même assemblage que l'essai REP-Na 1, très grossièrement dépastillés par perçage. Les éprouvettes étaient chauffées par un four jusqu'à une température maximale de 350 °C. Cette température maximale permet d'éviter le recuit des défauts d'irradiation et le temps de stabilisation du four ne conduit pas à une diffusion significative de l'hydrogène à travers la gaine. De nombreuses ruptures ont eu lieu à de très faibles niveaux de contraintes appliquées sans que l'on puisse précisément déterminer, ni le niveau d'effort appliqué ni la déformation locale de l'éprouvette au moment de sa rupture. La thèse de Sylvie Arsène [ARS97] est à l'origine d'une amélioration substantielle de l'essai de sollicitation en sens travers en introduisant des parties utiles usinées bien définies. Cet essai a été implémenté en cellules chaudes au CEA Saclay. Ce nouvel essai en sens travers a été accompagné du développement d'une technique de chauffage par induction dont les performances permettent une montée rapide en température (200 °C/s). La maîtrise des niveaux de contrainte dans l'éprouvette a nécessité de nombreuses simulations par éléments finis et des

intercomparaisons entre différents laboratoires. De récents développements nous ont conduit à développer une éprouvette annulaire dont la partie utile est soumise à des déformations planes par conception. Cette dernière éprouvette soulève de nombreuses questions que nous n'évoquerons pas dans la suite de ce document. Une analyse comparative des différents types d'essais mécaniques a été menée récemment [DES11] permettant de resituer les avantages et inconvénients de ces différentes caractérisations mécaniques. Les principaux essais mis en œuvre dans le cadre de PROMETRA sont illustrés sur la [figure 108](#).

Une propriété remarquable des essais réalisés sur éprouvette en sens travers est la forte variabilité de la réponse mécanique obtenue en fonction du niveau de corrosion de la gaine de combustible. La [figure 109](#) illustre l'influence néfaste de l'écaillage de la couche d'oxyde en irradiation. Les éprouvettes écaillées présentent parfois des ruptures dans la pente élastique de l'essai mécanique, ce qui confirme la fragilité des échantillons. Les déformations à rupture des éprouvettes présentant un écaillage en irradiation sont parfois faibles mais surtout difficilement prévisibles. Cette fragilisation a été associée sans équivoque à la présence de blisters d'hydrures (voir [figure 86](#) et [figure 88](#)) pour les gaines présentant un écaillage en irradiation. Les blisters d'hydrures constituent des sites préférentiels de formation de fissures. En fonction du niveau de chargement atteint lors de l'essai mécanique, si le facteur d'intensité critique des contraintes est atteint, alors l'éprouvette se rompt.

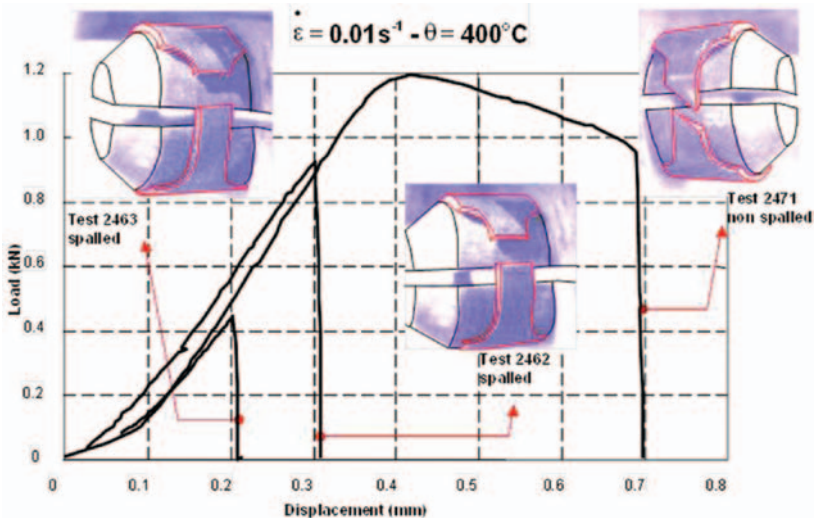


Figure 109. Réponse mécanique de trois éprouvettes testées à 400 °C dans le cadre du programme PROMETRA – Les éprouvettes 2462 et 2463 présentent un écaillage de la couche d'oxyde alors que l'éprouvette 2471 a été usinée dans une zone où l'oxyde était adhérent [DES04].

En s'appuyant de la même façon sur les résultats du programme PROMETRA, nous avons montré que les gaines corrodées et non desquamées étaient également fragilisées par la présence d'un rim d'hydrures (voir la définition du rim d'hydrures à partir de la [figure 84](#)) en peau externe de la gaine de combustible.

Les valeurs de l'intégrale  $J$  associées à la présence d'une fissure pour une sollicitation de déplacement imposé en peau interne ont été simulées. Si l'on fait l'hypothèse d'une valeur de l'intégrale  $J$  critique ( $J_c = K_c^2/E'$ ), ces résultats permettent d'associer à chaque profondeur de fissure une déformation circonférentielle à rupture. Les fissures les plus courtes conduisent à une rupture dans les conditions de ductilité nominale du matériau (déformation plastique à rupture égale à l'allongement total AT, ou TE en anglais). Les fissures les plus profondes vont induire une diminution conséquente de la déformation à rupture.

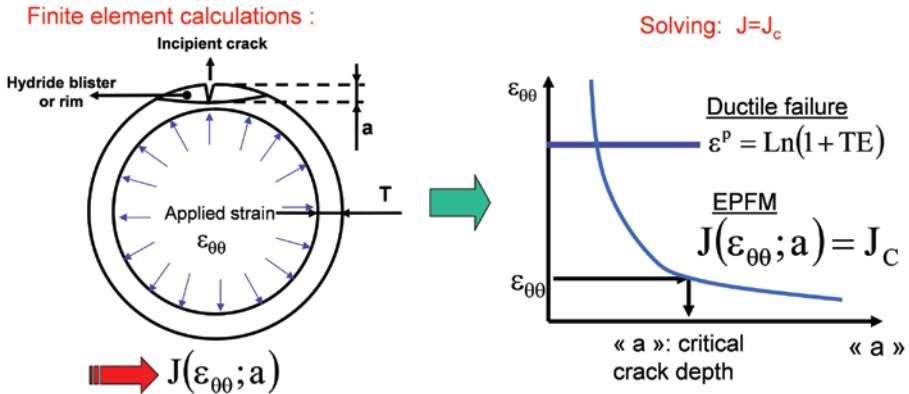


Figure 110. Principe de construction d'un critère de rupture [DESO4].

Un recensement de l'ensemble des données métallographiques et fractographiques après essais mécaniques sur anneaux a permis de lier les déformations à rupture aux profondeurs maximales des défauts observés. Les essais concernés ont été réalisés entre 280 et 480 °C, la majeure partie d'entre eux ayant été réalisée entre 280 °C et 350 °C. À titre d'illustration, nous avons cherché à déterminer le facteur d'intensité des contraintes critique permettant d'expliquer les conditions de rupture observées lors des essais PROMETRA. Il est nécessaire de justifier d'un facteur d'intensité des contraintes critique de l'ordre de 60 à 90 MPa $\sqrt{m}$  pour expliquer les conditions de rupture observées. La [figure 75](#) nous indique que la ténacité du matériau est inférieure à 60 MPa $\sqrt{m}$  quelle que soit la teneur en hydrogène dans le matériau irradié. Les fissures formées dans les blisters et les rims d'hydrures voient leur pointe localisée dans un milieu contenant quelques centaines de wppm et la ténacité du

matériau est probablement comprise entre 25 et 60  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Néanmoins, il faut souligner que les éprouvettes de traction en sens travers avec parties usinées sont plutôt gouvernées par un état de contraintes planes. La [figure 52](#) nous rappelle que le facteur d'intensité des contraintes en contraintes planes est nettement plus élevé que la ténacité du matériau. Cet état de contraintes planes justifie probablement la différence de comportement entre les éprouvettes et les crayons qui sont eux sollicités en déformations planes.

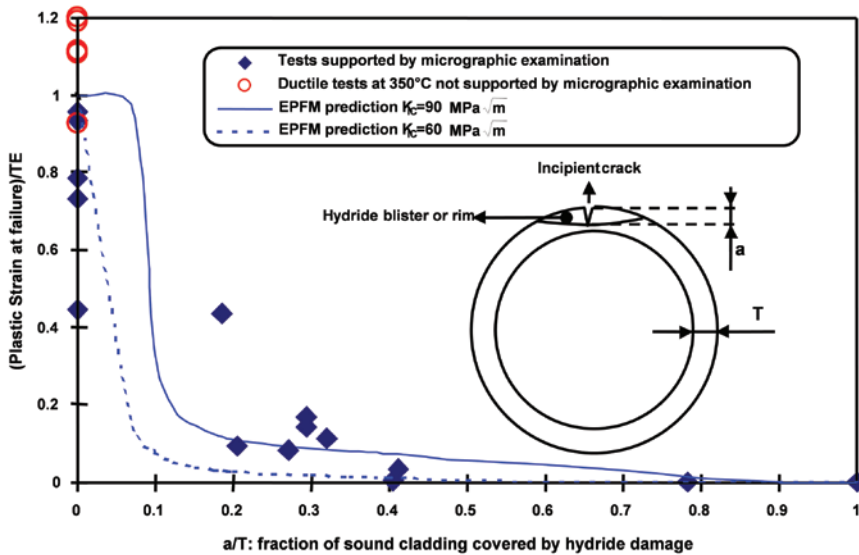


Figure 111. Déformation plastique circonférentielle à rupture normalisée par sa valeur maximale en fonction de la profondeur normalisée du défaut d'hydruration [DES04].

