



**HAL**  
open science

## Endommagement et rupture des aciers : de la mini-éprouvette à la structure

Yazid Madi

► **To cite this version:**

Yazid Madi. Endommagement et rupture des aciers : de la mini-éprouvette à la structure. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris 13 - Sorbonne Paris Cité, 2019. tel-02441798

**HAL Id: tel-02441798**

**<https://hal.science/tel-02441798>**

Submitted on 16 Jan 2020

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# Habilitation à diriger des recherches

de l'Université Paris 13

**Spécialité : Sciences et ingénierie**

Endommagement et rupture des aciers : de la mini-éprouvette à la structure

Analysis of fracture: from sub-size specimens to full size structures

Soutenue par **Yazid MADI**  
le 07 06 2019

## COMPOSITION DU JURY :

M Mohamed HABOUSSI  
PR, Université Paris 13, Président

Mme Véronique DOQUET  
DR, Ecole Polytechnique, Rapporteur

M Jia LI  
PR, Université Paris 13, Rapporteur

M Benoît TANGUY  
Dr. Ing./HDR, CEA Saclay, Rapporteur

M Eric MAIRE  
DR, INSA LYON, Examineur

M Amine A BENZERGA  
PR, Texas A&M University, Examineur

M Jacques BESSON  
DR, MINES ParisTech, Examineur

M Benoît PANICAUD  
PR, UTT, Examineur



# Table des matières

<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>I Quelques réflexions sur l'étude expérimentale de l'endommagement et la rupture des structures</b>	<b>4</b>
1 <b>Classification et traitement des données</b>	<b>5</b>
2 <b>Mesures de déformations locales</b>	<b>7</b>
2.1 Caractérisation Optique des Déformations à l'Echelle Nanométrique . . . . .	7
2.2 Revisite de l'instrumentation d'un essai de traction . . . . .	9
2.3 Lien dureté-déformation : proposition d'une méthodologie pour évaluer l'intégrité en service des pipelines . . . . .	11
3 <b>Suivi de fissures : CRACKY</b>	<b>14</b>
4 <b>Les soudures</b>	<b>14</b>
4.1 Caractérisation du comportement mécanique d'une jonction soudée . . . . .	15
4.2 Étude de la nocivité des défauts dans les soudures : apport de la technique de tomographie X . . . . .	17
5 <b>Mécanismes de rupture et moyens d'observations</b>	<b>21</b>
6 <b>Instrumentation des essais sur structures</b>	<b>25</b>
<b>II Méthodologie de l'approche locale pour la rupture ductile anisotrope</b>	<b>30</b>
7 <b>Modélisation du comportement mécanique en présence d'anisotropie</b>	<b>31</b>
7.1 tôles laminées : Aluminium, Aciers de pipeline . . . . .	31
7.2 Comportement asymétrique : exemple du magnésium . . . . .	38
8 <b>Modèles pour décrire l'endommagement et la rupture</b>	<b>42</b>
9 <b>Proposition de modélisation de la rupture ductile en présence d'anisotropie</b>	<b>43</b>
10 <b>Mise en évidence de l'anisotropie de rupture à l'aide de la microtomographie X</b>	<b>47</b>
<b>III Pré-déformation et rupture</b>	<b>56</b>
11 <b>Effet de la prédéformation sur la ténacité</b>	<b>57</b>
12 <b>Effet de la prédéformation en fatigue</b>	<b>59</b>
<b>IV Perspectives</b>	<b>63</b>

13 Mini-Éprouvettes pour le suivi en Service des Structures Industrielles pour l'Énergie (MESSIE)	64
14 Protection par <i>cold spray</i> des réseaux en acier vis-à-vis des effets de l'hydrogène	66
15 Lien formation-recherche-innovation	68

# Introduction

Le choix de soutenir cette Habilitation à Diriger des Recherches auprès de l'université Paris 13 et du Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux (LSPM) entre en cohérence avec les activités de recherche que j'ai pu mener, notamment sur la mécanique expérimentale des matériaux métalliques et qui seront explicités par la suite. Des liens historiques forts existent avec le Centre des Matériaux MINES ParisTech auquel je suis associé pour la recherche, par exemple sur la thématique de fissuration assistée par l'environnement (thèse commune en cours), les méthodes d'homogénéisation numériques ou encore la plasticité cristalline.

La rédaction de cette habilitation à diriger des recherches a été pour moi une excellente opportunité de dresser le bilan des mes travaux de recherche et ainsi mieux valoriser mes acquis.

Dans l'enseignement d'abord, où j'ai tenu à maintenir une activité soutenue depuis l'obtention de mon agrégation en génie civil, qui m'a permis, dans l'enseignement supérieur, de faire rayonner la recherche auprès des élèves et de les faire bénéficier d'une expertise technique et méthodologique, de partenariats industriels et de mon réseau de contacts à l'international (échanges, stages...). J'ai toujours eu à cœur de tenir un rôle d'ambassadeur de la formation par la recherche. Depuis 2008, je suis intervenu dans l'enseignement supérieur tout au long du cycle ingénieur de l'EPF, autour de cours généraux (propriété des matériaux, vibration des structures, méthodes des éléments finis...) et de projets de recherche sur des thématiques d'ouverture. J'ai par exemple mis en place le Projet Personnel Recherche (exemples de sujet PPR : puces ADN, cellules souches, contrôle d'ordinateur par la pensée...) et le projet *Virtual Testing* à l'EPF. Par ailleurs, j'ai tenu à participer à l'encadrement de 8 thèses soutenues, avec une thèse en cours sur la thématique de la transférabilité mini-épreuve/structure. J'ai également encadré de nombreux stages de masters (PFE EPF, MAGIS) et mastères (DMS). Un résumé de mon expérience d'enseignement figure dans mon CV en annexe de ce document. J'aspire aujourd'hui à poursuivre cette dynamique en m'impliquant tant dans l'enseignement du cycle ingénieur que dans l'enseignement spécialisé, comme détaillé dans mes perspectives (section 15).

En ce qui concerne la recherche, mes travaux ont toujours été motivés par mon vif intérêt pour les domaines du transport et de l'énergie. J'attache une importance particulière à la durabilité et la sécurité des structures industrielles depuis que j'ai commencé ma carrière de chercheur au CEA, sur la fatigue des joints soudés, il y a 18 ans. J'ai développé, au fil des années, une expertise dans le domaine de l'endommagement et de la rupture en service des structures industrielles. J'ai acquis ce savoir-faire par le biais de méthodes expérimentales de pointe, à différentes échelles, pour comprendre les mécanismes physiques tout en favorisant un lien très étroit avec la simulation numérique. J'ai mené ces travaux dans une démarche « d'approche locale de la rupture » héritée du Centre des Matériaux. J'ai travaillé en étroite collaboration avec les équipes MIMEX et SIMS, dans un environnement stimulant et exigeant porté par la recherche, la formation et la valorisation des résultats de la recherche. Mes travaux ont été conduits en partenariat avec des chercheurs académiques et industriels internationaux. Ils ont fait l'objet de nombreuses publications et communications scientifiques internationales, et ont été valorisés par des brevets/déclarations d'invention et récompensés par deux distinctions (prix T.A. Jaeger par la IASMIRT, prix coup de cœur Open Innovation GRTgaz). Les détails sont consultables dans mon CV.

J'ai toujours veillé à donner une dimension internationale à mon travail, pour l'enseignement comme pour la recherche. J'ai tissé des liens forts lors de nombreux séjours dans des institutions étrangères reconnues (Université Texas A&M - USA, Académie des Sciences à Brno - Tchéquie, Université de Kyoto - Japon et Université de Cassino - Italie), qui me permettent de mettre en place des échanges d'étudiants, de participer avec eux à des *summer schools*, d'accueillir des professeurs invités et nouer ainsi des collaborations pérennes.

Dans le cadre de ma mission de conseiller scientifique (5 ans au Conseil scientifique de l'EPF), j'ai participé à mettre en place la stratégie et la gouvernance d'une recherche autofinancée à l'Ecole. Cela s'est notamment concrétisé, dans le pôle mécanique de recherche ERMESS (Équipe de Recherche en Mécanique et Sécurité des Structures), par le développement de partenariats industriels qui ont permis la création d'un poste d'ingénieurs d'études et de recherche financé intégralement par les contrats avec des acteurs clés du secteur de l'énergie : TOTAL, Air Liquide, SAIPEM, ENGIE et GRTgaz (la liste des projets est disponible dans mon CV).

Ce manuscrit détaille les projets scientifiques que je porte aujourd'hui. Il commence par quelques réflexions sur l'étude expérimentale de l'endommagement et la rupture des structures (**chapitre I**), avec une focalisation sur les outils et méthodes. J'ai fait le choix de détailler cette partie, qui est le fruit d'une longue expérience dans la réalisation d'essais mécaniques. Une première analyse est présentée sur la classification et le traitement des données (section 1). La mesure des déformations est ensuite abordée à différents échelles (section 2). La réalisation d'essais de fissuration est abordée par le développement d'un prototype de suivi de fissures (section 3). Notre discussion porte ensuite sur la caractérisation des soudures (section 4). L'analyse des mécanismes de rupture en présence d'endommagement passe de plus en plus par une caractérisation micro-structurale 3D, notamment pour certains matériaux ou chargements complexes. L'apport de la micro-tomographie aux rayons X est ainsi abordé (section 5) sous l'angle de la quantification de l'endommagement et du besoin de définir des protocoles standardisés pour parvenir à promouvoir cette technique vers l'industrie. Une discussion est enfin proposée sur l'instrumentation des essais sur structures (section 6).

L'objet du **chapitre II** est de présenter la méthodologie de *l'approche dite locale* appliquée à l'anisotropie, qui fait référence ici à la fois au processus de déformation lié à la plasticité anisotrope et également au processus de rupture anisotrope que nous retrouvons dans certaines structures. Il est important de souligner que cette approche micro-mécanique ne s'oppose pas à *l'approche dite globale* de la rupture. L'utilisation de l'approche globale est généralement privilégiée compte-tenu de la simplicité de sa mise en œuvre, notamment lorsqu'il s'agit de prévoir la stabilité ou l'instabilité de la propagation d'une fissure (analyses de type Failure Assessment Diagram (FAD) ou Crack-Driving Force (CDF) par exemple). Ces deux approches sont complémentaires mais possèdent chacune un champ d'action spécifique. L'approche locale devient donc nécessaire lorsque l'approche globale a atteint ses limites de validité. C'est le cas dès lors que la plasticité est étendue et/ou en présence d'une forte anisotropie de rupture. La première partie de ce chapitre (section 7) est consacrée aux travaux réalisés dans la recherche de critères de plasticité adaptés au comportement anisotrope observés : (i) sur des tôles laminées présentant des mécanismes de déformation de type glissement-symétrique (alliages

d'aluminium pour les applications aéronautiques et spatiales et aciers pour les pipelines servant au transport d'énergie, section 7.1), (ii) sur l'alliage de magnésium présentant en plus des mécanismes de déformation de type maclage-asymétrique, section 7.2. L'alliage de magnésium, du fait de sa faible densité, est un candidat potentiel pour remplacer différents éléments de structures (notamment dans l'aéronautique et l'automobile). La seconde partie dresse un état de l'art succinct des principaux modèles de rupture (section 8). La troisième partie de ce chapitre est alors consacrée à la recherche de critères de rupture pour décrire la rupture anisotrope d'aciers de pipeline (section 9). Une mise en évidence de l'anisotropie de rupture sur un acier moderne X100 est enfin proposée à l'aide de la technique de tomographie X (section 10).

Le **chapitre III** est consacré à l'influence de la prédéformation sur la rupture. Une évaluation de ses effets est discutée avec une focalisation sur les propriétés de rupture en chargement monotone et en fatigue. L'effet de prédéformation sur la ténacité est particulièrement important sur les aciers de nuance moderne et de grade très élevé (X100 par exemple) qui ont une capacité d'écroutissage avant striction beaucoup plus faible. Il se manifeste généralement pas une baisse des propriétés de ductilité et de ténacité. Les travaux bibliographiques décrivant l'effet de la prédéformation sur la ténacité sont présentés (section 11). Nos résultats sont alors discutés à la section 11. Les travaux bibliographiques en fatigue (section 12) montrent que l'influence dépend à la fois du matériau (alliages d'aluminium, titane, aciers fortement alliés, aciers austénitiques,...) et du domaine de fatigue (grand nombre de cycles ou oligocyclique). Nos travaux en fatigue portent sur deux aciers de pipeline (X70 et L245MB, section 12). L'effet des faibles niveaux de déformation est étudié sur l'amorçage et la propagation. Une approche éprouvette/structure est décrite ainsi qu'une approche simplifiée sur maquette. Enfin, l'effet des forts niveaux de prédéformation est étudié sur l'amorçage et sur la propagation en fatigue par l'utilisation d'une protocole spécifique pour atteindre des niveaux de préchargement de l'ordre de 80%.

Aujourd'hui, j'envisage de poursuivre ma carrière au sein du pôle MIMEX du Centre des Matériaux MINES ParisTech pour mener mes projets de recherche, que j'explicité dans mon projet scientifique (**chapitre IV**). Je souhaite ainsi orienter ma thématique de recherche vers des défis d'avenir autour de la transition énergétique, avec deux sujets majeurs axés sur la préparation du réseau gazier au transport de l'hydrogène. D'une part, le suivi en service des structures industrielles pour en améliorer la durée de vie (dépôt ANR chaire industrielle) et d'autre part, la protection des réseaux (financement remporté au sein du challenge Open Innovation GRT-Gaz pour la solution de protection des réseaux par *cold spray*). Enfin, je souhaiterais vivement renforcer et approfondir la collaboration entre le Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux et le Centre des Matériaux. En effet, l'expertise du LSPM autour de la modélisation en environnement hydrogène (lois de diffusion, fragilisation,...) m'intéresse particulièrement et pourrait donner naissance à des collaborations fructueuses dans le cadre de ce projet de recherche.

Une sélection des 5 articles suivants est jointe à ce document : [Madi et al., 2004a], [Shinohara et al., 2016], [Soret et al., 2017], [Kondori et al., 2018], [Marae Djouda et al., 2019].



Première partie

# Quelques réflexions sur l'étude expérimentale de l'endommagement et la rupture des structures

## Résumé

L'analyse de l'endommagement et la rupture des structures nécessite un certain nombre d'outils et méthodes que nous discutons dans cette partie. Cela commence par une réflexion sur la classification et le traitement des données d'essais avec le développement d'une suite de programmes informatiques rassemblée sous l'acronyme DATMECHA (section 1). La mesure des déformations est ensuite abordée à différentes échelles : i) par le dépôt de nanoparticules pour la caractérisation des déformations nanométriques (section 2.1), ii) par l'examen critique de l'instrumentation d'un essai de traction afin d'accéder à la contraction diamétrale de striction (section 2.2), iii) par le développement d'une méthodologie pour évaluer les déformations en service par mesure de dureté (section 2.3). La réalisation d'essais de fissuration est ensuite abordée par le développement d'un prototype de suivi de fissures (premiers résultats présentés en section 3). Notre discussion porte ensuite sur la caractérisation des soudures selon les deux volets suivants : i) caractérisation du comportement mécanique et de la rupture des soudures (section 4.1), ii) prise en compte des défauts dans les soudures *via* l'utilisation de la technique de tomographie X d'imagerie 3D (section 4.2). L'analyse des mécanismes de rupture en présence d'endommagement passe de plus en plus par une caractérisation micro-structurale 3D notamment pour certains matériaux ou chargements complexes. L'apport de la micro-tomographie par rayons X est ensuite abordé en section 5 sous l'angle de la quantification de l'endommagement et du besoin de définir des protocoles standardisés pour arriver à promouvoir cette technique vers l'industrie. Une discussion est enfin abordée sur l'instrumentation des essais sur structures en section 6.

# 1 Classification et traitement des données

L'étude du comportement mécanique des matériaux induit la production de nombreuses données d'essais. Ces données brutes sont générées selon différents formats (fonction des machines d'essais) et l'exploitation de ces données nécessite souvent des traitements génériques, voire spécifiques, que nous pouvons résumer comme suit :

- traitement des données brutes par un traitement du signal (filtrage, décalage ou suppression d'une partie des données non pertinente, changement de valeurs, etc);
- traitement spécifique à un type d'essai afin d'obtenir des données physiques (contraintes, déformations, températures, etc.) avec génération de fichier résultats selon un format bien défini et/ou tableaux de synthèse qui sont généralement des données d'entrée pour l'identification des paramètres d'un modèle mécanique ou physique.

On constate, en règle générale, que les données brutes d'essais ainsi que l'historique des traitements ne sont généralement pas sauvegardés. La classification pose également un problème lorsqu'il s'agit de gérer une campagne expérimentale importante induite par la variabilité des matériaux, voire des nuances associées, des types d'essais et des paramètres d'études (température, vitesse, environnement, etc). Pour améliorer le dialogue expérimentation-simulation, il nous a paru important de réfléchir à la classification et au traitement des données produites. Une suite de programmes informatiques informatiques, que nous avons rassemblé sous l'acronyme DATMECHA (DATAbase for processing of MECHANical tests), a été développée<sup>1</sup> en langage python pour permettre d'organiser et de traiter des bases d'essais mécaniques. Son utilité peut être résumée comme suit :

- pérennisation des données expérimentales avec sauvegarde des données brutes ;
- standardisation du traitement des données expérimentales (traitement homogène et cohérent) : possibilité de rejouer les traitements avec sauvegarde de l'historique des paramètres, données de sortie homogènes même si l'origine des données d'entrée est différente ;
- possibilité à terme d'automatiser l'identification de lois de comportement.

Le schéma de programmation adopté pour le développement de l'outil s'est inspiré des mécanismes déjà existant dans Z-set ([Foerch et al., 1997]) bien que le langage choisi soit différent : i) forte factorisation des tâches à l'aide des mécanismes d'héritage notamment, ii) possibilité de création abstraite d'objets (Abstract Object Factory) de sorte que les nouvelles classes d'objets soient reconnues par le reste du code sans l'affecter et sans être explicitement nommées. L'organisation d'une campagne d'essai est standardisée : i) attribution d'un numéro d'identification (ID) unique par essai, ii) stockage d'un essai et des traitements associés dans un répertoire dont le nom est explicite, iii) un fichier « maître (master) » ASCII du nom de `database.txt` décrit explicitement la base et les traitements pour chaque essai, iv) les fichiers sources « Raw » (`.dat`) ne doivent pas être modifiés. Voici un exemple de structure du fichier maître `database.txt` :

```
1 $incode MAT_TYPE_DIR_TEMP_ID
2 $outcode TEMP
3 $idlength 5
4 ##### +20C
5 T30-3_ST_L_P20_E00001.dat 10=30. L0=34. r0=3. Factor=Iforce:1000.
6 @charpy.txt
```

La première ligne décrit le format de nom de la base d'essais : TYPE et ID sont

---

1. Une déclaration d'invention a été déposée en 2018 à ce sujet

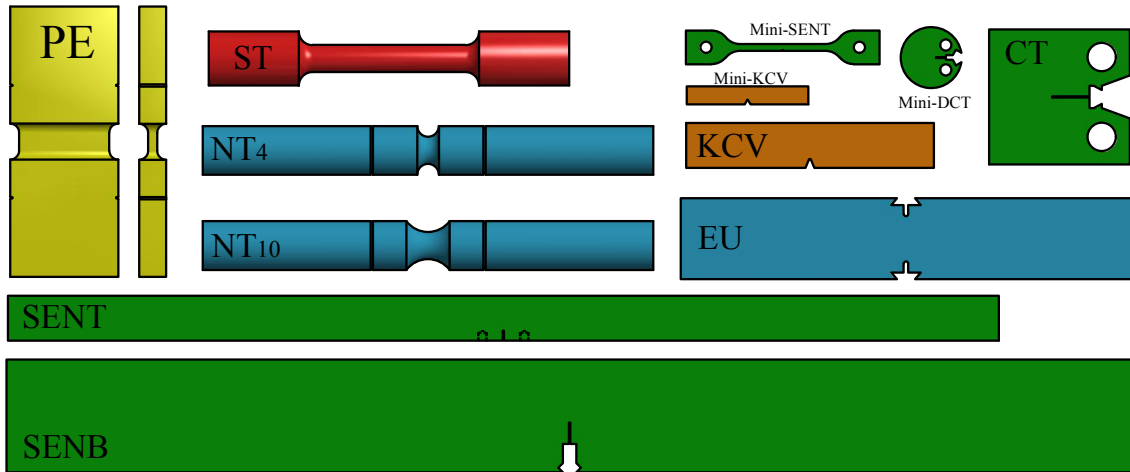


FIGURE 1 – Géométries des éprouvettes : Traction simple axisymétrique (ST) en rouge, Traction entaillée axisymétrique (NT) ou plate (EU) en bleu, Déformation plane (PE) en jaune, Charpy (KCV, mini-KCV) en orange, Eprouvette fissurée de ténacité en version standard (CT, SENT et SENB) ou mini (Mini-SENT, Mini-DCT) en vert.

obligatoires. La deuxième ligne décrit comment est sauvegardée la base. Dans cet exemple, la température est choisie comme répertoire primaire de classement (exemple : P20/T30-3.ST.L.P20.E00001 pour classer un essai à température ambiante). La troisième ligne indique le nombre de chiffres choisi pour l'ID. Les commentaires sont autorisés ligne 4 (caractère # en début de ligne). Un exemple de traitement est décrit ligne 5 (Matériau : T30-3, Type d'essai : ST traction lisse, direction de traction : L, Température : P20 +20°C, Identification : E00001) avec les arguments de traitement pour cet essai (10, L0, r0, Factor). Enfin, la ligne 6 montre la possibilité d'ajouter de manière récursive d'autres fichiers de traitement (utile lorsque le fichier maître est trop long). A ce niveau là, un mécanisme d'importation de plugin local (via une commande \$import) permet d'ajouter le traitement de nouveaux essais spécifiques à l'utilisateur (opération permise du fait de la présence du mécanisme d'Object Factory).

Actuellement, cette suite de programme permet le traitement de façon standardisée des essais suivants (géométries présentées en Figure 1) :

- essai de traction simple (ST) : version standard avec un ou deux extensomètres mécaniques ou version couplée avec utilisation de caméras pour suivre la contraction diamétrale (cf. section 2.2) ;
- essai de traction entaillée (NT) : avec instrumentation associée (extensométrie mécanique et/ou extensométrie sans contact). La notation  $NT_{\chi}$  est utilisée pour distinguer les différentes géométries (en fait différents rayons d'entailles  $R$ ),  $\chi = 10 \times R/\Phi_0$  avec  $\Phi_0$  le diamètre de la section minimale. Notons qu'un usinage d'entailles est systématiquement effectué pour accueillir l'extensomètre mécanique afin de positionner l'extensomètre toujours à la même position initiale et permettre une vérification simple de la rigidité en début d'essai ;
- essai de traction en déformation plane (PE) ;
- essai de résilience Charpy (KCV ou Mini-KCV) : exploitation des données brutes issues de mouton Charpy instrumenté ;
- essai de ténacité selon différentes géométries : CT (Compact Tensile), SENT (Single Edge Notched Tensile), SENB (Single Edge Notched Bending). La méthode de décharge partielle de détermination de la courbe de résistance à la propagation est implémentée. Des versions mini-éprouvettes de type Mini-DCT et Mini-SENT sont également disponibles.

## 2 Mesures de déformations locales

### 2.1 Caractérisation Optique des Déformations à l'Echelle Nanométrique

La mesure des déformations de la microstructure est importante pour l'étude des propriétés et le contrôle des structures. Dans le cadre de la thèse de Joseph Maraë-Djouda, [Maraë Djouda, 2016]<sup>2</sup>, nous avons proposé deux approches nouvelles de caractérisation de déformations nanométriques. Elles utilisent des nanoparticules (NPs) d'or déposées à la surface des matériaux.

Dans la première approche, les réseaux de NPs sont déposés par lithographie électronique. Lors d'essais de traction uniaxiale dans un microscope électronique à balayage les images prises à des chargements successifs permettent de suivre le déplacement de NPs qui jouent le rôle de nanojauge. L'analyse des champs cinématiques obtenus à partir des images MEB révèle des phénomènes de plasticité au sein de la microstructure et les hétérogénéités de déformation. La méthode a été appliquée aux aciers inoxydables austénitiques et duplex austénoferritiques. Elle a été couplée à la technique de diffraction des électrons rétrodiffusés. Les mécanismes locaux de déformation ont été mis en évidence. La Figure 2 montre le principe appliqué à l'acier inoxydable 316L. Dans cet exemple, un réseau de NPs d'or de 200 nm de diamètre a été déposé à la surface de l'échantillon sur une zone de dimensions  $15,4\mu\text{m} \times 13,4\mu\text{m}$ . Leur hauteur est de 50 nm tandis que la distance inter-particulaire est constante dans les deux directions et est égale à 400 nm de centre à centre. L'éprouvette sur laquelle a été déposée le réseau est une barre de 40 mm de long, 5 mm de large et 0,5 mm d'épaisseur. Cette technique offre d'autres perspectives intéressantes pour l'étude des mécanismes de déformation dans certaines zones difficiles à étudier ([Badji et al., 2008, Ma et al., 2012, Badji et al., 2013]) : zone affectée thermiquement de soudures dont la largeur est très petite, étude des effets de texture de matériaux qui présentent un comportement anisotrope particulièrement présent à une échelle petite dans certaines soudures, hétérogénéités locales à la surface des polycristaux, à l'échelle des grains des alliages à mémoire de forme (AFM) ou des couches minces... Elle permet également de compléter d'autres techniques d'investigation telles que les techniques d'impression de réseaux ordonnés ou désordonnés pour le suivi des déformations (cf. [Doquet and Barkia, 2016, Yang et al., 2016] pour le dépôt de grilles, par exemple).