De nouveaux travaux sont venus confirmer mais aussi compléter cette interprétation de l'influence des rim et blisters d'hydrures. On peut mentionner en particulier, les thèses de Patrick Raynaud [RAY09], celle de Arthur Helloin de Ménibus [HEL12] et celle en cours de Vincent Mc Donald au [CEA](#). Ces trois thèses ont, notamment, permis de développer des techniques expérimentales mais aussi de simulation pour la formation de blisters d'hydrures sur gaines vierges en laboratoire.

### 6.4.3 Développement du code de mécanique de la rupture CLARIS pour la simulation de la tenue mécanique des crayons soumis à un RIA

L'approche qui a été mise en œuvre pour l'analyse des essais PROMETRA a été généralisée afin de rendre compte de manière la plus précise possible des spécificités



du comportement mécanique d'un crayon soumis à un accident de réactivité. Une approche probabiliste en mécanique de la rupture, élaborée pour crayons de combustibles soumis à un RIA est à l'origine des travaux qui sont décrits dans ce paragraphe [DES01C]. Les développements réalisés ont été ultérieurement publiés dans [DES04, GEO08].

La corrosion a pour effet de diminuer l'épaisseur métallique de la gaine. Nous avons donc procédé à la simulation par éléments finis d'une gamme étendue de profondeurs de fissures associée à des épaisseurs de gaine comprises entre 470 et 570  $\mu\text{m}$  [DES01D]. L'épaisseur d'oxyde ne contribue pas à la profondeur de fissure en RIA car la rupture intervient usuellement à l'entrée du domaine plastique. Dans ce cas, la zircone présente un réseau dense de fissures qui annule son influence mécanique sur le reste de la gaine. La profondeur de fissure à considérer est donc uniquement la profondeur du dommage d'hydruration. Les conditions aux limites mises en œuvre permettent de simuler la moitié de la gaine et sont schématiquement illustrées sur la [figure 112](#). On fait l'hypothèse de déformation plane pour la réalisation de ces calculs. Une fissure localisée dans un plan radial-axial de profondeur  $a$  est simulée. La déformation est imposée sous la forme d'une augmentation contrôlée du rayon interne de la gaine. La déformation circonférentielle en peau interne est alors rigoureusement égale à la variation relative du diamètre interne. On procède à un raffinement de maillage en pointe de fissure, permettant un calcul précis de l'intégrale  $J$ . La grille de calculs réalisés a été automatisée au moyen de shells unix/linux permettant la réalisation et le dépouillement des calculs en quelques semaines seulement.

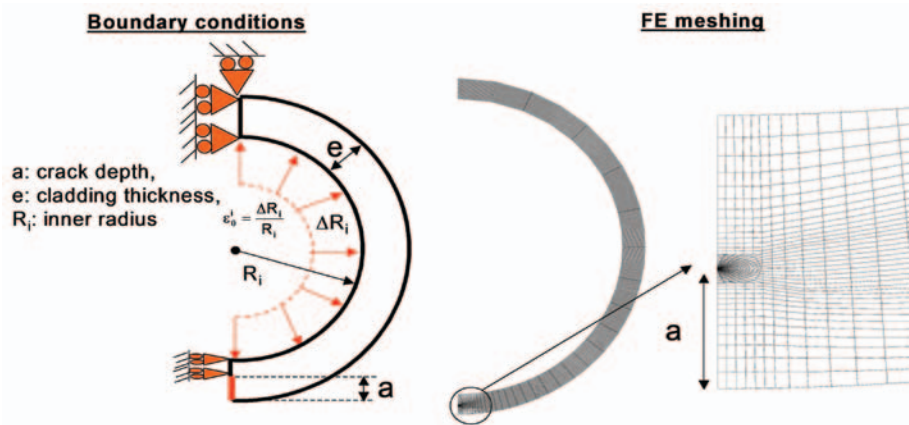


Figure 112. Hypothèses pour la construction d'une base de valeurs de l'intégrale  $J$  en déformation imposée à l'intérieur de la gaine [GEO08].

À l'issue de cette campagne de simulations par éléments finis, on dispose d'une base de données de valeurs de l'intégrale  $J$  :

$$J = f\left(\frac{a}{e}; T; \varepsilon_{\theta}^i; R_i; e\right)$$

- un unique rayon interne  $R_i$  de 4,18 mm a été simulé ;
- trois épaisseurs de gaines  $e$  de 470, 520 et 570 micromètres ont été simulées ;
- treize profondeurs relatives de fissures  $a/e$  ont été simulées allant de 0,007 à 0,9 ;
- cinq températures comprises entre 20°C et 550 °C ont été simulées.

Un exemple d'évolution de l'intégrale  $J$  calculée en fonction de la déformation imposée d'une gaine de 570  $\mu\text{m}$  d'épaisseur et sollicitée à 350 °C apparaît sur la [figure 113](#). On constate sur cette figure que les valeurs de l'intégrale  $J$  semblent ne plus augmenter notablement avec la déformation imposée pour les très forts niveaux de déformation. Il s'agit d'une spécificité des chargements secondaires (température ou déformation imposée – [DES96]).

La déformation circonférentielle de référence lors d'un RIA est plus facilement la déformation externe que l'on peut mesurer à partir d'examen non destructifs. De manière à s'appuyer le plus possible sur des paramètres mesurables pour l'analyse de la rupture des crayons, nous avons évalué par éléments finis le lien entre la déformation interne et externe. On obtient avec une très bonne précision à une distance  $x$  de la peau externe de gaine un niveau de déformation circonférentielle (dans l'hypothèse où il n'y a pas de fissure) :

$$\varepsilon_{\theta}^x = \left(1 - \frac{x}{e}\right) 0,83 \cdot \varepsilon_{\theta}^i + \frac{x}{e} \varepsilon_{\theta}^i$$

Ainsi, le critère de rupture est obtenu en résolvant l'équation suivante :

$$J = f\left(\frac{a}{e}; T; \frac{\varepsilon_{\theta}^e}{0,83}; R_i; e\right) = \frac{(1 - \nu^2) K_{Ic}^2 ([H]; T)}{E}$$

avec :

- $T$  : température de la gaine en pointe de fissure ;
- $[H]$  : supposé égale à la teneur en hydrogène moyenne du matériau. En pratique, il s'agit plus certainement de la teneur dans le ligament non-fissuré ;
- $K_{Ic}$  : ténacité du matériau apparaissant sur la [figure 75](#) dépendant à la fois de la température de la pointe de fissure et de la teneur en hydrogène en point de fissure.

La résolution de cette équation revient, graphiquement, à intercepter le réseau de courbes illustrées sur la *figure 113* par une ligne horizontale égale à la valeur critique de l'intégrale  $J$ . Dans cette représentation, l'intersection associée à chaque profondeur de fissure, une déformation à rupture.

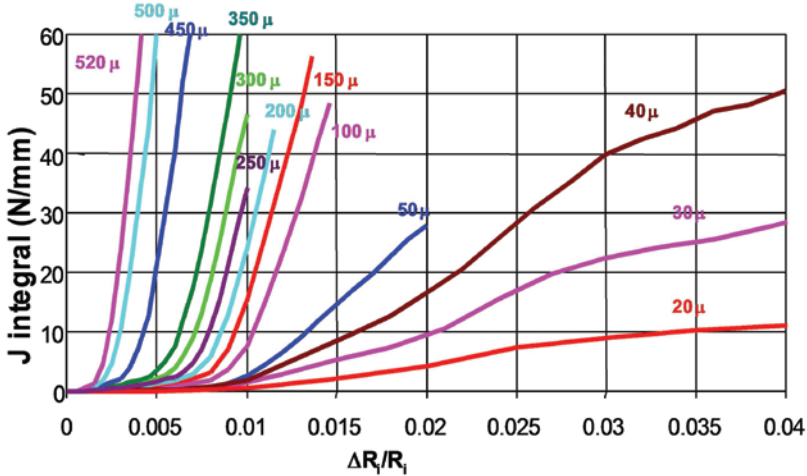


Figure 113. Évolution de l'intégrale  $J$  pour différentes profondeurs de fissures (20 à 520  $\mu$ m) avec le niveau de déformation imposée en peau interne [GEO08].

Si à un niveau de déformation donné, la taille de fissure critique est plus grande que la dimension du plus profond des défauts d'hydruration, alors le crayon survit, sinon il se rompt.

#### 6.4.4 Synthèse

Les travaux réalisés en RIA ont permis d'identifier l'influence néfaste des accumulations d'hydrures en peau externe de gaine.

Une modélisation basée sur la mécanique de la rupture ductile et l'intégrale  $J$  a été développée et mise en œuvre.

L'IRSN développe un code de calcul thermomécanique simulant le comportement des crayons irradiés en RIA dénommé SCANAIR [MOA14]. J'ai implémenté les premières versions d'une approche en mécanique de la rupture, nommée CLARIS, en post-traitement du code SCANAIR (voir [MOAL14]). Ce post-traitement a récemment été évalué, de manière systématique sur un ensemble très étendu d'essais de RIA

réalisés soit dans le réacteur NSRR au Japon soit dans le réacteur CABRI [GEO14]. Les résultats obtenus avec le code CLARIS apparaissent satisfaisant pour analyser les conditions de rupture des gaines lors de la phase dite de PCMI (*Pellet Cladding Mechanical Interaction*). Cette phase de PCMI est suivie d'une phase dite de DNB (*Departure of Nucleate Boiling*) pour laquelle, j'ai également contribué à proposer des éléments de modélisation jusqu'en 2010.