Dans la seconde approche, nous essayons de tirer parti des propriétés optiques des NPs afin de suivre l'évolution de déformations à la surface des matériaux, il s'agit là d'aller vers un nouveau domaine d'étude, la "*plasmomécanique*", dont les principes ont été exposés dans l'article [Maurer et al., 2015]. Les NPs supportent un plasmon localisé de surface dont la résonance est fonction de la taille, de la forme des NPs et de l'indice optique du milieu environnant. Sa position spectrale dépend aussi de la distance inter-NPs. Les développements dans le cadre de la thèse de Joseph Maraë-Djouda ont été limités à des polymères (cf. Figure 3 pour le principe). Un dispositif permettant de réaliser les mesures d'extinction optique au cours de la traction a été développé. Les premiers essais constituent la preuve expérimentale de ce concept.

L'ensemble des développements proposés ont fait l'objet des publications suivantes : [Nicolas et al., 2015], [Lemineur et al., 2016], [Gontier et al., 2017], [Maraë-Djouda et al., 2017], [Mahi et al., 2017], [Maraë Djouda et al., 2017], [Maraë Djouda et al., 2019], [Maraë-Djouda et al., 2019].

---

2. Les références bibliographiques avec une contribution de notre part sont mises en évidence par des caractères gras.

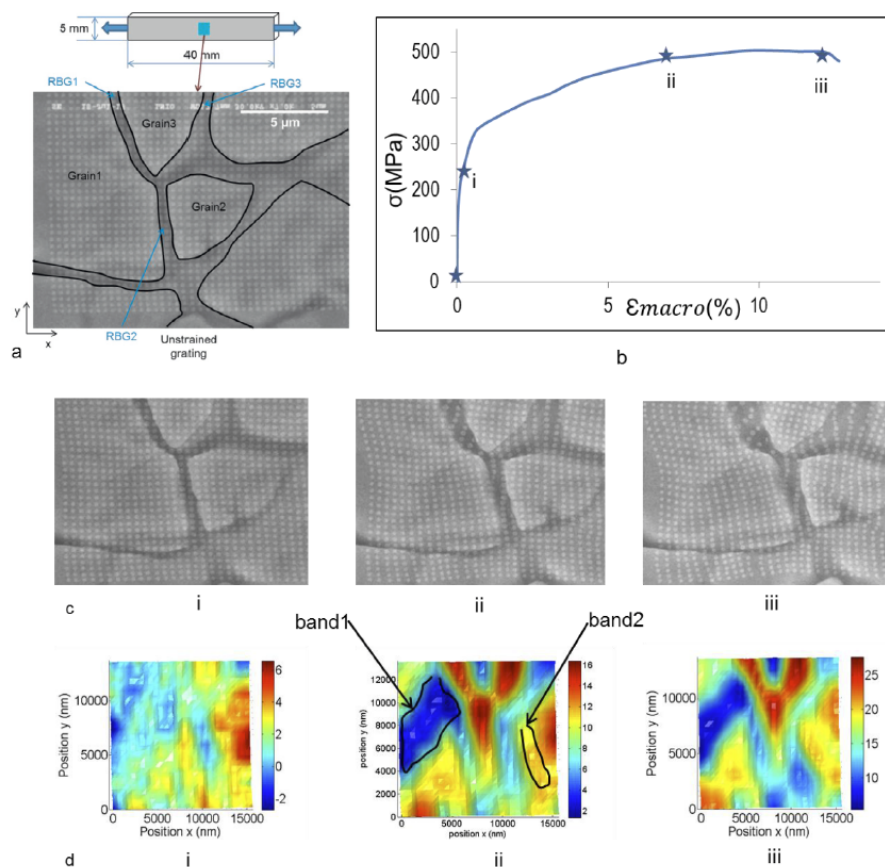


FIGURE 2 – Présentation des différentes étapes de la méthode. Tout d’abord, (a) un réseau de NPs d’or est déposée sur l’échantillon, une image MEB permet d’identifier les grains et les régions entre les grains (RBG). Pendant l’essai de traction (b), des images MEB sont enregistrées pour différentes valeurs de la charge (c) permettant de déduire le champ de déplacement des positions de NPs par reconnaissance de formes ([Ballard, 1981]). Les champs de déformation comme la composante  $\varepsilon_{xx}$  de traction (d) peuvent être représentés.

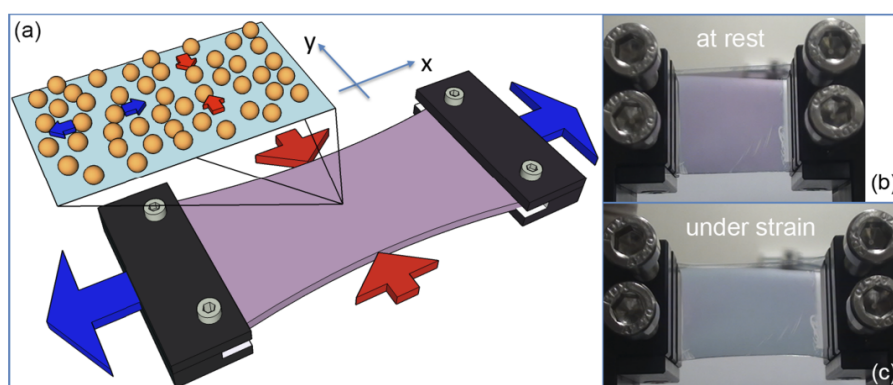


FIGURE 3 – (a) Dispositif expérimental utilisé pour effectuer un essai de traction sur une bande PDMS recouverte d’une seule couche de nanoparticules d’or. En étirant la bande, la distance moyenne entre les nanoparticules devient plus grande dans le sens de l’étirement et plus courte dans le sens perpendiculaire. L’étirement s’accompagne d’un changement de couleur remarquable du violet-rouge (b) au bleu-violet (c). Les images ont été acquises à l’aide d’un polariseur, monté sur une caméra, avec une direction de polarisation perpendiculaire à la contrainte appliquée, [Cataldi et al., 2014].

## 2.2 Revisite de l'instrumentation d'un essai de traction

Une méthode de caractérisation classique d'un matériau consiste à réaliser selon une ou plusieurs directions un essai de traction simple lors duquel on mesure l'allongement de l'éprouvette à l'aide d'un extensomètre axial ainsi que la force de traction appliquée. On peut alors en déduire la courbe caractéristique conventionnelle contrainte (Force divisée par la section utile de l'éprouvette) en fonction de la déformation (Allongement de l'extensomètre rapporté à sa longueur initiale). Un tel essai n'est généralement exploitable que jusqu'à l'allongement uniforme, c'est-à-dire avant striction. En effet, la mesure est ensuite influencée par la position relative de la zone de striction par rapport aux fixations de l'extensomètre. Afin de pouvoir disposer de mesures plus représentatives lors d'un tel essai de traction, il a été mis au point une technique de mesure sans contact pour caractériser de façon simple et précise la zone de striction.

**Méthodologie :** La Figure 4-a) schématise l'installation dans le cadre d'une prise de vue avec deux caméras (matériau anisotrope, axe de traction selon la direction  $x$ ). Une acquisition en continu est réalisée pour enregistrer de manière synchrone la force, le déplacement machine ainsi que les images de la zone utile de l'éprouvette. Les Figures 4-b) et -c) représentent respectivement en niveau de gris, pour une prise de vue, l'image de référence ainsi que l'image déformée. La Figure 4-d) représente la binarisation de l'image comme suite à l'opération de segmentation (opération de seuillage des pixels en fonction de leur intensité). La Figure 4-e) montre enfin l'étape de détection des contours de l'éprouvette, la dimension de la zone de striction étant la plus petite distance d'un contour à l'autre de l'éprouvette sur l'image. Cette méthodologie a également été proposée par [Tu et al., 2018] dans de récents travaux pour réaliser des essais en température. Les auteurs utilisent un système de miroir pour accéder à deux plans orthogonaux en utilisant une seule caméra. L'optimisation de la pleine échelle de mesure de la caméra peut présenter une limite lorsqu'on s'intéresse à de faibles niveaux de déformation.

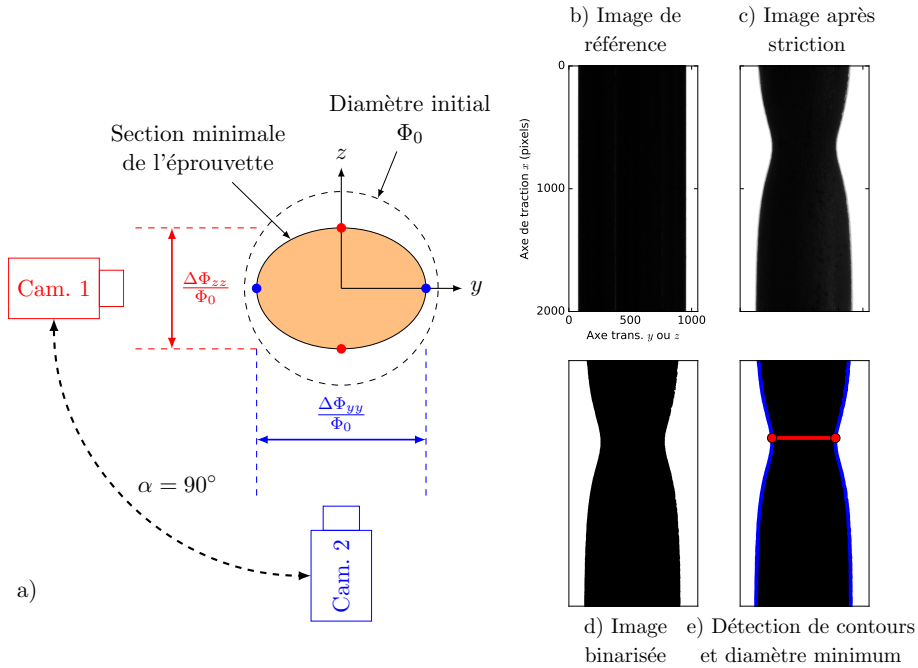


FIGURE 4 – Principe des mesures radiales sans contact pour suivre la striction de l'éprouvette : a) schématisation de l'installation dans le cadre d'une prise de vue avec deux caméras b) image de référence (plans  $xy$  ou  $xz$ ), c) image après striction, d) image binarisée, e) détection des contours et du diamètre minimum.

**Incertitudes :** La précision de la mesure est d'environ  $2\delta\Phi/\Phi_0$  avec  $\delta\Phi = \pm 2$  pixels. Dans l'exemple de la Figure 4-b),  $\Phi_0 = 864$  pixels, ce qui correspond à une incertitude de  $\pm 0,2\%$ . Cette précision est évidemment insuffisante pour les faibles niveaux de déformation mais ne pose aucun problème pour évaluer de manière quantitative le comportement ductile au-delà de quelques pourcent de déformation. Pour améliorer la précision pour les faibles niveaux de déformation, il est possible de calculer une déformation moyenne en intégrant l'ensemble des mesures de diamètre dans la zone utile avant striction : dans l'exemple de la Figure 4-b),  $n$  valeurs sont typiquement exploitables sur la zone utile (ici  $n = 2000$ ), l'incertitude sur la moyenne est alors améliorée de  $1/\sqrt{2000} \approx 1/45$ , soit une incertitude sur la déformation qui baisse à  $\pm 0,005\%$ , ce qui améliore considérablement la précision. Cette procédure de régularisation statistique par la moyenne ne peut cependant pas être appliquée après striction ou pour une éprouvette entaillée. Dans ce cas, nous avons réduit l'incertitude de mesure en travaillant directement sur l'image (suppression de la phase 3 de binarisation) grâce à une interpolation par splines des niveaux de gris. La Figure 5 montre l'évaluation de l'incertitude de mesure selon la méthodologie de traitement sur un exemple de traction lisse (partie linéaire). Quatre cas sont présentés : i) la Figure 5-a) présente les deux cas (binarisation ou interpolation) avec régularisation par la moyenne de la distance entre les deux contours, ii) la Figure 5-b) présente les deux mêmes cas avec extraction de la distance minimale. La Figure 6-a) illustre la méthodologie d'extraction des contours pour ces deux derniers cas. On constate ainsi que l'interpolation améliore remarquablement la précision de la mesure même lorsqu'on se limite à l'extraction de la distance minimale. L'écart-type en déformation radiale par rapport à la droite des moindres carrés est de  $0,006\%$  pour la méthode interpolation+moyenne et de  $0,008\%$  en ne tenant compte que de la distance minimale. Cette dernière méthodologie donne de meilleurs résultats que la méthode binarisation+moyenne. Elle permet notamment une estimation du coefficient de Poisson à  $10\%$  près environ. On confirme enfin que la méthode de base avec binarisation et extraction de la distance minimale est imprécise pour les faibles niveaux de déformation (écart-type en déformation de  $0.08\%$ ).

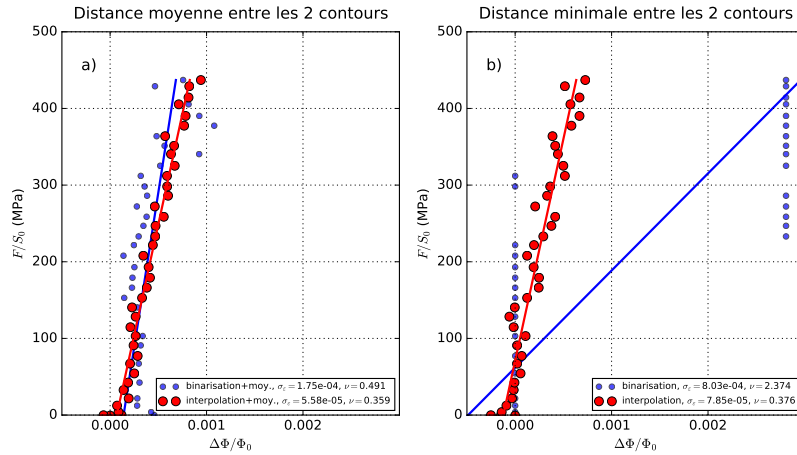


FIGURE 5 – Évaluation de la précision de la mesure selon la méthodologie de traitement (binarisation ou interpolation des niveaux de gris) sur un exemple de traction lisse (partie linéaire) : a) extraction de la distance minimale entre les deux contours, b) régularisation par la moyenne de la distance entre les deux contours.

Cette méthodologie a été implémentée dans l'outil DATMECHA (méthode Shadow). La méthode a été appliquée à la caractérisation d'aciers de pipeline. La Figure 6-b) montre un exemple de résultats obtenus sur un acier de nuance X63<sup>3</sup> qui présente une très bonne

3. Dénomination de l'American Petroleum Institute, acier haute résistance de limite d'élasticité minimale  $\sigma_y = 63$  ksi soit 435 MPa

ductilité à rupture avec une anisotropie bien prononcée et fonction du sens de chargement (ici comparaison entre les directions T et D de chargement). On peut noter la très bonne reproductibilité des essais représentés selon la direction T. A noter que l'utilisation de deux caméras permet de mesurer directement le coefficient de Lankford  $L_k$ , et de remonter également à la mesure de la réduction d'aire  $Z^4$  de l'éprouvette ( $Z = \frac{A_0 - A_r}{A_0} = 1 - (1 - \frac{\Delta\Phi_{yy}|_r}{\Phi_0}) \times (1 - \frac{\Delta\Phi_{zz}|_r}{\Phi_0})$ ) en faisant l'hypothèse d'une forme elliptique de la section de l'éprouvette. Enfin, nous avons utilisé cette méthodologie pour mettre en évidence un changement de volume au cours de l'écoulement plastique non négligeable d'un alliage de magnésium AZ31 comme reporté sur la Figure 7, [Kondori et al., 2018]. Le changement de volume est obtenu par la somme des trois déformations plastiques vraies :  $\varepsilon_L^p + \varepsilon_T^p + \varepsilon_S^p$ , selon les directions principales de la tôle L, T et S.

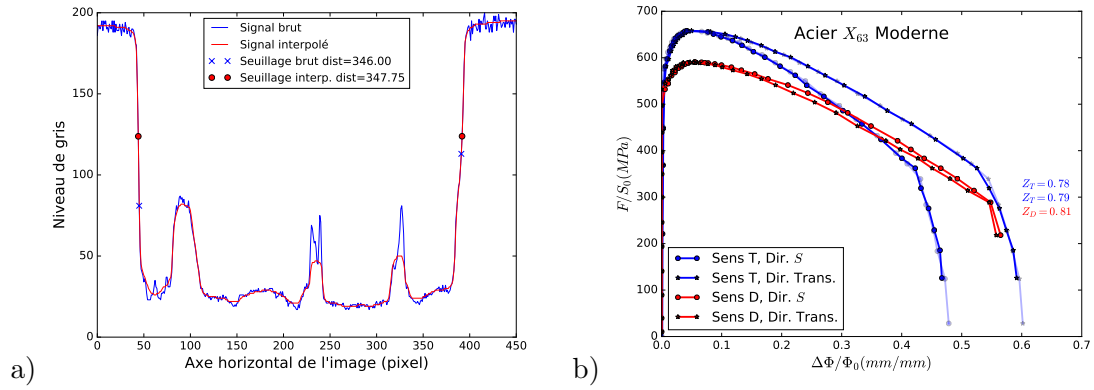


FIGURE 6 – a) Illustration de la méthodologie d'extraction des contours par interpolation et seuillage. b) Courbes Force-contraction diamétrale obtenue par analyse d'images pour l'étude de l'anisotropie d'un acier de pipeline X63 moderne.

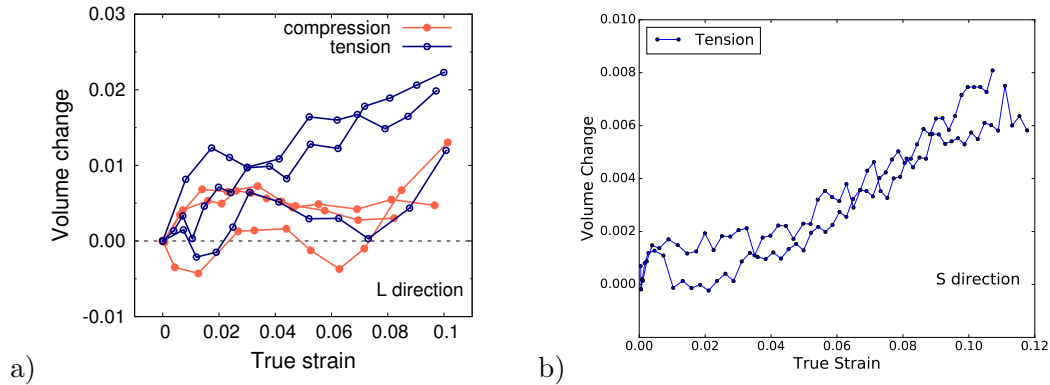


FIGURE 7 – a) Évolution du changement de volume en fonction de la déformation axiale en compression et en tension pour différents échantillons chargés dans le sens du laminage. b) Évolution du changement de volume mesuré par la méthode Shadow pour un échantillon chargé dans la direction S.

### 2.3 Lien dureté-déformation : proposition d'une méthodologie pour évaluer l'intégrité en service des pipelines

L'évaluation rapide de la nocivité d'un défaut dans une structure en service soumise à un évènement accidentel est extrêmement importante. Ces sollicitations exceptionnelles

4. la réduction d'aire correspond au coefficient de striction au moment de la rupture



surviennent généralement lors de l'installation des canalisations ou suite à des opérations de maintenance. Les défauts les plus communs observés à la surface des pipelines sont de trois types : enfoncement, griffure et enfoncement plus griffure. Pour évaluer la nocivité de ces défauts sur la résistance mécanique, de vastes programmes scientifiques financés par l'industrie de l'énergie (via l'EPRG<sup>5</sup> ou même le PRCI<sup>6</sup>) ont vu le jour. Les études qui en découlent se basent essentiellement sur une approche empirique recensant les accidents intervenus sur le terrain ainsi qu'une vaste panoplie de résultats obtenus lors d'essais de qualification. Ces données sont utilisées pour valider des critères d'acceptation à l'aide desquels les exploitants de réseaux peuvent évaluer la gravité d'un incident et décider de la nécessité de remplacer les portions de tube affectées. Des projets tels que le PDAM<sup>7</sup> initié en 1999 regroupent des données issues de nombreuses études dans le but de proposer des solutions de diagnostic. En France, le guide d'analyse des défauts (GAD) définit l'acceptabilité sur le réseau de gazoduc pour des défauts d'enfoncement simples. Par exemple, l'acceptation vis-à-vis d'un défaut identifié est déterminé uniquement par un critère géométrique qui limite le rapport  $H/D$ <sup>8</sup> à un certain taux.

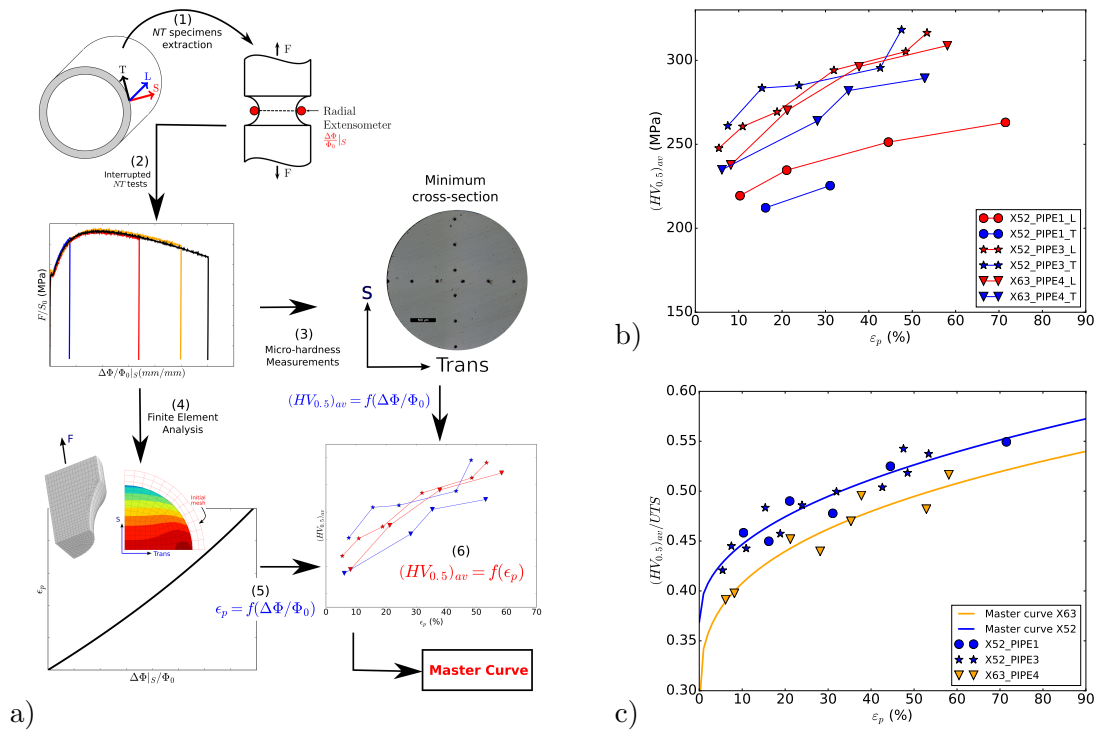


FIGURE 8 – Corrélation dureté-déformation : a) Résumé de l'approche proposée, b) Relations dureté-déformation pour trois nuances étudiées (traction selon les directions L et T), c) Courbes maîtresses micro-dureté Vickers-déformation plastique axiale proposées pour 3 grades d'aciers de pipeline, [Soret et al., 2018].

De nombreuses études expérimentales et numériques visent à mettre au point des approches pour caractériser les défauts d'enfoncements et de griffures ([Cosham and Hopkins, 2004], [Allouti et al., 2014], [Gao et al., 2013]). La micro-dureté mesurée dans l'enfoncement est significativement plus élevée que celle mesurée dans la zone moins déformée. Les relations entre la dureté et d'autres propriétés mécaniques

5. European Pipeline Research Group
6. Pipeline Research Council International
7. Pipeline Defect Assessment Manual
8. H : profondeur de l'enfoncement, et D : diamètre du tube

telles que la résistance maximale à la traction (UTS) ont été suggérées et validées sur la base des travaux de Tabor [Tabor, 1951] par de nombreuses études ([Geach, 1974], [Rodriguez and Gutierrez, 2003], [Sonmez and Demir, 2007], [Peng et al., 2019]). Peu d'études se sont concentrées sur l'estimation de la déformation par micro-dureté. Il est important dans ce contexte de développer des méthodes d'analyse complémentaires pour aider à une évaluation plus fine des défauts en service.