## Chapitre 7 Conclusion

---

Ce rapport m'a donné l'occasion de mettre en cohérence un peu plus de vingt ans d'activité professionnelle dédiée à l'analyse de la rupture des matériaux polycristallins. Les principaux domaines abordés ont été :

- le calcul des structures,
- l'analyse de la rupture statique (charges limites, facteur d'intensité des contraintes, intégrale  $J$ ),
- l'analyse de l'endommagement de fatigue.

J'ai également été amené à investiguer de nouveaux domaines connexes et en particulier les effets de l'environnement sur l'endommagement des matériaux :

- la physico-chimie des matériaux,
- la corrosion,
- les effets de l'hydrogène.

Ayant toujours été curieux d'accompagner l'évolution de ce domaine, j'ai apporté une attention particulière aux petites échelles rencontrées en mécanique des matériaux. Celles-ci aident à comprendre les mécanismes physiques influençant leur comportement. Je ne sais toujours pas si un jour la mécanique des matériaux parviendra à disposer de descriptions multi-échelles mises en cohérence quantitative.

Ces dix à quinze dernières années, mon travail s'est concentré plus particulièrement vers la famille de matériaux que constituent les alliages de zirconium mis en œuvre dans les gaines de combustible. L'analyse du comportement de ces matériaux en conditions accidentelles qui est réalisée à l'IRSN pour investiguer la sûreté des réacteurs permet d'explorer des comportements particulièrement exotiques de ces alliages. Mes activités sur l'influence de l'hydrogène sur le comportement mécanique des gaines devraient se poursuivre encore pendant plusieurs années. Je tente actuellement de relever quelques défis importants concernant la description et la modélisation du comportement des gaines en situation d'accident de perte de réfrigérant primaire. Ce travail n'était pas encore assez mur pour être présenté dans ce rapport.

Ces travaux m'amènent à considérer les outils théoriques comme un moyen d'interpolation entre des résultats expérimentaux, souvent imparfaitement compris. Ce moyen peut, bien souvent, être amélioré en analysant les causes des écarts entre les prédictions des modèles et les résultats expérimentaux. Une grande partie de mon travail a consisté à participer à ce processus d'amélioration, soit en modélisant des essais, soit en réalisant les essais et en perfectionnant les caractérisations.

# Chapitre 8

## Présentation personnelle

---

### 8.1 *Curriculum vitae*

Desquines Jean

Né le 17 octobre 1967

Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire (IRSN)

Laboratoire d'expérimentation en mécanique et matériaux (IRSN/PSN-RES/SEREX/LE2M)

Bâtiment 327

BP 3

13115 Saint-Paul-Lez Durance

France

Tél : +33 (4) 42 19 94 90

[jean.desquines@irsn.fr](mailto:jean.desquines@irsn.fr)



## Fonction actuelle

Expert sur le comportement mécanique des gaines de combustible nucléaire, depuis 2008, pour l'[IRSN](#).

## Thématique de recherche actuelle

Comportement thermomécanique et rupture des gaines des crayons de combustible des réacteurs nucléaires en situation incidentelle et accidentelle. Fatigue des composants du circuit primaire des réacteurs nucléaires.

## Motivations pour présenter l'HDR à l'INSA de Lyon

L'[HDR](#) contribuera à l'atteinte des objectifs de recherche tant pour les projets auxquels je suis associé que dans le cadre de la mission d'expert qui m'a été assignée. Cette habilitation constitue une étape en vue de l'encadrement de travaux prévus au sein du laboratoire. La volonté de mener ce travail avec l'[INSA-Lyon](#) est liée à l'intensité croissante de collaborations de recherche avec deux importants laboratoires associés à cet établissement : [LaMCoS](#) (UMR 5259) et [MATEIS](#) (UMR 5510).

## Formation initiale

- Ingénieur de recherche [IRSN](#) depuis (2001).
- Ingénieur de recherche, [SNECMA-Moteurs](#) (1996-2001).
- Thèse de doctorat, [université de Nantes/ECN](#), bourse [EDF/CEA](#) (1993-1996).
- DEA, École centrale de Nantes (1992-1993).
- Ingénieur, [École centrale de Lyon](#) (1988-1991).

Thèse de doctorat : « *Analyse limite et estimation simplifiée de l'intégrale de contour J pour les tuyaux droits fissurés* », [Laboratoire de Génie civil de Nantes-Saint Nazaire](#) UMR 6183, Professeur Christian Wielgosz (directeur de thèse), 1993-1996. Composition du Jury : Dominique François (président du jury), [ECP](#) ; Olivier Desbordes (rapporteur), ESM Marseille ; Pierre Genette (examineur), EDF Septen ; Pierre Jouve (examineur), EDF Septen ; Christian Poette (co-encadrant), CEA ; Jean Royer (examineur), ECN ; Christian Wielgosz (directeur de thèse), [université de Nantes](#).

## Activités de recherches

### *Doctorales*

La charge limite d'une structure en mécanique des milieux continus représente le niveau de chargement à partir duquel on ne peut plus trouver de solution mécanique

dans l'hypothèse d'un comportement élastique plastique parfait. De nombreux composants mécaniques sans défauts avaient été étudiés jusque dans les années 1990. R.A. Ainsworth en 1984 (Ref. A), en s'appuyant sur la théorie de Hutchinson, Rosengren et Rice établie en 1968 (Ref. B et C), montre qu'il est possible de fournir une estimation généralement conservatrice de l'intégrale  $J$  de Rice à partir de charges limites de composants fissurés. Cette intégrale  $J$  permet, avec certaines restrictions, une généralisation du facteur d'intensité des contraintes au comportement des structures élasto-plastiques fissurées. Ce paramètre est donc particulièrement utile dans les démonstrations de sûreté du fonctionnement du circuit primaire des réacteurs nucléaires.

Cette thèse a contribué au développement de solutions analytiques pour l'estimation conservatrice des charges limites d'éléments de tuyauteries fissurées (T13, T14 et T26). En particulier, elle a permis d'évaluer la charge limite d'un tuyau droit présentant une fissure circumférentielle soumis à un chargement complexe de flexion, de traction et de pression interne (T13). Parallèlement à ce travail analytique, de nombreuses simulations par éléments finis sur des composants bi et tridimensionnels avec prise en compte de fissures et soumises à des chargements complexes ont été réalisées avec le code [Cast3m](#) (développé par le [CEA](#)). Ce travail a contribué à la construction d'une méthode simplifiée validée ainsi qu'à disposer d'une précision améliorée des estimations de l'intégrale  $J$ . Les développements de cette thèse ont été intégrés dans la codification de sûreté du CEA (Annexe A16 du RCCMR).

Des résultats complémentaires ont été obtenus dans quelques autres situations d'intérêt : charge limite d'un tuyau droit présentant une fissure axiale et sollicité en pression interne (T-14), charge limite d'une tuyauterie coudée non fissurée (T-1). Une méthode alors très innovante (*elastic compensation method*) a été mise en œuvre pour la validation par éléments finis de cette dernière solution.

(A) [R.A. Ainsworth](#). The assessment of defects in structures of strain hardening materials, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, 633-642, 1984.

(B) [J.W. Hutchinson](#) Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the mechanics and physics of solids*, 13-31, 1968.

(C) [J.R. Rice](#), G.F. Rosengren. Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material, *Journal of the mechanics and physics of solids*, 1-12, 1968.

### *Principaux contrats de recherche*

(Mi) : missions, (Ci) : projets de recherche engagés, (Pi) : projets de recherche en cours de construction.

- (M1) J'ai été reconduit en septembre 2013 pour quatre ans au poste d'expert [IRSN](#) dans le domaine de la thermo-mécanique. Cette mission m'amène à participer au projet de recherche de l'entreprise et plus spécifiquement :
  - à développer des compétences dans le domaine de la fatigue des composants du circuit primaire,
  - porter les besoins de l'IRSN dans les cadres coopératifs lors de l'élaboration et la conduite de nouveaux programmes à composante expérimentale,
  - à participer au rayonnement scientifique de l'IRSN et notamment en acquérant une habilitation à diriger les recherches.
- (C1) ANR [PERFROI](#) : soutien à la thèse de Damien Campello à l'[INSA de Lyon](#) auprès du laboratoire [LaMCoS](#) de caractérisation du comportement mécanique des gaines pendant la phase ductile d'un APRP (coparticipant).
- (C2) Projet [OCDE SCIP](#) en Suède (*Studsvik Cladding Integrity Project*) (coparticipant).
- (C3) [PROMETRA \(EDF/IRSN/CEA\)](#) de caractérisation des gaines irradiées (coparticipant).
- (C4) Projet [IRSN AXEL](#) sur la caractérisation et la modélisation de la rupture des gaines fragilisées par un APRP (responsable).
- (C5) Projet [IRSN](#) associé au transport des assemblages de combustible de la piscine des réacteurs vers la Hague en situation normale et accidentelle (responsable).
- (C6) Programme EVA de caractérisation des effets de l'environnement primaire sur la fatigue des aciers du circuit primaire des centrales nucléaires en collaboration avec le laboratoire [MATEIS](#) de l'[INSA-Lyon](#) (coparticipant).

### *Résumé du projet scientifique à court terme*

De manière générale les études de sûreté consistent souvent à postuler la survenue d'accidents afin : d'ajuster ou de dimensionner les dispositifs de secours ou encore d'adapter la sûreté intrinsèque des équipements. Mon travail à l'[IRSN](#) s'intègre pleinement dans cette démarche.