Une méthode non destructive, décrite dans [Soret et al., 2018], a été proposée pour évaluer l'état de déformation au droit d'un défaut à l'aide de mesures de dureté. Une relation dureté-déformation (équation 1) a été proposée et identifiée sur 3 nuances d'acier : un acier X52 moderne (Pipe 1), et deux nuances plus anciennes X52 (Pipe 3) et X63 (Pipe 4). La démarche adoptée pour l'établissement de cette relation est résumée sur la figure 8-a). L'utilisation des éprouvettes entaillées NT permet d'atteindre des niveaux de déformation très élevés (jusque 70% de déformation) et maîtrisés sur la section minimale de l'éprouvette. La méthode est basée sur une moyenne de mesures sur la section minimale des éprouvettes NT. Le lien entre la déformation plastique moyenne et cette mesure de dureté est réalisé à l'aide d'une simulation par élément finis qui tient compte du comportement complexe de ce type de matériaux qui présente pour certaines nuances une anisotropie prononcée. L'utilisation de modèles anisotropes, qui seront explicités dans la partie 7, a permis d'établir le lien entre la dureté et la déformation plastique axiale de traction<sup>9</sup>.

$$\frac{HV_{0.5}}{\alpha R_{p0.5} + \beta UTS} = \overline{HV_{0.5}} + K (\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n \quad (1)$$

où  $K$ ,  $n$  et  $\varepsilon_0$  sont reliés à la loi de comportement écrite sous la forme d'une loi puissance ( $\sigma = \sigma_0 (\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n$ ),  $R_{p0.5}$  et  $UTS$  sont respectivement la limite d'élasticité à 0,5% et la contrainte maximale. Le paramètre  $\overline{HV_{0.5}}$  est proche de 0,3, valeur généralement admise pour ce type de corrélation et résultant des travaux de [Tabor, 1951]. Le paramètre  $\varepsilon_0$  permet de tenir compte d'un état de prédéformation. Le paramètre  $\alpha$  est relié à l'effet de la limite d'élasticité. Pour les aciers étudiés dans le cadre de cette étude, l'effet de  $R_{p0.5}$  reste cependant limité, nous ne le prendrons pas en considération par la suite.

La figure 8-b) confirme bien que l'évolution des mesures de dureté est croissante en fonction de la déformation plastique axiale. L'évolution est différente pour trois nuances d'acier de pipeline étudiées. On observe un léger effet de la direction de traction relié au comportement anisotrope. On constate, Figure 8-c), en normalisant par la résistance maximale UTS, un regroupement des résultats sur une courbe maîtresse pour une nuance donnée. Notons que cela est particulièrement remarquable pour la nuance X52 qui présente près de 110 MPa de différence entre l'UTS nuance moderne et l'UTS nuance vintage. Deux courbes maîtresses ont été identifiées pour les deux grades X52 et X63. On peut noter que, bien que les coefficients d'érouissage  $n$  identifiés pour ces deux grades soient similaires, et proches de 0,1, un décalage des courbes est observé selon l'axe des ordonnées, qui ne permet pas de regrouper les points sur une seule courbe maîtresse<sup>10</sup>. L'incertitude de la mesure a été évaluée. Elle est directement reliée au paramètre d'érouissage  $n$ . Bien que l'écart-type de l'erreur sur la mesure de  $HV$  soit relativement faible ( $\sigma_{HV} = 2,6\%$  en moyenne), l'incertitude sur la mesure de  $\varepsilon_p$ , inversement proportionnelle au coefficient d'érouissage  $n$ , reste assez élevée :  $\sigma_{\varepsilon_p} = 1/n \times \sigma_{HV} = 26\%$ . Pour réduire cette écart, il est important de multiplier les mesures de dureté et avoir à l'esprit que cette méthodologie apporte une évaluation de l'état de déformation que l'on peut affiner par des mesures

9. A noter que la déformation plastique cumulée  $p$  qui serait plus intuitive à utiliser ici dépend du critère de plasticité. En effet, nous n'avons pas équivalence de la mesure selon qu'on utilise par exemple le critère classique de von Mises ou un critère anisotrope.

10. La construction d'une seule courbe maîtresse est possible à l'aide d'une normalisation selon  $(\alpha R_{p0.5} + \beta UTS)$  (cf. [Soret et al., 2018]). Cependant la dispersion des mesures autour de cette courbe maîtresse augmente de manière significative (écart-type sur la déformation  $\sigma_{\varepsilon_p}$  de 37% environ).

complémentaires. Enfin, en pratique, pour pouvoir appliquer cette méthodologie sur site et en l'absence d'une connaissance a priori de l'UTS, il est nécessaire d'envisager une mesure de calibration en dehors de la zone à fort gradient pour évaluer le point origine.

### 3 Suivi de fissures : CRACKY

La réalisation d'essais sur éprouvettes fissurées en laboratoire nécessite un suivi minutieux de l'avancée de la fissure tout au long des différentes phases de chargement : pré-fissuration d'une fissure par fatigue, propagation de la fissure en chargement monotone ou en fatigue. Ce suivi est généralement effectué de manière discontinue par une lecture via des lunettes optiques à l'aide d'un système monté sur les traverses des machines d'essais. Des développements sont en cours au laboratoire pour mettre en place un système vidéo de suivi de fissure motorisé. Un premier prototype (nommé CRACKY, cf. Figure 9) constituant une preuve de concept a été l'objet d'une déclaration d'invention fin 2018. L'objet du dispositif est d'automatiser le suivi de fissure lors d'essais mécaniques pour caractériser les propriétés des matériaux. Le prototype a été utilisé pour suivre la propagation d'une fissure sous chargement de fatigue. La prise d'images est couplée avec la machine d'essai de manière à enregistrer périodiquement des images. La détection précise de la pointe de fissures est réalisée grâce à un suivi vidéo et un traitement par corrélation d'images (cf. Figure 10). Cette détection permet de piloter un système motorisé 3 axes pour déplacer la caméra afin de garder la pointe de fissure dans le champ de vue. Actuellement, le système permet d'enrichir les essais par la connaissance des champs mécaniques locaux et pourra permettre dans le futur de piloter les essais de manière plus complexe (Facteur d'intensité  $\Delta K$  constant par exemple, etc).

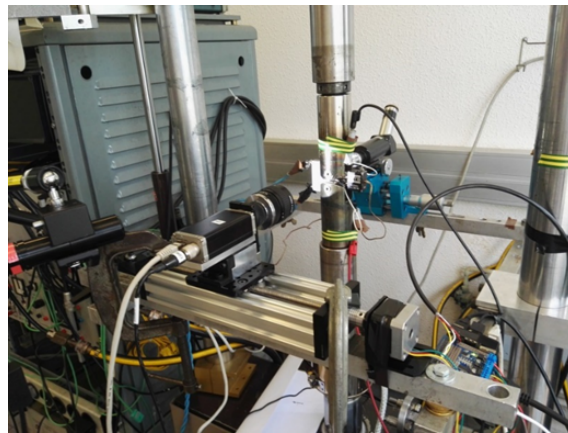


FIGURE 9 – Système de suivi de fissure installé sur la machine

### 4 Les soudures

La présence d'une soudure produit des discontinuités géométriques et métallurgiques (différences dans les propriétés mécaniques, d'autant plus marquées que les métaux de base et de soudure sont de natures différentes). Ces singularités provoquent un effet bi-matériaux dans l'assemblage conduisant à une concentration locale des déformations<sup>11</sup>. De plus, la résistance des joints soudés peut être influencée par d'autres facteurs : défauts de soudage, localisation de la soudure dans le composant, technique de soudage, contraintes résiduelles, etc. Les méthodes de contrôle non destructives (CND) ont considérablement

---

11. dans le métal de base si la soudure est en overmatch, dans la soudure dans le cas contraire

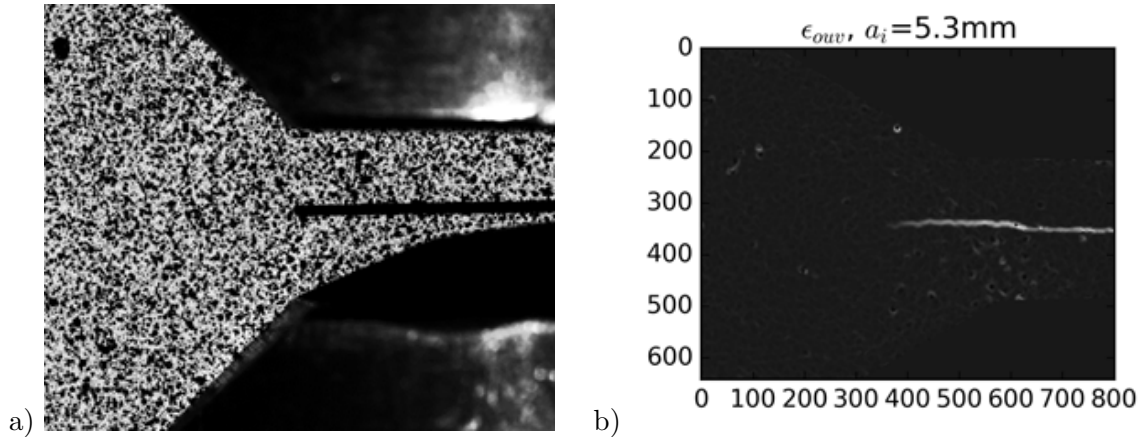


FIGURE 10 – a) Zoom sur la zone d'intérêt avec peinture mouchitis réalisé avant fissuration, b) Détection de la pointe de fissure par corrélation d'images.

été améliorées et permettent notamment de détecter de manière plus fine les défauts dans les soudures. L'objet de notre discussion et de notre apport portera sur les deux volets suivants : i) caractérisation du comportement mécanique et de la rupture des soudures, ii) prise en compte des défauts dans les soudures via l'utilisation de la technique de tomographie X d'imagerie 3D.

#### 4.1 Caractérisation du comportement mécanique d'une jonction soudée

Il est important de distinguer à ce stade le type de sollicitation ainsi que l'application visée. Par exemple, dans le cadre d'une sollicitation pilotée par la déformation (tube enterré soumis à des mouvements de terrains ou effet de température dans le cadre d'une centrale nucléaire), il est nécessaire de démontrer que la soudure est en overmatch<sup>12</sup>. Aussi, du point de vue expérimental, l'évaluation des propriétés mécaniques de base de la soudure est souvent un challenge du fait de la faible épaisseur de la soudure et donc de la dépendance des résultats à la géométrie de l'éprouvette choisie. Il existe évidemment des recommandations en la matière, fonctions notamment du secteur d'activité mais pas de normes communément admises. Une partie de nos travaux sur la fatigue ainsi que sur la caractérisation en chargement monotone sont accessibles ici : [Mongabure et al., 2003], [Madi et al., 2004a], [Madi et al., 2004b], [Besson et al., 2005], [Soret et al., 2016], [Soret et al., 2017]. Ils ont fait également l'objet de nombreuses présentations orales lors de conférences nationales et internationales.

Plusieurs approches ont été développées. Nous pouvons les résumer comme suit :

- identification directe de la jonction soudée par la conception d'une géométrie d'éprouvette permettant la disposition d'extensomètres de mesure dans les différentes zones caractéristiques de la soudure. Ceci a été abondamment décrit dans [Madi et al., 2004a]. La Figure 11-a) montre la géométrie d'une éprouvette de fatigue oligocyclique dont la soudure a été excentrée par rapport au centre afin d'introduire trois extensomètres positionnés respectivement dans le métal de base (E1) pour permettre le pilotage de l'essai en déformation contrôlée, le métal d'apport (E2) et la zone affectée thermiquement (E3). L'effet bi-matériaux se traduit ici par un overmatch dans le métal d'apport au début et une augmentation de la

12. limite d'élasticité du métal fondu supérieure à celle du métal de base

déformation cyclique dans la soudure pour concentrer la rupture dans celle-ci. En chargement monotone, cette stratégie ne permet pas de caractériser l'overmatch du fait de la localisation de la déformation dans le matériau le plus mou ;

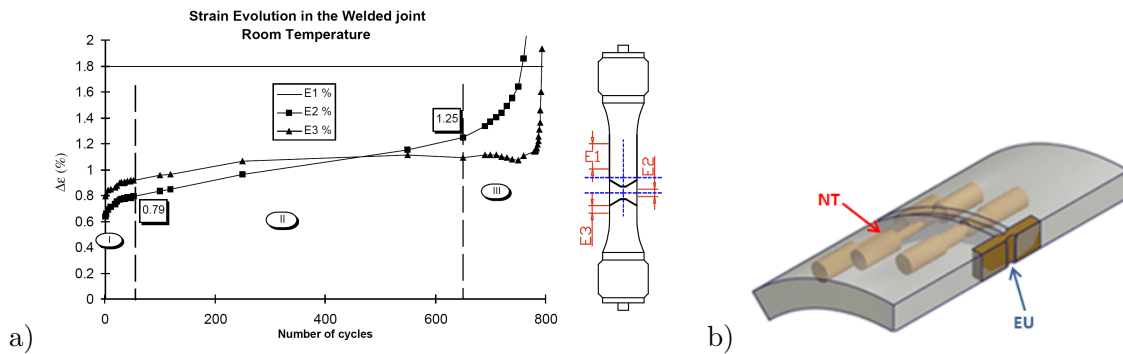


FIGURE 11 – a) Essai de fatigue oligocyclique avec trois extensomètres tiré de mes travaux de thèse, [Madi et al., 2004a], b) deux types d'éprouvettes entaillées prélevées dans une jonction soudée pour identification inverse : géométrie axisymétrique ou EU, appliquée dans le cadre de [Soret et al., 2016], [Soret et al., 2017] et [Zeigham-Pour, 2016].