Les thématiques étudiées sont principalement :

- le transport des assemblages de combustible (C6, P1),
- l'étude des accidents de perte de réfrigérant primaire (APRP) (C1, C4),
- les accidents d'injection de réactivité (RIA) (C3),
- la nocivité des rampes de puissance en comportement incidentel (C2).

Les activités pour lesquelles des progrès importants sont escomptés à court et à moyen termes sont reprises avec plus de détails dans les paragraphes suivants.

Concernant le transport des assemblages, mon laboratoire est engagé vers la caractérisation des conditions de transports pour lesquelles l'hydrogène se précipite de manière nocive dans la gaine de combustible (C5). Les principales conclusions obtenues sur matériaux vierges simulant le matériau irradié sont en cours de finalisation et devraient être publiées en 2014. Des actions sont engagées afin de consolider ces conclusions sur matériaux irradiés en collaboration avec l'[Institut Paul Scherrer](#) en Suisse (P1).

Concernant l'accident de perte de réfrigérant primaire, une première étape menée sur gaines vierges dans le cadre du programme AXEL (C4) a mis en évidence la nocivité de l'hydrogène. Deux modes de rupture ont été mis en évidence : l'un sans efforts appliqués et l'autre induit par des efforts de traction. Les résultats expérimentaux montrent que le second mode de rupture est contrôlé par la mécanique linéaire de la rupture. Les causes du mode de rupture sans efforts appliqués constituent un enjeu majeur pour mieux comprendre le comportement du matériau en réacteur. Des actions permettant de mieux comprendre ce mode de rupture sont proposées dans un programme [NUGENIA](#) en cours de construction (P2). À plus court terme, l'effet de l'oxyde formé en irradiation sur les conditions de rupture des gaines sera étudié en 2014 et 2015. Un support à la thèse de Damien Campello (C1) menée au [LaMCoS INSA de Lyon](#) (UMR 5259) et dans le cadre du programme [PERFROI](#) est assuré concernant la phase de déformation de fluage des gaines puis de rupture au début d'un APRP.

De nouvelles études sont également engagées (C6) avec le laboratoire [MATEIS](#) (UMR 5510) afin d'interpréter l'influence de la chimie de l'eau du réfrigérant primaire des réacteurs nucléaires sur la fatigue des aciers. La mise en place de ce programme a démarré en 2013, des premiers essais de fatigue sous air sont attendus pour la mi-2014 et des essais en eau représentative du circuit primaire sont envisagés dans

l'année qui suivra. L'objectif est de produire des connaissances nouvelles à l'IRSN afin de mieux se positionner vis-à-vis des projets d'extension de durée de vie du parc électronucléaire français.

Le trait d'union entre ces projets est l'analyse de l'influence de l'environnement en situation normale et accidentelle sur la tenue mécanique des composants du cœur et du circuit primaire des réacteurs nucléaires.

#### *Projets de recherche en cours de construction*

- (P1) Construction en cours d'un projet **NUGENIA** avec l'**Institut Paul Scherrer (PSI)** en Suisse pour la caractérisation des effets spécifiques de l'irradiation sur le comportement des gaines hydrurées en condition de transport (responsable).
- (P2) Participation à l'élaboration d'un projet **NUGENIA** sur l'étude des effets de l'hydrogène dans les gaines de combustible en conditions normales et accidentelles (coparticipant).

## **Activités d'enseignement et d'encadrement**

#### *Encadrement de stages*

- David Bouchez (1998) : « Étude de la fissuration dans des zones à concentration de contraintes », stage d'ingénieur à l'**INSA Rouen** (Réf. 27).
- Olivier Tanneau (2000) : « Développement d'une méthode de maillage pour le calcul de fissure en propagation et rupture », stage de DEA, **université Paris VI**.
- Vincent Busser (2004) : « Simulation couplée endommagement comportement du Zircaloy-4 hydruré », stage d'ingénieur à **Centrale**, Marseille (Réf. 17).
- Patrick Raynaud (2005) : « Simulation de la réponse mécanique de plaques fissurées en Zircaloy-4 soumises à de la flexion quatre points : détermination de la ténacité du Zircaloy-4 », stage de Master *Thesis* en collaboration avec l'**université de Pennsylvanie** (États-Unis).
- Stéphanie Rodriguez (2008) : « Caractérisation expérimentale et modélisation de la réorientation des hydrures dans les gaines de combustible », seconde année de l'école **MATMECA** à Bordeaux.
- Pauline Lepesant (2009) : « Caractérisation numérique et expérimentale des contraintes induites par l'oxydation de gaines en Zircaloy-4 », stage de fin d'étude à l'**université de technologie de Troyes**.

- Audrey Buiron (2009) : « Caractérisation par éléments finis de l'endommagement mécanique de la couche de zircone entourant les gaines de combustible », stage de deuxième année de l'[Institut supérieur de mécanique](#) de Paris.
- Céline Duez (2011) : « Caractérisation expérimentale et analytique de la diffusion de l'hydrogène dans des plaques de Zircaloy-4 », stage de fin d'études à l'[INSA de Lyon](#).
- Amor Boughanmi (2012) : « Mise au point d'un nouveau dispositif de traction et application à la caractérisation de la réorientation des hydrures dans les gaines de crayons de combustible en situation de transport », stage de master spécialisé à l'[ENSAM](#) (Aix-en-Provence).

#### *Encadrements de thèse*

- Vincent Busser (2007-2009), 3 ans, co-encadrement 50 %, (6, 7, 18, 21, 22).
- Élodie Torres (2013-2015), 3 ans, co-encadrement 50 %.
- Damien Campello (2013-2016), 3 ans, co-encadrement 10 %.

#### *Encadrements de post-doctorants*

- Benoît Krebs (2009-2010), 1 an, encadrement 100 %, (12, 25).
- Olivier Zanellato (2009-2010), 1 an, co-encadrement 20 %, (11).

#### *Projets d'encadrement à court terme*

- Participation au suivi et à l'encadrement d'un post-doctorat sur les effets de l'environnement du circuit primaire sur la fatigue des aciers à l'[INSA de Lyon](#) ([MATEIS](#)).
- Les projets [NUGENIA](#) en cours d'élaboration permettent d'envisager la proposition de sujets de thèse ou de post-doctorats dès 2015. De plus, les études en cours sur le comportement mécanique d'une gaine hydrurée soumise à une transformation de phase dans le domaine  $\alpha + \beta$  du zirconium semble un sujet important tant à haute température qu'après une trempe.

#### *Participation à des jurys de thèse*

- Matthieu Le Saux (soutenue le 28 octobre 2008) : « Comportement et rupture de gaines en Zircaloy-4 détendues vierges, hydrurées ou irradiées en situation accidentelle de type RIA ».

- Vincent Busser (soutenu le 27 mars 2009) : « Mécanismes d'endommagement de la couche d'oxyde des gaines de crayons de combustible en situation accidentelle de type RIA ».
- Émilien Durif (soutenu le 25 mai 2012) : « Caractérisation du couplage mécano-électrochimique en pointe de fissure lors de la fissuration assistée par corrosion sous contrainte - cas du Zircaloy-4 en milieu aqueux halogéné ».

## Autres activités

Reviewer pour *Journal of Nuclear Materials*.

## 8.2 Publications

### 8.2.1 Articles dans des revues internationales avec comité de lecture

(1) J. Desquines, D. Plancq, C. Wielgosz. In-plane limit moment for an elbow. Lower-bound analytical solution and finite element processing by elastic compensation method, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 71, Issue 1, 29-34, April 1997.

(2) J. Desquines, B. Cazalis, C. Bernaudat, C. Poussard, X. Averty, P. Yvon, Mechanical Properties of Zircaloy-4 PWR Fuel Cladding with Burnup 54-64 MWd/kgU and Implications for RIA Behavior, *Journal of ASTM International*, Vol. 2, Issue 6, June 2005.

(3) V. Georgenthum, J. Desquines, V. Bessiron. Influence of Outer Zirconia Transient Cracking and Spalling on Thermomechanical Behaviour of High Burnup Fuel Rod Submitted to RIA, *Journal of Nuclear Science and Technology*, Vol. 43, Issue 9, 1089-1096, 2006.

(4) J. Papin, B. Cazalis, J.-M. Frizonnet, J. Desquines, F. Lemoine, V. Georgenthum, F. Lamare, M. Petit. Summary and interpretation of the CABRI REP-Na program, *Nuclear Technology*, 157(3):23, January 2007.

(5) B. Cazalis, J. Desquines, C. Poussard, M. Petit, Y. Monerie, C. Bernaudat, P. Yvon, X. Averty. The PROMETRA program: fuel cladding mechanical behavior under high strain rate, *Nuclear technology*, 157(3):215-229, January 2007.