- identification directe via l'utilisation de mesures de champs (corrélation d'images) sur des éprouvettes intégrant l'ensemble du joint soudé. Cette méthodologie a été appliquée dans [Soret et al., 2016]. Elle permet clairement de qualifier le mismatch de la soudure. Dans des conditions d'overmatching, cette méthodologie ne permet pas de remonter à la limite d'élasticité du fait d'une localisation de la déformation dans le métal de base. De plus, les résultats sont dépendants de la géométrie et notamment de la longueur utile de l'éprouvette ;
- Identification directe via l'utilisation de mini-éprouvettes (cf. section 13) ;

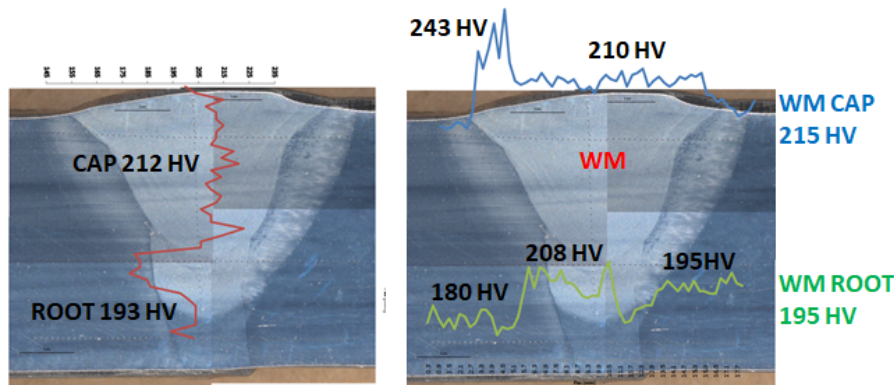


FIGURE 12 – Hétérogénéité des propriétés mécaniques dans une jonction soudée de pipeline, [Zeigham-Pour, 2016].

- identification inverse du comportement par l'utilisation d'éprouvettes entaillées. La Figure 11-b) montre deux types d'éprouvette proposés dans le cadre de nos travaux. L'éprouvette axisymétrique est relativement intéressante puisqu'elle dispose d'une symétrie de révolution qui facilite l'interprétation des résultats ainsi que la modélisation. La section minimale se trouvant dans la soudure, le choix de géométrie de type NT<sub>10</sub> au minimum permet de concentrer la rupture dans le métal d'apport. L'éprouvette plate EU permet un prélèvement sur l'ensemble de l'épaisseur de la jonction soudée, ce qui induit une prise en compte de l'ensemble des propriétés dans l'épaisseur. Ceci est relativement important d'autant plus que les mesures de

dureté dans la jonction d'études ont montré une différence notoire entre le haut (cap) et le bas de la soudure (root) comme le montre la Figure 12.

## 4.2 Étude de la nocivité des défauts dans les soudures : apport de la technique de tomographie X

Le procédé de soudage génère souvent des défauts. Les méthodes de contrôle non destructif (CND) ont considérablement progressé notamment avec l'essor récent de la fabrication additive. [Chauveau, 2018], de l'Institut de Soudure, expose les principales méthodes et techniques<sup>13</sup> CND utilisées actuellement. On distingue ainsi les principales familles suivantes : i) méthodes visuelles : les plus anciennes, elles sont maintenant souvent assistées par des outils tels que loupe, lunettes, miroirs et endoscopes, ii) méthodes et techniques par tests à la surface : le ressuage est incontestablement la méthode la plus utilisée dans l'industrie après l'inspection visuelle, on distingue également les méthodes à flux de fuite magnétique (technique la plus utilisée pour le CND des pipelines, elle permet la détection de défauts internes et les pertes d'épaisseur) ainsi que les méthodes à courant de Foucault, iii) les méthodes et techniques ultrasoniques basées sur la génération et l'analyse d'ondes acoustiques, iii) la méthode radiographique et techniques connexes que nous allons exposer brièvement.

L'examen de la structure d'un objet par radiographie consiste à le faire traverser par un rayonnement électromagnétique de très courte longueur d'onde (rayon X ou  $\gamma$ ). Lors d'un contrôle, il s'agit *in fine* de présenter une image pour mettre en évidence la présence éventuelle de défauts. Le film radiographique est de très loin le récepteur le plus utilisé, mais d'autres systèmes d'imagerie existent et se développent. Une simple radiographie ne peut pas donner d'information sur la morphologie complète d'un défaut et sur sa localisation en profondeur dans la pièce examinée. Pour remédier à cette carence, la technique de tomographie X s'attache à prendre plusieurs clichés sous des angles de tir différents pour reconstruire une image 3D permettant de mettre en évidence les défauts de la structure (par une reconstruction spatiale du coefficient d'absorption des rayons X). La tomographie à usage industriel (détection de défauts et la caractérisation des pièces finies, par exemple), à l'inverse des technologies médicales (scanner, IRM) qui se sont énormément développés du fait des enjeux plus importants, commence à se répandre dans l'industrie notamment avec l'essor de la fabrication additive. Il faut distinguer la micro-tomographie utilisée en recherche et développement en science des matériaux, qui offre une très bonne résolution (1 à 20  $\mu\text{m}$  classiquement et sous les 100 nm pour certaines lignes synchrotron, [Maire and Withers, 2014]) sur des échantillons ou des éprouvettes de faible taille, des expériences menées avec des tomographes de production qui permettent de scanner des pièces entières mais avec un niveau de résolution moindre (30  $\mu\text{m}$  à 400  $\mu\text{m}$  selon les spécifications techniques de Zeiss<sup>14</sup> avec un diamètre de pièce pouvant aller jusque 500 mm).

Dans le cadre de nos travaux, nous nous sommes intéressés aux critères d'acceptation des porosités dans les soudures de raboutage pour des applications pétrolières (acier inoxydable, tuyaux gainés (*clad pipes*) notamment). Les critères actuels pris en compte dans l'industrie peuvent varier considérablement d'un opérateur à l'autre. La normalisation internationale (ASME B31.4, DNV OS F101, BS 4515, etc.) n'est pas claire à ce sujet puisque plusieurs critères (taille de pores absolue ou relative, nombre, distance inter-pores), parfois contradictoires peuvent coexister (cf. Le tableau 1). [An et al., 2015] ont fait une revue critique de ces critères au travers d'une étude expérimentale (radiographies 2D + essais

---

13. les "puristes" de la CND font la différence entre méthode et technique. La méthode fait référence à la discipline qui met en jeu un principe physique alors que la technique réfère à la manière d'utiliser la méthode CND.

14. pour le modèle ZEISS VoluMax par exemple

de fatigue) et numérique. L'étude semble montrer que les critères d'acceptabilité basés sur la taille des pores, objets de l'étude, sont conservatifs lorsqu'ils sont appliqués aux tubes gainés.

Standard	Type de défaut	Critère d'acceptabilité
[DNV-OS-F101, 2011]	Eparpillé	Taille strictement inférieure à 25% de l'épaisseur du tube, dans la limite de 3 mm
	Regroupé	Le diamètre de tous les pores doit être inférieur à 2 mm ; la taille du groupe doit être au maximum de 12 mm
	Isolé	Taille strictement inférieure à 25% de l'épaisseur du tube, dans la limite de 3 mm
[ASME, 2007]	Porosité circulaire ou elliptique	Taille strictement inférieure à 25% de l'épaisseur du tube ; 20% dans le cadre d'une qualification
[BS-EN-12517, 2006]		Taille strictement inférieure à 20% de l'épaisseur du tube
[BS-4515, 2009]		Taille strictement inférieure à 25% de l'épaisseur du tube, dans la limite de 3 mm

TABLE 1 – Critères d'acceptabilité des pores.

Nous avons réalisé dans le cadre de nos collaborations avec Total des essais en rupture ductile sur un tube en acier inoxydable duplex gainé présentant une soudure de raboutage dont les plus gros défauts ont été localisés grossièrement par radiographie X dans la zone indiquée (position 6H) sur la Figure 13.



FIGURE 13 – Tube duplex avec présence de défauts.

Pour étudier le comportement mécanique de la jonction soudée en overmatch, nous avons prélevé sur le reste du tube des éprouvettes plates de type EU centrées sur le joint soudé. Différents rayons d'entaille ont été utilisés de manière à faire varier le taux de triaxialité maximal de 0,58 pour une EU<sub>10</sub> à 0,76 pour une EU<sub>2</sub><sup>15</sup>. Trois essais ont été réalisés pour chaque cas. La Figure 14-a) présente les courbes force-déplacement axial de l'extensomètre placé en dehors du métal d'apport. La force a été divisée par la section minimale initiale de l'éprouvette  $S_0$ . Du fait de la position de l'entaille, le rupture est localisée dans tous les cas dans le métal d'apport. On note une bonne reproductibilité des résultats pour les éprouvettes EU<sub>10</sub>, qui présentent une plus grande ductilité. L'effet de la triaxialité se manifeste par une augmentation de la force maximale et une baisse de la ductilité. La Figure 14 b) montre l'évolution de la striction (réduction d'aire à

15. Triaxialités évaluées à charge maximale, les valeurs montent à 0,87, 0,98 et 1,10 respectivement pour les éprouvettes plates EU<sub>10</sub>, EU<sub>4</sub> et EU<sub>2</sub> au moment de la rupture. Ces triaxialités restent inférieures aux valeurs qu'on peut attendre pour des éprouvettes axisymétriques.

rupture) qui met bien en évidence cette baisse de ductilité; la soudure est comparée au métal de base, elle présente une ductilité beaucoup plus faible. On note également une dispersion des résultats particulièrement importante pour les éprouvettes  $EU_2$  et  $EU_4$  de la jonction soudée. Comme le montre par exemple la Figure 15 pour les éprouvettes  $EU_2$  (comparativement aux éprouvettes  $EU_{10}$ ), l'analyse de faciès de rupture met en évidence la présence de défauts importants qui n'ont pas été à priori détectés par le CND classique. On constate la présence de gros défauts (de taille supérieure à  $500 \mu\text{m}$ ) près des surfaces libres et quelques plus petits défauts au centre pour l'éprouvette en position 3H. L'analyse de ces faciès ne permet évidemment pas d'expliquer les différences de ductilité observées; une analyse en volume post-mortem par tomographie X serait nécessaire pour aller plus loin dans l'interprétation de ces résultats.

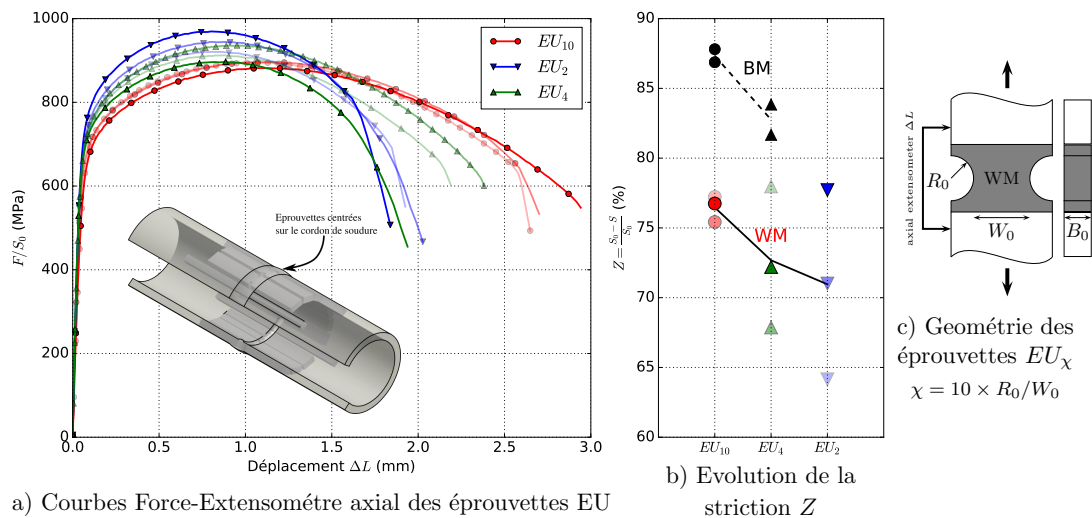


FIGURE 14 – Comportement de la jonction soudée en présence de défauts.