- (6) V. Busser, J. Desquines, S. Fouquet, M.-C. Baietto, J.-P. Mardon. Modelling of Corrosion Induced Stresses during Zircaloy-4 Oxidation in Air, *Materials Science Forum - Material Science Forum*, January 2008.
- (7) V. Busser, M.-C. Baietto-Dubourg, J. Desquines, C. Duriez, J.-P. Mardon. Mechanical response of oxidized Zircaloy-4 cladding material submitted to a ring compression test, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 384, Issue 2, 87-95, 15 February 2009.
- (8) S. Fourgeaud, J. Desquines, M. Petit, C. Getrey, G. Sert. Mechanical characteristics of fuel rod claddings in transport conditions. *Packaging Transport Storage and Security of Radioactive Material*, 20(2):69-76, May 2009.
- (9) C. Duriez, S. Guilbert, A. Stern, C. Grandjean, L. Bělovský, J. Desquines. Characterization of oxygen distribution in LOCA situations, *Journal of ASTM International*, Vol. 8, Issue 2, February 2011.
- (10) J. Desquines, D.A. Koss, A.T. Motta, B. Cazalis, M. Petit. The issue of stress state during mechanical tests to assess cladding performance during a reactivity-initiated accident (RIA), *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 412, Issue 2, 250-267, 15 May 2011.
- (11) O. Zanellato, M. Preuss, J.Y. Buffiere, F. Ribeiro, A. Steuwer, J. Desquines, J. Andrieux, B. Krebs. Synchrotron diffraction study of dissolution and precipitation kinetics of hydrides in Zircaloy-4, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 420, Issues 1-3, 537-547, January 2012.
- (12) B. Krebs, J. Desquines, V. Busser, D. Drouan, O. Zanellato. Experimental characterization of Zircaloy-4 sheet deformation during combined hydriding and corrosion, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 435, Issues 1-3, 41-48, April 2013.
- (13) J. Desquines, D. Drouan, M. Billone, M.P. Puls, P. March, S. Fourgeaud, C. Getrey, V. Elbaz, M. Philippe. Influence of temperature and hydrogen content on stress-induced radial hydride precipitation in Zircaloy-4 cladding, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 453, 131-150, 2014.



## 8.2.2 Conférences internationales avec comité de lecture

(14) J. Desquines, C. Poette, Y. Lejail, B. Martelet. Limit Loads: Influence of hoop pressure terms in the case of a circumferentially cracked pipe under combined bending and pressure, 13 th SMIRT meeting, Porto Allegre, Brazil, August 1995.

(15) J. Desquines, C. Poette, B. Michel, C. Wielgosz, B. Martelet. Limit load of an axially cracked pipe under combined pressure bending and tension, ECF 11, Poitiers, France, January 1996.

(16) J. Desquines, D. Soria, A. Bassot, J.-L. Romero. Development and Validation of Stress Intensity Factors Under 2D Stress Gradients, 21st International Committee on Aeronautical Fatigue, June 2001.

(17) J. Desquines, V. Georghenthum, F. Lemoine, B. Cazalis. The fracture and spallation of zirconia layers in high burnup PWR fuel claddings submitted to RIA transients, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Beijing, China, August 2005.

(18) J. Desquines, V. Busser, F. Perales. 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 (SMiRT 18), Beijing, China, August 2005.

(19) B. Cazalis, C. Bernaudat, P. Yvon, J. Desquines, C. Poussard, X. Averty. 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 (SMiRT 18), Beijing, China, August 2005.

(20) M. Petit, V. Georghenthum, T. Sugiyama, M. Quecedo, J. Desquines. A Comparative Analysis of CABRI CIP0-1 and NSRR VA-2 Reactivity Initiated Accident tests – EUROSAFE 2007, Berlin (2007).

(21) V. Busser, J. Desquines, S. Fouquet, M.-C. Baietto, J.P. Mardon. Modeling corrosion induced stresses during Zircaloy-4 oxidation in air. Conference High Temperature Corrosion and Protection of Materials (HTCPM) 2008, Les Embiez, France, 18-23 Mai 2008.

(22) V. Busser, J. Desquines, C. Duriez, J.-P. Mardon, Zircaloy-4 cladding hydride reorientation under ring compression test conditions, Topfuel 2009, Paris, France, September 2009.

(23) J. Desquines, M. Petit, F. Arreghini, S. Ederli. Thermal creep behavior of irradiated Zircaloy-4 under storage pool deflooding accident conditions, Topfuel 2009, Paris, France, September 2009.

(24) S. Carassou, M. Le Saux, J.P. Pizzanelli, O. Rabouille, X. Averty, C. Poussard, B. Cazalis, J. Desquines, C. Bernaudat. Ductility and failure behavior of both unirradiated and irradiated Zircaloy-4 using plane strain tensile specimens, Nuclear Fuel Behaviour during Reactivity Initiated Accidents, [NEA/CSNI/R\(2010\)7](#).

(25) B. Krebs, J. Desquines, D. Drouan, S. Guilbert, C. Duriez, P. March. The combined influence of hydrogen and oxidation on fuel cladding mechanical behavior during simulated normal operations, Topfuel 2012, Manchester, UK, September 2012.

(26) J. Desquines, D. Drouan, P. March, S. Fourgeaud, C. Getrey, V. Elbaz, M. Philippe. Characterization of radial hydride precipitation in Zy-4 using "C"-Shaped samples, LWR Fuel Performance Meeting TopFuel 2013, Charlotte, North Carolina, September 2013.

### 8.2.3 Conférences nationales

(27) J. Desquines, B. Michel, C. Wielgosz, C. Poette, B. Martelet. Analyse limite d'un tuyau droit porteur d'un défaut circonférentiel sous chargement complexe, journées d'automne SF2M, 1996.

(28) J. Desquines, D. Bouchez, D. Thomas, P. Prétot, S. Rocher. Simulation numérique de la propagation en fatigue sur une plaque raidie, journées utilisateurs SAMTECH, Liège, Belgique, 15 Septembre 1998.

(29) J. Desquines, B. Brethes, S. Obadia, S. Mosset, A. Bassot, R. Krafft. Approche probabiliste dans les modèles de prévision de durée de vie, *Journal de physique IV*, 10 janvier 2000.

(30) V. Busser, M.-C. Baietto, J. Desquines, C. Duriez, J.-P. Mardon, Mécanismes d'endommagement de la couche d'oxyde des gaines de crayons de combustible en situation accidentelle de type RIA, Colloque 3M, INSTN Saclay, 4-5 Juin 2009.

(31) V. Busser, M.-C. Baietto, J. Desquines, C. Duriez, J.-P. Mardon. Mécanismes d'endommagement de la couche d'oxyde des gaines de crayons de combustible en situation accidentelle de type RIA, Matériaux & Techniques 99, 127–130, EDP Sciences, 2010. DOI: [10.1051/mattech/2010116](https://doi.org/10.1051/mattech/2010116).

# Bibliographie

[AIN84] [R.A. Ainsworth](#). The assessment of defects in structures of strain hardening materials, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, 633-642, 1984.

[ALA08] [A. Alam](#), C. Hellwig. Cladding tube deformation test for stress reorientation of hydrides, *Journal of ASTM International*, Vol. 5, n°2, 2008.

[ARS97] S. Arsène. Effet de la microstructure et de la température sur la transition ductile-fragile des zircaloy hydrurés, thèse de l'École centrale de Paris, 1997.

[BAG11] L. De Baglion. Comportement et endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L en fonction de l'environnement (vide, air, eau primaire REP) à 300°C, thèse de l'ENSMA, Poitiers, 2011.

[BAR09] P. Barberis, V. Rebeyrolle, J. J. Vermoyal, V. Chabretou, J. P. Vassault. CASTA DIVA: experiments and modeling of oxide induced deformation in nuclear component, Zirconium In the Nuclear Industry: Eleventh International Symposium, ASTM STP 1295, 319-337, 1996.

[BAU84] G. Baudin, M. Robert. Crack-growth life-time prediction, Proceedings of the 5th European Conference on Fracture, 779-792, 1984.

[BEL96] [T. Belytschko](#), Y. Krongauz, D. Organ, M. Fleming, R. Krysl. Meshless methods: An overview and recent developments, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 139, Issues 1-4, 3-47, 1996.

[BER95] [C. Bernaudat](#). Mechanical behaviour modelling of fractured nuclear fuel pellets, *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 156, Issue 3, 373-381, 1995.

[BLA96] [M. Blat](#), D. Noel. Detrimental role of hydrogen on the corrosion rate of zirconium alloys, Zirconium In the Nuclear Industry: Eleventh International Symposium, ASTM STP 1295, 319-337, 1996.

- [BLA09] M. Blat-Yrieix, A. Ambard, F. Foct, A. Miquet, S. Beguin, N. Cayet. Toward a better understanding of dimensional changes in Zircaloy-4: what is the impact induced by hydrides and oxide layer, *Journal of ASTM International*, Vol. 5, N°9, 2008.
- [BOS99] P. Bossis. Mécanismes de corrosion du Zircaloy-4 et de l'alliage Zr-1 %Nb en eau pressurisée hors et sous irradiation : rôle des interfaces, thèse de l'INPG, 1999.
- [BOS06] P. Bossis and al. Comparison of the high burn-up corrosion on M5 and low-tin Zircaloy-4, *Journal of ASTM International*, Vol. 3, N°1, 2006.
- [BOU08] V. Bouineau, A. Ambard, G. Bénier, D. Pêcheur, J. Godlewski, L. Fayette, T. Duverneix. A new model to predict the oxidation kinetics of zirconium alloys in a pressurized water reactor, *Journal of ASTM International*, Vol. 5, N°5, 2008.
- [BOU02] P. Bouffieux. Réorientation des hydrures – Synthèse des résultats acquis pour les gaines en Zircaloy-4 AFA-2G, rapport EDF, HT25-C2002-191/PB, 2002.
- [BOU10] B. Bourdilliau, F. Onimus, C. Cappelaere, V. Pivetaud, P. Bouffieux, V. Chabretou, A. Miquet. Impact of irradiation damage recovery during transportation on the subsequent room temperature tensile behavior of irradiated zirconium alloys, *Journal of ASTM International*, Vol. 7, n°9, 2010.
- [BRE89] J. Bree. Plastic deformation of a closed tube due to interaction of pressure stresses and cyclic thermal stresses, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 31, Issues 11–12, 865-892, 1989.
- [BUI74] H. D. Bui. Dual path independent integrals in the boundary-value problems of cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 6, Issue 2, 287-296, 1974.
- [BUS08] V. Busser, J. Desquines, S. Fouquet, M.-C. Baietto, J.-P. Mardon. Modelling of Corrosion Induced Stresses during Zircaloy-4 Oxidation in Air, *Materials Science Forum*, 2008.
- [BUS09A] V. Busser. Mécanismes d'endommagement de la couche d'oxyde des gaines de crayons de combustible en situation accidentelle de type RIA, thèse de l'INSA de Lyon, 2009.