Concernant la zone à plus gros défauts localisée en position 6H, un premier scan en tomographie X a été réalisé pour localiser précisément la porosité détectée par radiographie avec une résolution de l'ordre de  $36 \mu\text{m}/\text{voxel}$ . Les acquisitions ont été réalisées dans un tomographe de laboratoire de type Nikon équipée d'une puissante source microfocus de rayons X (225-320 kV) avec cible à réflexion, capable d'effectuer une inspection précise de pièces industrielles denses. L'énergie et l'intensité ont été calibrées afin d'obtenir des images à fort contraste avec un bon rapport signal sur bruit (Transmission 20 à 40%). La Figure 16 montre la présence de 7 pores de taille significative, numérotés de 1 à 7 et dont les caractéristiques sont détaillées brièvement. On constate que les pores situés à proximité de la surface sont les plus importants avec des tailles comprises entre  $668 \mu\text{m}$  et  $646 \mu\text{m}$ . Les pores situés à cœur sont de tailles inférieures, avec des diamètres équivalents compris entre  $208 \mu\text{m}$  et  $536 \mu\text{m}$ . Sur la base de ces mesures, des calculs éléments finis d'interaction entre les pores ont été réalisés sur un tube de diamètre externe de  $61.8 \text{ mm}$  et d'épaisseur  $5.5 \text{ mm}$ . Une taille de porosité de diamètre  $600 \mu\text{m}$  a été choisie, cette valeur correspond à la borne supérieure des tailles mesurées à cœur. Le tube est sollicité en pression interne + traction et le détail des quatre configurations étudiées est présenté dans [Soret and Madi, 2016] (la direction la plus critique étant celle de l'épaisseur du tube). Une variante du critère de Rice&Tracey (critère de [Coppola et al., 2009]), a été identifiée de manière à rendre compte d'un indicateur d'endommagement. Les calculs montrent qu'il n'y a pas d'interaction entre les pores pour des distances supérieures ou égales à leur diamètre (cf. Figure 17 pour illustration). D'autre part, le niveau de déformation "au loin" à atteindre pour qu'il y ait risque d'initiation au niveau des pores est très largement au-dessus des critères de



dimensionnement traditionnels (15% à 20% de déformation dans le cas d'étude).

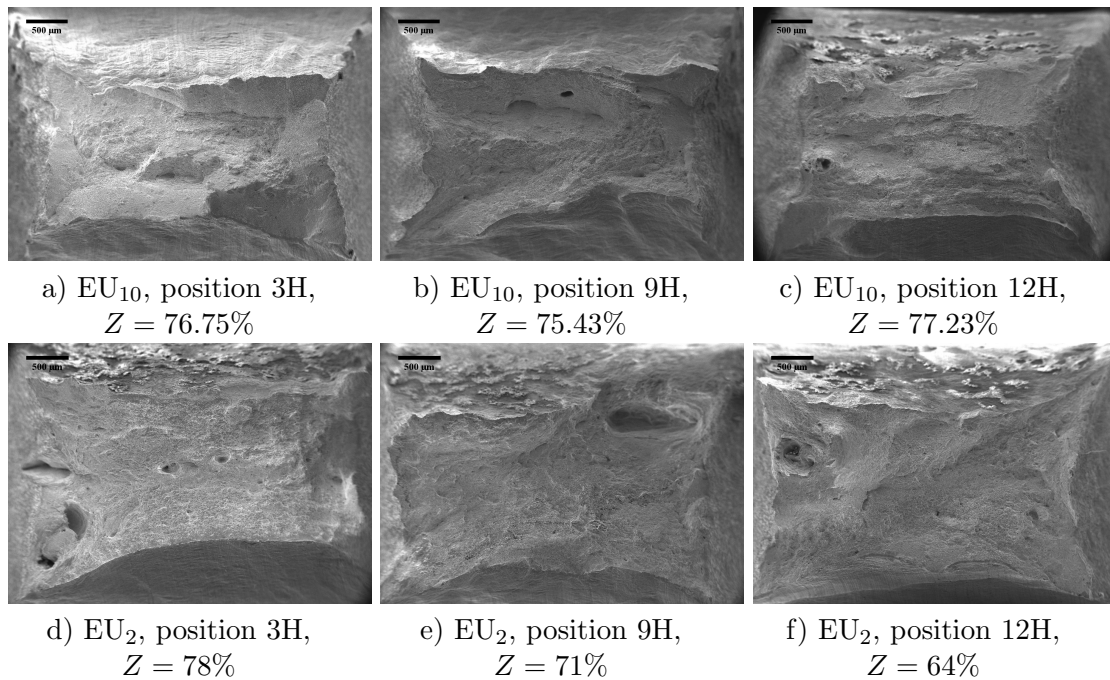


FIGURE 15 – Observations de faciès de rupture qui montrent la présence de défauts.

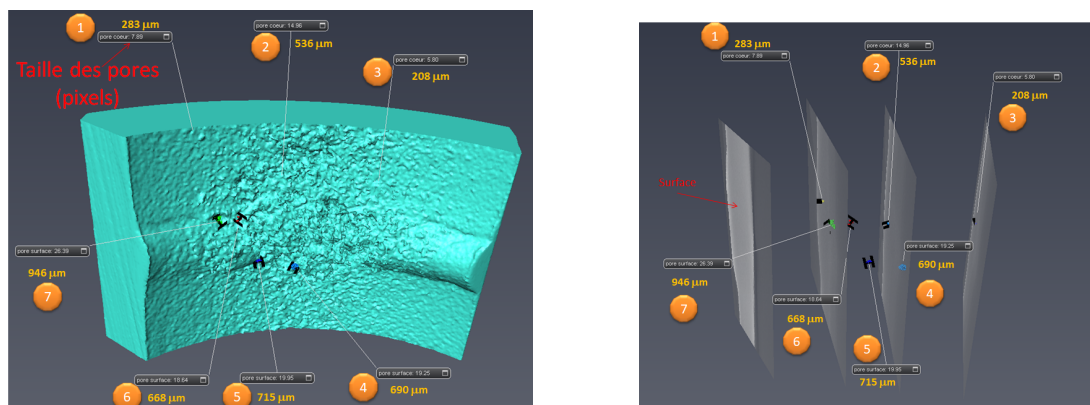


FIGURE 16 – Caractérisation des pores par tomographie X.

Pour aller plus loin, il nous paraît intéressant d'utiliser la tomographie à rayons X, avec plusieurs objectifs en vue :

- sur la jonction étudiée localisée en position 6H, réaliser un essai *in-situ* ou *ex-situ* avec plusieurs scans à l'aide d'une éprouvette plate de traction EU qui sera prélevée de manière à ce que le défaut n°2 ou n°3 soit situé au cœur de la section minimale. Ceci permettra de mieux comprendre et de quantifier les phénomènes d'endommagement sur une configuration réelle de défaut ;
- cartographier la morphologie de défauts rencontrés dans les soudures et les pièces par fabrication additive afin d'avoir des données d'entrée de configurations réelles pour les simulations numériques (voir exemple de reconstruction 3D de défauts dans [Tammam-Williams et al., 2015]) ;
- réaliser des calculs intensifs sur des configurations simples, voire complexes,

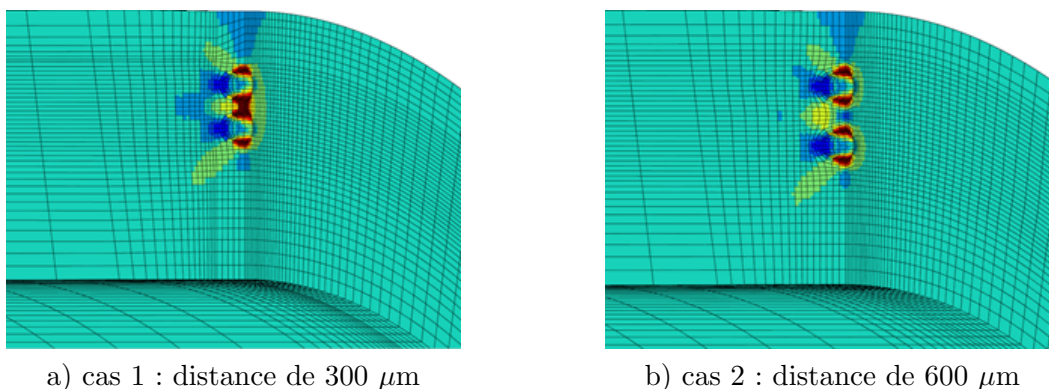


FIGURE 17 – Calculs par éléments finis d’interaction entre pores sur un tube (diamètre externe de 61,8 mm et d’épaisseur 5,5 mm, pores de diamètre 600  $\mu\text{m}$ ), sollicitation en pression interne + traction (déformation au loin de 20 %), critère d’initiation de Coppola (les zones en rouge foncé correspondent aux sites potentiels d’initiation).

de défauts sur la base d’une population statistique cartographiée. Cela doit évidemment se faire dans des temps de calculs raisonnables pour pouvoir être utilisé dans l’industrie. L’utilisation de méthode d’hyper-réduction de modèles est un moyen d’arriver à cet objectif, les travaux de Laurent Lacourt au centre des matériaux sont pour cela prometteurs, [Lacourt et al., 2017, Lacourt et al., 2018].

## 5 Mécanismes de rupture et moyens d’observations

L’analyse des mécanismes de rupture en présence d’endommagement passe de plus en plus par une caractérisation micro-structurale 3D notamment pour certains matériaux ou chargements complexes. Dans ce cadre, l’apport de la micro-tomographie aux rayons X est indéniable. Le couplage de la technique avec une sollicitation (traction, fluage, fatigue) permet de caractériser finement les interactions entre sollicitation et microstructure. Une description de cette technique avec quelques exemples d’apport *in-situ* à des problématiques de science des matériaux est décrite par [Maire et al., 2016]. Cette technique a notamment été appliquée pour comprendre et quantifier les mécanismes de déformation en rupture ductile pour les phases d’amorçage [Landron et al., 2010],[Landron et al., 2012], de croissance de la taille des cavités [Landron et al., 2011],[Maire et al., 2011] et de coalescence [Landron et al., 2013]. Cette technique peut être couplée aux nouvelles techniques d’imagerie 3D basées sur la diffraction (Diffraction Contrast Tomography, DCT) pour étudier l’effet de la cristallographie locale sur la propagation de fissures, [Herbig et al., 2011]. La tomographie X a également été utilisée pour détecter et quantifier l’endommagement à haute température, particulièrement pour étudier la cavitation en présence de fluage [Gupta et al., 2013],[Kumar et al., 2019].

Dans le cadre de nos travaux, nous nous sommes intéressés à la technique de tomographie X pour améliorer notre compréhension des mécanismes de rupture sur deux cas particuliers : i) la mise en évidence de l’anisotropie de rupture d’un alliage métallique issu d’une tôle laminée (abordée à la section 10), ii) la quantification de l’endommagement d’un acier réfractaire moulé issu d’une installation en service. La question de l’évaluation de la durée de vie résiduelle des structures en service est primordiale, elle fait partie des enjeux que nous nous sommes fixés en perspective de nos travaux que nous aborderons en section 13 pour l’évaluation de la ténacité. Nous détaillons ici la problématique de l’évaluation de l’endommagement de fluage d’un matériau issu d’un réformeur de méthane

(ou Steam Methane Reforming, SMR), outil important de production d'hydrogène pour les installations pétrochimiques. En 2015, le SMR de la plateforme de Normandie a subi une avarie au niveau d'un sous collecteur, [Dupoirion et al., 2017]. Lors de cet évènement, la plupart des éléments présentaient environ 90 000 h de service à des températures nominales de 860°C, le maximum opératoire étant à 910°C. La rupture a eu lieu pour une durée de vie très inférieure à celle prévue, de l'ordre de 20% de la durée estimée. Le matériau est un acier très allié en carbone (0.4 wt.%) type 25%Cr-35%Ni-1%Nb. La macrostructure de ce produit moulé est spécifique, elle est directement issue des cinétiques de refroidissement. On distingue trois zones dans l'épaisseur : (i) les zones extradoss basaltiques, de type solidification dirigée par le gradient thermique, (ii) les zones au centre, à grains fins équiaxes, solidification avec un gradient plus faible, et (iii) les zones basses, à gros grains équiaxes correspondant à la fin de solidification. L'expertise, basée sur des analyses métallographiques (investigations non destructives sur répliques), a révélé des ruptures de type fluage. Les endommagements les plus sérieux semblent affecter les zones basaltiques à gros grains sur la périphérie externe des tuyaux où les cavitations s'alignent sur des joints de grains, cf. Figure 18-a). Les zones à grains fins semblent présenter des endommagements moins intenses sans qu'aucune quantification précise soit possible. La littérature regorge de références décrivant l'endommagement de ce type de matériaux, notamment en conditions de service, [Neubauer, 1984, Chen et al., 2004, Alvino et al., 2010, Monobe and Schön, 2013, Song and Wu, 2018]. On retrouve quelques travaux d'imagerie 3D basées sur du serial sectioning au MEB qui décrivent également bien ces mécanismes d'endommagement, [Wahab and Kral, 2005, Wahab et al., 2006]. Un travail de synthèse très intéressant a été réalisé par [Gupta et al., 2015] sur le sujet de la caractérisation 2D/3D et 4D basée sur la micro-tomographie X, le serial sectioning ou encore l'EBSD pour évaluer la durée de vie résiduelle des aciers sous chargement de fluage à haute température. De nombreux travaux portent sur des aciers équivalents de type 9-12%Cr ou P91. Ils mettent en évidence le besoin de définir des protocoles standardisés pour utiliser ces techniques d'imagerie 3D. La question du volume de matière représentatif est notamment posée.