[BUS09B] V. Busser, J. Desquines, C. Duriez, J.-P. Mardon. Zircaloy-4 cladding hydride reorientation under ring compression test conditions, Topfuel 2009, Paris, France, 09/2009.

[CAL74] R.C. Calladine. Limit analysis of curved tubes, *Journal of Mechanical Engineering Science*, Vol. 16 issue 2, 85–87, 1974.

[CAR73] G.J.C. Carpenter. The dilatational misfit of zirconium hydrides precipitated in zirconium, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 48, 264-266, 1973.

[CAS14] <http://www-cast3m.cea.fr/>

[CAZ05] B. Cazalis, C. Bernaudat, P. Yvon, J. Desquines, C. Poussard, X. Averty. The PROMETRA program: a reliable material database for highly irradiated Zircaloy-4, Zirlo TM and M5 TM fuel claddings, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Beijing, China, August 7-12, 2005.

[CAZ07] B. Cazalis, J. Desquines, C. Poussard, M. Petit, Y. Monerie, C. Bernaudat, P. Yvon, X. Averty. The PROMETRA program: fuel cladding mechanical behavior under high strain rate, *Nuclear Technology*, Vol. 157, 3, 215-229, 2007.

[CHARMET] J.-C. Charmet. Mécanique du solide et des matériaux - Élasticité-Plasticité-Rupture, cours de l'ESPCI.

[CHU00] H.M. Chung. Hydride related degradation of SNF cladding under repository conditions, ANL Report ANL-EBS-MD-000011, 2000.

[CHU04] H.M. Chung. Understanding hydride - and hydrogen-related processes in high-burnup cladding in spent-fuel-storage and accident situations, Proceedings of the 2004 International Meeting on LWR Fuel Performance, Orlando, Florida, September 19-22, paper 1064, 2004.

[CLU99] R.C. Mc Clung, B.H. Lawless, M. Gorelik, C. Date, Y. Gill, R.S. Piascik. Fatigue crack growth of titanium rotor alloys in vacuum and air, Edited by R.R. Boyer, D.Eylon and G.Lütjering - The Minerals, Metals & Materials Society, 1999.

[COL13] K. B. Colas, A. T. Motta, M. R. Daymond, J. D. Almer. Effect of thermo-mechanical cycling on zirconium hydride reorientation studied *in situ* with synchrotron X-ray diffraction, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 440, Issues 1–3, 586–595, 2013.

[COR06] R. Corran, M. Gorelik, D. Lehmann, S. Mosset. The Development of Anomaly Distributions for Machined Holes in Aircraft Engine Rotors, ASME Turbo Expo 2006: Power for Land, Sea, and Air - Volume 5: Marine; Microturbines and Small Turbomachinery; Oil and Gas Applications; Structures and Dynamics, Parts A and B - Barcelona, Spain, May 8–11, 2006.

[COS03] N. Cosme, B. Burgardt, D. Soria. Calculs de fissuration 3D : application a un composant de turbomachine, neuvièmes journées utilisateurs Samtech, 2-3 février 2005, <http://mecanique.in2p3.fr/JU-samtech/>.

[DAU05] R.S. Daum, S. Madjumdar, Y. Liu, M.C. Billone. Mechanical testing of high burnup Zircaloy-4 fuel claddings under conditions relevant to drying operations and dry-cask storage, Proceedings of the 2005 Water Reactor Fuel Performance Meeting, Kyoto, Japan, October 2-6 2005, paper 1051, 2005.

[DAU06] R.S. Daum, S. Madjumdar, Y. Liu, M.C. Billone. Radial-hydride embrittlement of high-burnup Zircaloy-4 cladding, *Journal of Nuclear Science and Technology*, Vol. 43, n°9, 1054–1067, 2006.

[DAV85] A. Davy. Modélisation de la fissuration en fatigue sous chargement d'amplitude variable, thèse de l'université technologique de Compiègne, 1985.

[DES96A] J. Desquines. Analyse limite et estimation simplifiée de l'intégrale de contour J pour les tuyaux droits fissurés, thèse réalisée pour le Laboratoire de génie civil de Nantes-Saint Nazaire, UMR 6183.

[DES96B] J. Desquines, B. Michel, C. Wielgosz, C. Poette, B. Martelet. Analyse limite d'un tuyau droit porteur d'un défaut circonférentiel sous chargement complexe, 3<sup>e</sup> conférence nationale sur l'intégrité des structures INSTRUC 3, Société française des mécaniciens, 27-28 novembre 1996, Paris, France, 11/1996.

[DES96C] J. Desquines, C. Poette, B. Michel, C. Wielgosz, B. Martelet. Limit load of an axially cracked pipe under combined pressure bending and tension, ECF 11, Poitiers, France, 01/1996.

[DES97] J. Desquines, D. Plancq, C. Wielgosz. In-plane limit moment for an elbow. Lower-bound analytical solution and finite element processing by elastic compensation method, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 71, Issue 1, 29-34, 1997.

[DES01] J. Desquines, D. Soria, A. Bassot, J.-L. Romero. Development and Validation of Stress Intensity Factors Under 2D Gradient Solutions, Proceedings of the Symposium International Committee on Aeronautical Fatigue, 805-808, International Committee on Aeronautical Fatigue, Symposium, 21st, International Committee on Aeronautical Fatigue, 2001.

[DES01B] J. Desquines. Étude bibliographique sur la ténacité du zircaloy-4, note technique IPSN DRS/SEMAR 01/87, 2001.

[DES01C] J. Desquines. Éléments de mise au point d'un critère de rupture sur gainage Zircaloy-4 irradié soumis à un RIA, note technique IPSN DRS/SEMAR 01/57, 2001.

[DES01D] J. Desquines. Valeur de l'intégrale J sur une gaine irradiée et fissurée de crayon combustible REP en zircaloy-4, note technique IPSN DRS/SEMAR 01/93, 2001.

[DES05] J. Desquines, B. Cazalis, C. Bernaudat, C. Poussard, X. Averty, P. Yvon. Mechanical Properties of Zircaloy-4 PWR Fuel Cladding with Burnup 54-64 MWd/kgU and Implications for RIA Behavior, *Journal of ASTM International*, Vol. 2, No. 6, 2005.

[DES05B] J. Desquines, V. Busser, F. Péralès. 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 (SMiRT 18), Beijing, China, August 7-12, 2005.

[DES05C] J. Desquines, V. Georghenthum, F. Lemoine, B. Cazalis. The fracture and spallation of zirconia layers in high burnup PWR fuel claddings submitted to RIA transients, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Beijing, China, August 7-12, 2005

[DES09] J. Desquines, M. Petit, F. Arreghini, S. Ederli. Thermal creep behavior of irradiated Zircaloy-4 under storage pool deflooding accident conditions, Topfuel 2009, Paris, France, 09/2009.



- [DES09B] J. Desquines. Propriétés des gainages dans le cadre de leur transport : Zircaloy-4, version 1.1, note technique IRSN, DPAM-SEMCA-2009-465.
- [DES11] J. Desquines, D. Koss, A.T. Motta, B. Cazalis, M. Petit. The issue of stress-state to assess cladding performance during a reactivity initiated accident, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 412, 250-267, 2011.
- [DES13] J. Desquines, D. Drouan, P. March, S. Fourgeaud, C. Getrey, V. Elbaz, M. Philippe. Characterization of radial hydride precipitation in Zy-4 using "C"-Shaped samples, LWR Fuel Performance Meeting TopFuel 2013, Charlotte, North Carolina; 09/2013.
- [DES14A] J. Desquines. Programme AXEL, rapport d'essais 2012-2013, note IRSN PSN-RES/SEREX-2013/00732, 2014.
- [DES14B] J. Desquines, D. Drouan, M. Billone, M.P. Puls, P. March, S. Fourgeaud, C. Getrey, V. Elbaz, M. Philippe. Influence of temperature and hydrogen content on stress-induced radial hydride precipitation in Zircaloy-4 cladding, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 453, 131–150, 2014.
- [DHO98] G. Dhondt. Automatic 3-D mode-I crack propagation calculations with finite elements, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 41, 739–757, 1998.
- [DOR13] S. Doriot, B. Verhaeghe, J. L. Béchade, D. Menut, D. Gilbon, J. P. Mardon, J. M. Cloué, A. Miquet, L. Legras. Microstructural evolution of M5™ alloy irradiated in PWR's up to high fluences. Comparison with other Zr base alloys. 17th International symposium "Zirconium in the Nuclear Industry", Hyderabad, India, February 3-7 2013.
- [DRU98] B. Drubay, S. Chapuliot et M.H. Lacire. A16. Guide pour l'analyse de la nocivité des défauts et la fuite avant rupture, rapport SEMT/LISN/RT/98-063/A (document interne).
- [DUR11] C. Duriez, S. Guilbert, A. Stern, C. Grandjean, L. Belovský, J. Desquines. Characterization of oxygen distribution in LOCA situations, *Journal of ASTM International*, Vol. 8, Issue 2, February 2011.

- [ELB71] [W. Elber](#). The significance of fatigue crack closure, ASTM STP 486, 230-242, 1971.
- [ESH56] J. D. Eshelby. The continuum theory of lattice defects, Solid State Physics, Vol. 3, Academic Press, 1956.
- [FAR87] [T. E. Farmer](#). F100 2nd Fan Disk bolthole crack propagation Ferris Wheel Test, AGARD Advisory Report 308, ISBN 92-835-0686-3, 159-206, 1992.
- [FEA67] [G. D. Fearnough](#), A. Cowan. The effect of hydrogen and strain rate on the "ductile-brittle" behaviour of zircaloy, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 22, Issue 2, 137-147, 1967.
- [FORTUNIER] R. Fortunier. Mécanismes physiques de la déformation, cours de l'École de Mines de Saint-Etienne.
- [FOU09] [S. Fourgeaud](#), J. Desquines, M. Petit, C. Getrey, G. Sert. Mechanical characteristics of fuel rod claddings in transport conditions. *Packaging Transport Storage and Security of Radioactive Material*, 20(2), 69-76, 2009.
- [FRE00] P. J. Frey and P.-L. George. Mesh Generation. Application to finite elements. Hermes Science Publishing Ltd 6, Fitzroy Square, London W1T 5DX, UK, 2000.
- [GAO08] [Z. Gao](#), G. Cai, L. Liang, Y. Le. Limit load solutions of thick-walled cylinders with fully circumferential cracks under combined internal pressure and axial tension. *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 238, 2155–2164, 2008.
- [GEO05] V. Georgenthum, J. Desquines, R. Arnaud. Study and Modelling of Zirconia Cracking and Spalling in High Burn-Up PWR Fuel Claddings Submitted to RIA Transients, Water Reactor Fuel Performance Meeting, Kyoto, Japan, October 2005.
- [GEO06] [V. Georgenthum](#), J. Desquines, V. Bessiron. Influence of Outer Zirconia Transient Cracking and Spalling on Thermomechanical Behaviour of High Burnup Fuel Rod Submitted to RIA, *Journal of Nuclear Science and Technology*, Vol. 43(9), 1089-1096, 2006.

[GEO08] V. Georghenthum, T. Sugiyama, Y. Udagawa, T. Fuketa, J. Desquines. Fracture mechanics approach for failure mode analysis in CABRI and NSRR RIA tests, 2008 Water reactor Fuel Performance Meeting, October 19-23, Seoul, Korea, 2008.

[GEO14] V. Georghenthum, A. Moal, O. Marchand. SCANAIR a transient fuel performance code Part two: Assessment of modelling capabilities. *Nuclear Engineering and Design*. Vol. 280, 172-180, 2014.

[GIF94] R.C. Gifkins. Grain-boundary participation in high-temperature deformation: An historical review, *Materials Characterization*, Vol. 32, Issue 2, 59-77, 1994.

[GRA06] S. Graff. Viscoplastic behavior of zirconium alloys in the temperatures range 20 C–400 C: characterization and modeling of strain ageing phenomena, thèse de l'École de Mines de Paris, 2006.

[GRA98] M. Grange. Fragilisation du Zircaloy-4 par l'hydrogène: comportement, mécanisme d'endommagement, interaction avec la couche d'oxyde, simulation numérique, thèse de l'École de Mines de Paris, 1998.

[GRA00A] M. Grange, J. Besson, E. Andrieu. Anisotropic behavior and rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets, *Metallurgical and Material Transactions A*, Vol. 31(3), 679-689, March 2000.

[GRA00B] M. Grange, J. Besson, E. Andrieu. An anisotropic Gurson type model to represent the ductile rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets, *International Journal of Fracture*, Vol. 105, 273-293, 2000.

[GRI21] A.A. Griffith. The phenomena of Rupture and flow in solids, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, Vol. 221, 163-198, 1921.

[GUR77] A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I yield criteria and flow rules for porous ductile media, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 99, 2-15, 1977.

[HEL12] A. Helloin de Ménibus. Formation de blisters d'hydrures et effet sur la rupture de gaines en Zircaloy-4 en conditions d'accident d'injection de réactivité, thèse de l'École nationale supérieure des Mines de Paris, 2012.

[HUT68] J.W. Hutchinson. Singular Behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, Issue 1, 13-31, 1968.

[HUT79A] J.W. Hutchinson. Recent progress in non-linear fracture mechanics, Proceedings on the seventh Canadian congress on applied mechanics, Sherbrooke, May 27-June 1st, 1979.

[HUT79B] J.W. Hutchinson. A course on non-linear fracture mechanics, Department of Solid Mechanics, The Technical University of Denmark.

[HUT82] J.W. Hutchinson. Crack-tip singularity fields in nonlinear fracture mechanics a survey of current status. *Advances in Fracture Research*, Vol. 6, Proceedings of the 5th Conference on fracture, 29 March - 3 April 1981, Cannes, Pergamon Press, 1982.

[ILI56] A. Iliouchine. Plasticité (déformations élastico-plastiques). Éditions Eyrolles, Paris, 1956.

[IRW57] G.R. Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, *Journal of applied mechanics*, Vol. 24, 361-364, 1957.

[IRW68] G.R. Irwin. Linear fracture mechanics, fracture transition and fracture control, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. I, 241-257, 1968.

[ITO04] K. Ito. Evaluation of irradiation effect on spent fuel cladding creep properties, 2004 International Meeting on LWR Fuel Performance, September 19-22, 2004.

[JAM86] P. Jamet. Analyse de la stabilité, calcul industriel du module de déchirure, Conférence IPSI: Mécanique de la rupture, méthodes numériques pour l'ingénieur, Paris 18-20 novembre 1986.

[KES01] R. L. Kesterson, S. J. King, R. J. Comstock. Impact of hydrogen on dimensional stability of fuel assembly, Proceedings Light Water Reactor Fuel Performance Conference, Park City, UT, USA, 2000.

[KON88] A.U. De Koning, G. Liefing. Analysis of crack opening behavior by application of discretized strip yield model, ASTM STP 982, 437-458, 1988.

[KRE12] B. Krebs, J. Desquines, D. Drouan, S. Guilbert, C. Duriez, P. March. The combined influence of hydrogen and oxidation on fuel cladding mechanical behavior during simulated normal operations, Topfuel 2012, Manchester, UK, 09/2012.

[KRE13] B. Krebs, J. Desquines, V. Busser, D. Drouan, O. Zanellato. Experimental characterization of Zircaloy-4 sheet deformation during combined hydriding and corrosion, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 435, Issues 1–3, 41-48, 2013.

[KUM81] V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih. An engineering approach of elastic plastic fracture mechanics, NP1931, Res. Pr. 1237-1, EPRI Report, 1981.

[KUM84] V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih. Advances in elastic plastic fracture mechanics, NP3607, Res. Pr. 1237-1, EPRI Report, 1984.

[KUM88] V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih. Elastic plastic fracture analysis of through wall and surface flaws in cylinders, NP5596, Res. Pr. 1237-5, EPRI Report, 1988.

[LEB96] J.-B. Leblond, G. Perrin. Introduction à la mécanique de la rupture ductile des métaux, cours de l'École Polytechnique, 1996.

[LEM01] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche. Mécanique des matériaux solides, Dunod, 2001.

[LES08] M. Le Saux. Comportement et rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu vierges, hydrurées ou irradiées en situation accidentelle, thèse de l'École de mines de Paris, 2008.

[LES10] M. Le Saux, J. Besson, S. Carassou, C. Poussard, X. Averty. Behavior and failure of uniformly hydrided Zircaloy-4 fuel claddings between 25°C and 480°C under various stress states, including RIA loading conditions, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 17, Issue 3, 683-700, 2010.

[MAR62] R.P. Marshall, M.R. Louthan. Tensile properties of Zircaloy with oriented hydrides", Proceedings of the USAEC symposium on Zirconium alloy development, Castlewood, Pleasanton, California, November 12-14, Vol. 1, 14-1, 1962.

[MCD80] P.E. MacDonald, S.L. Seiffert, Z.R. Martinson, R.K. Mac Cardell, D.E. Owen, S.K. Fukuda. Assessment of light water fuel damage during a reactivity initiated accident, *Nuclear Safety*, Vol. 21, 582-602, 1980.

[MCC03] R.C. Mc Clung. An executive update of the Turbine Rotor Material Design (TRMD) Program, 6th Annual FAA/Air Force/NASA/Navy Workshop on the application of probabilistic methods to gas turbine engines, March 18-20, 2003.

[MIA95] D. Miannay. Mécanique de la rupture, les éditions de physique, 1995.

[MIC98] B. Michel, D. Plancq. Lower bound limit load of a circumferentially cracked pipe under combined mechanical loading, *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 185, 23-31, 1998.

[MIL88A] A.G. Miller. Review of limit loads of structures containing defects, *International Journal of Pressure Vessels and Pipings*, Vol. 32, 197-327, 1988.

[MIL88B] I. Milne, R.A. Ainsworth, A.R. Dowling, A.T Stewart. Assessment of the integrity of structures containing defects, *International Journal of Pressure Vessels and Pipings*, Vol. 32, 3-104, 105-196, 1988.

[MOA14] A. Moal, V. Georgenthum. SCANAIR: A transient fuel performance code: Part One: General modelling description, *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 280, 150-171, 2014.

[MUR87] Y. Murakami. Stress intensity factors handbook, Pergamon Press, 1987.

[NEE14] A. Needleman. Some issues in cohesive surface modeling, *Procedia IUTAM* 10, 221, 246, 2014.

[NEW84A] J.R. Newman, I.S. Raju. Stress-Intensity factor equation in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads, NASA Report, NASA TM 85793, 1984.

[NEW84B] J.R. Newman. A crack opening stress equation for crack growth, *International Journal of Fracture*, Vol. 24, R131-135, 1984.

- [NOE14] L. Noels. Fracture mechanics, damage and fatigue, Non linear fracture mechanics: J-integral, cours de l'université de Liège.
- [O'D92] [N.P. O'Dowd](#), C. F. Shih. Two-Parameter Fracture Mechanics Theory and Applications, US-Navy Report, CDNSWC-SME-CR-1, 6-92 November 1992.
- [ONI03] F. Onimus. Approche expérimentale et modélisation micromécanique du comportement des alliages de zirconium irradiés, thèse de l'École centrale de Paris, 2003.
- [ONI04] [F. Onimus](#), I. Monnet, J.L. Béchade, C. Prioul, P. Pilvin. A statistical TEM investigation of dislocation channeling mechanism in neutron irradiated zirconium alloys, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 328, Issues 2–3, 165–179, 2004.
- [PAP96] J. Papin, M. Balourdet, F. Lemoine, J.-M. Frizonnet, F. Schmitz. French studies on high-burnup fuel transient behavior under RIA conditions, *Nuclear Safety*, Vol. 37, Issue 4, 289-327, 1996.
- [PAP07] [J. Papin](#), B. Cazalis, J.-M. Frizonnet, J. Desquines, F. Lemoine, V. Georgenthum, F. Lamare, M. Petit, Summary and interpretation of the CABRI REP-Na program, *Nuclear Technology*, 157(3), 2007.
- [PET74] R.E. Peterson. Stress Concentration Factors, New York: John Wiley & Sons, 1974.
- [PIL08] W.D. Pilkey, D. F. Pilkey. Peterson's Stress Concentration Factors, 3rd Edition, ISBN: 978-0-470-04824-5, 2008.
- [PIN92] A. Pineau. Propagation de fissures de fatigue – Les faits – Les mécanismes et les modèles, note de cours à l'école de Mines de Paris, 1992.
- [PLA97] D. Plancq. Étude élastique et analyse limite des piquages et des tés, thèse de l'université de Nantes, 1997.
- [PON97] [A.R.S. Pontar](#), K.F. Carter. Limit state solutions, based upon linear elastic solutions with a spatially varying elastic modulus, *Computer Methods Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 140, 237-258, 1997.

[PRA07] B. Prabel. Modélisation avec la method X-FEM de la propagation dynamique et de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier de cuve REP, thèse de l'INSA de Lyon, 2007.

[RAJ88] I. S. Raju, S. N. Atluri, and J. C. Newman. Stress-Intensity Factors for Small Surface and Corner Cracks in Plates, NASA Report, NASA TM 100599, 1988.

[RAY09] P. Raynaud. Crack growth through the thickness of thin-sheet hydride Zircaloy-4, Thesis on the Pennsylvania State Univeristy, 2009.

[RAC05] A. Racine, M. Bornert, C. Sainte Catherine, C. Cappelaere. Experimental investigation of strain, damage and failure of hydrided Zircaloy-4 with various hydride orientations, 18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18), Beijing, China, August 7-12, 2005.

[RAY09] P.A.C. Raynaud. Crack growth through the thickness of thin-sheet hydride Zircaloy-4, thèse de l'université de Pennsylvanie, 2009.

[RES97] RSE-M. Règles de surveillance en exploitation des matériels mécaniques des îlots nucléaires REP, Édition AFCEN, 1997.

[RIC68A] J.R. Rice. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *Journal of Applied Mechanics*, 379-386, 1968.

[RIC68B] J.R. Rice, G.F. Rosengren. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, Issue 1, 1-12, 1968.

[RUI08] J.-A. Ruiz-Sabariégo. Modèle incrémental de la prédiction de la durée de vie en fissuration par fatigue – traitement des cycles complexes anisothermes en fatigue oxydation, thèse du LMT Cachan, 2008.

[SAL83] J. Salençon. Calcul à la rupture et analyse limite, Presse de l'école nationale des Ponts et Chaussées, 1983.

[SAL93] J. Salençon. Yield design : a survey of the theory – Evaluation of global bearing capacities of structures, courses and lectures, n°332, Springer Verlag, 1993.



[SAL93] A. Salvetti, L. Lazzeri, A. Pieracci. An assessment of fatigue crack growth prediction models for aerospace structures, AGARD, paper presented at the 77th SMP Meeting, Bordeaux, 26/09-1/10, 1993.

[SAN04] M. Sander. Comparison of fatigue crack growth concepts with respect to interaction effects, European Conference of Fracture 15, Proceedings ECF 15, Stockholm, August 2004.

[SAN00] F. Sansoz. Propagation de petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le super alliage N18, thèse de doctorat de l'école des Mines de Paris, 22 Février 2000.

[SAR87] M. Sarfarazi, S.K. Ghosh. On the micromechanical theory of stress-induced cleavage micro-cracking in crystalline solids, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 27, n°2, 215-230, 1987.

[SCH87] J. Schijve. An evaluation of a fatigue crack growth prediction model for variable-amplitude loading (PREFFAS), Report of the Delft University of Technology, LR-537, 1987.

[SCH94] J. Schijve. Prediction of fatigue crack growth under flight-simulation loading with the modified corpus model, Report of the Delft University of Technology, LR-760, 1994.

[SHI81] C. F. Shih. Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 29, Issue 4, 305-326, 1981.

[SHI99] S.-Q. Sih, M.P. Puls. Fracture strength of hydride precipitates in Zr-2.5Nb alloys, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 275, 312-317, 1999.

[TAB75] D. Tabor. Surface Physics of materials, vol. II, Academic Press New York, 1975.

[TAD85] H. Tada, P. C. Paris, G.R. Irwin. Stress Analysis of Cracks Handbook, 2nd Edition, Paris Édition, 1985.

[TAN00] O. Tanneau. Développement d'une méthode de maillage pour le calcul de fissure en propagation et rupture, stage de DEA de Mécanique, université Pierre et Marie Curie (Paris VI), Avril-septembre 2000.

[TVE84] V. Tvergaard, A. Needleman. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, *Acta Metallurgica*, Vol. 32, Issue 1, 157-169, 1984.

[VAL10] S. Valance, J. Bertsch, A. Alam. Statistical analysis of hydride reorientation properties in Irradiated Zircaloy-2, *Journal of ASTM International*, Vol. 8, n°1, 2011.

[WAL70] K. Walker. The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminium. Effect of environment and complex load history on fatigue life, ASTM STP 462, 1-14, 1970.

[WES39] H.M. Westergaard. Bearing pressure and cracks, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 6, A49-A53, 1939.

[WIL57] M.L. Williams. On the stress distribution at the base of a stationary crack, *Journal of applied mechanics*, Vol. 24, 109-114, 1957.

[YAN04] R. Yang. Resolving our understanding of REP-Na 1, EPRI Reports, 1010958 & 1010959, September 2004.

[YUN85] F. Yunchang, D. Koss. The influence of multiaxial states of stress on the hydrogen embrittlement of zirconium alloy sheet, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, 675-685, April 1985.

[ZAN12] O. Zanellato, M. Preuss, J.Y. Buffiere, F. Ribeiro, A. Steuwer, J. Desquines, J. Andrieux, B. Krebs. Synchrotron diffraction study of dissolution and precipitation kinetics of hydrides in Zircaloy-4, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 420, Issues 1-3, 537-547, 2012.

[ZAR89] J. Zarka, J. Frelat, G. Inglebert, P. Kasmai-Navidi. A new approach in inelastic analysis of structures, imprimerie de l'École polytechnique 1989.

[ZHU12] X.-K. Zhu, J.A. Joyce. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 85, 1-46, 2012.

Imprimerie Copiver

20, avenue Édouard Herriot, 92350 Le Plessis-Robinson

Dépôt légal : mai 2018



Ce document a été imprimé avec des encres végétales et du papier issu de forêts gérées durablement.



Collection HDR

Mémoire d'habilitation à diriger des recherches

## **Contribution à l'analyse de la rupture des composants mécaniques polycristallins**

HDR de l'université Claude Bernard Lyon I  
soutenue le 30 janvier 2015

Par Jean DESQUINES,  
Laboratoire d'expérimentation en mécanique et matériaux (IRSN/PSN-RES/SEREX/LE2M)

L'Institut de radioprotection et de sûreté nucléaire (IRSN) est un organisme public d'expertise et de recherche pour la sûreté nucléaire et la radioprotection. Il intervient comme expert en appui aux autorités publiques. Il exerce également des missions de service public qui lui sont confiées par la réglementation. Il contribue notamment à la surveillance radiologique du territoire national et des travailleurs, à la gestion des situations d'urgence et à l'information du public. Il met son expertise à la disposition de partenaires et de clients français ou étrangers.

ISBN 978-2-9545237-4-3

### **Siège social**

31, avenue de la Division Leclerc

92260 Fontenay-aux-Roses

RCS Nanterre B 440 546 018

Téléphone +33 (0) 1 58 35 88 88

### **Courrier**

BP 17 - 92262 Fontenay-aux-Roses Cedex

Site internet [www.irsn.fr](http://www.irsn.fr)

**IRSN**  
INSTITUT  
DE RADIOPROTECTION  
ET DE SÛRETÉ NUCLÉAIRE