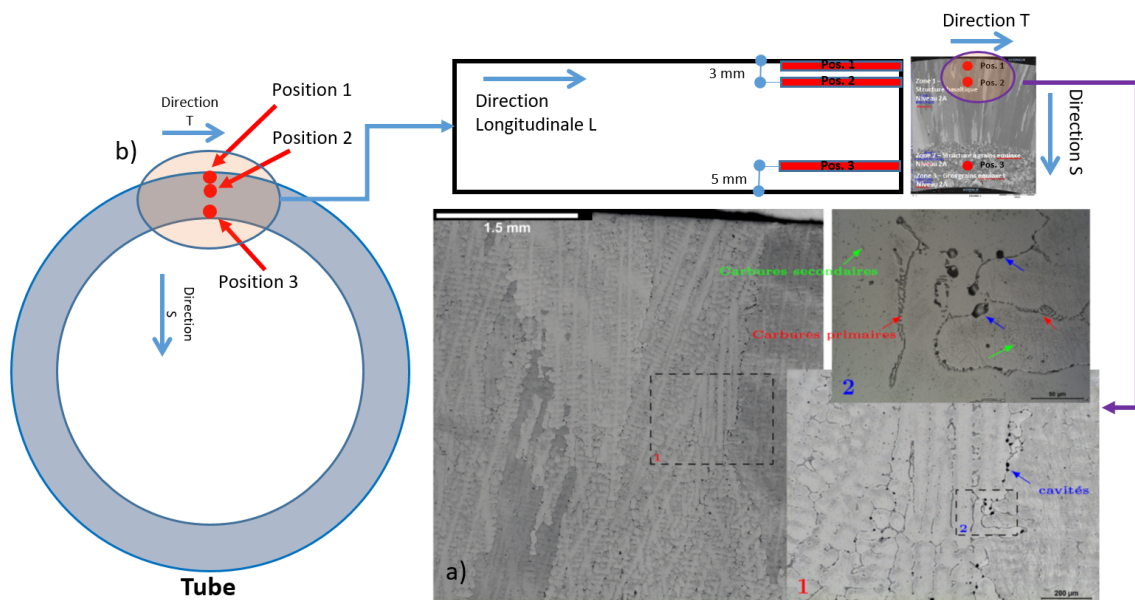


FIGURE 18 – a) Microstructure de la zone basaltique extradoss : mise en évidence des différentes précipitations et phases intermétalliques et visualisation de l'endommagement. b) Zones de prélèvement des allumettes pour analyses en micro-tomographie aux rayons X : Positions 1 à 3 pour le coupon L et positions 1 et 2 pour le coupon H.

Nous nous sommes intéressés à l'analyse de deux coupons extraits du SMR de Normandie et présentant des niveaux d'endommagement différents. L'objectif de l'étude (que nous avons réalisée en lien avec 3Dmagination<sup>16</sup> et le synchrotron Soleil<sup>17</sup> sur la partie imagerie 3D) a été d'évaluer en détail l'endommagement sur les deux coupons, que nous désignerons par H et L. Plusieurs zones ont été analysées : positions 1 & 2 situées en extrados et position 3 située en intrados, cf. schéma de principe Figure 18-b). Une taille représentative de volume de matériau a été utilisée tout en maintenant une haute résolution de  $0,7 \mu\text{m}/\text{voxel}$ . La Figure 19 montre la méthodologie d'analyse : (a) exemple de coupe 2D avec mise en évidence de l'endommagement par cavitation colonnaire avec formation de clusters aux joints de grains (zones basaltique supérieure), (b) segmentation des cavités (en bleu) avec opération de labellisation de chaque particule, (c) principe de calcul d'une fraction volumique locale de porosité  $f_p = V_p/V_k$  via l'utilisation d'un élément de base cubique de dimension  $100 \mu\text{m}$  (ce qui correspond à un nombre d'éléments situé entre 1100 et 2200 pour les volumes répertoriés au Tableau 2;  $V_p$  désigne le volume des pores à l'intérieur du kernel  $V_k$ ), (d) exemple de visualisation 3D d'un volume avec des pores de fluage; la couleur est reliée à la fraction volumique locale pouvant varier localement jusqu'à 15%.

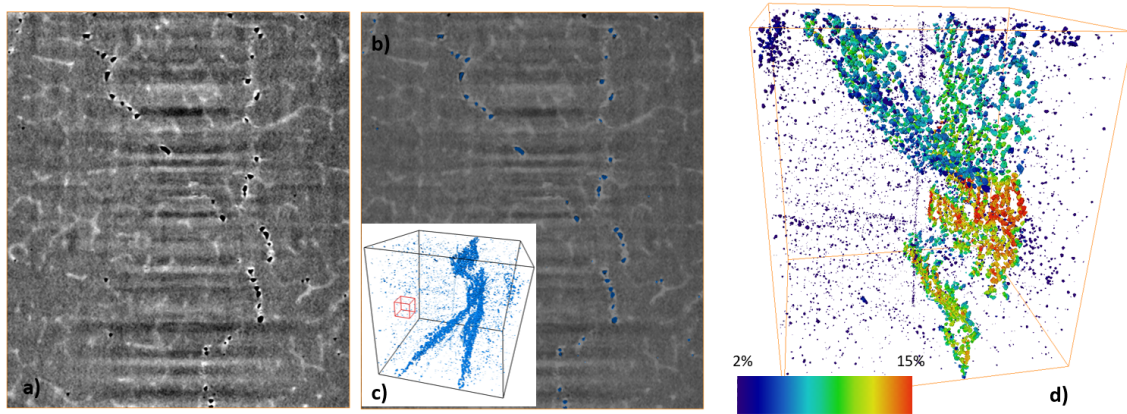


FIGURE 19 – a) Coupe 2D extraite du volume 3D du coupon L (zone 1). Présence de cavités de fluage essentiellement aux joints de grains (mis en évidence par le contraste de phase des rayons X du faisceau synchrotron). b) Segmentation des cavités en bleu. c) Visualisation du volume 3D avec les cavités. Une fraction de porosité locale  $f_p$  est alors calculée sur tout le volume via un élément de base cubique de dimension  $100 \mu\text{m}$  de côté (cube en rouge). d) Visualisation 3D des pores, la couleur est reliée à la fraction volumique locale.

Du fait des volumes importants d'analyse, nous disposons de quantités représentatives dans chaque zone ( $9300 \text{ cavités}/\text{mm}^3$  pour les zones les plus endommagées, par exemple), ce qui permet de générer des histogrammes de comparaison comme illustré à la Figure 20 : (a) on observe une grande similitude entre les zones 1 et 2 (coupon L) sur l'histogramme du diamètre équivalent  $D_{eq}$ , les fréquences les plus élevées se situant autour de  $2 \mu\text{m}$ . La porosité globale du coupon L est plus importante que celle du coupon H, les zones 1 et 2 présentent les endommagements les plus importants avec une fraction volumique totale de cavités de plus de  $2.10^{-3}$ . La zone 3 à grains fins équiaxe est manifestement moins endommagée, elle présente également beaucoup moins de grosses particules ( $> 11 \mu\text{m}$ ). (b) la plus grande partie de l'endommagement en fréquence est située dans des zones où la fraction locale de pore est inférieure à 1%. La zone 3 à grains fins concentre plus de 90%

16. <https://www.3dmagination.eu/>

17. <https://www.synchrotron-soleil.fr, ligne PSICHE>

	L, Pos. 1	L, Pos. 2	L, Pos. 3	H, Pos. 1	H, Pos. 3
Volume d'analyse (mm <sup>3</sup> )	19,14	22,33	11,16	12,76	15,96
Nombre de cavités/mm <sup>3</sup>	8720	9300	5178	6265	5658
fraction volumique totale	2,63.10 <sup>-3</sup>	2,31.10 <sup>-3</sup>	5,85.10 <sup>-4</sup>	1,76.10 <sup>-3</sup>	1,04.10 <sup>-3</sup>
Volume moyen équi. des cavités (μm <sup>3</sup> )	302	248	113	280	184
Facteur de forme moyen des cavités	0,66	0,68	0,67	0,69	0,62
Volume moyen des zones interconnectées avec $f_p > 1\%$ (μm <sup>3</sup> )	9 866 024	12 344 699	689 405	4 585 268	2 462 046

TABLE 2 – Données de synthèse des analyses tomographiques aux rayons X des coupons H et L.

de cavités en fréquence dans cet intervalle alors que la zone basaltique extrados la plus endommagée (L position 1) présente 55% de cavités dans cet intervalle. L'effet cluster se traduit dans ce dernier cas par un étalement de la distribution vers une porosité locale les plus élevées jusque  $f_p = 15\%$ . Ce constat est mis en évidence par une classification assez nette sur la Figure 21-a) qui représente l'évolution de la fréquence cumulée en fonction de la porosité locale  $f_p$ . Le coupon L position 1 présente par exemple 30,5% de cavités avec  $f_p > 2\%$  alors que les échantillons positionnés en zone 3 sont à moins de 3%. Un rendu volumique par seuil sur la fraction volumique locale  $f_p > 1\%$  permet de visualiser (Figure 21-b)) et quantifier (Tableau 2) ces différences : la zone 3 est beaucoup plus diffuse que la zone 1 qui présente un regroupement localisé en cluster.

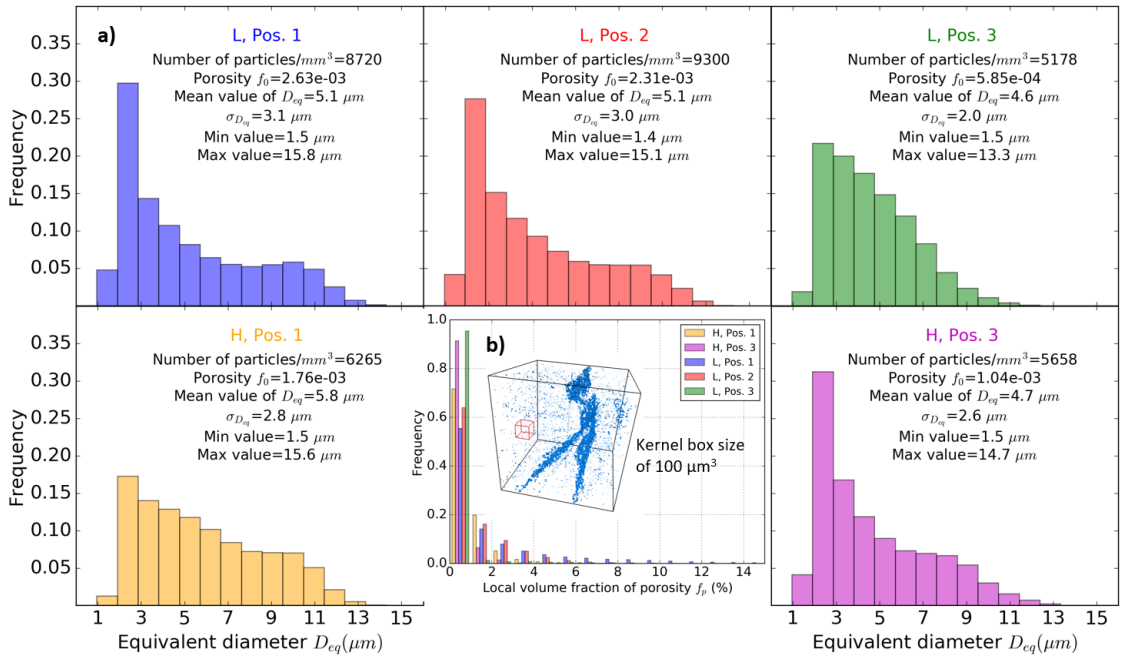


FIGURE 20 – a) Comparaison des histogrammes du diamètre équivalent  $D_{eq}$  de chaque particule pour tous les volumes et les configurations étudiées. b) Répartition en fréquence de la fraction volumique locale  $f_p$  pour tous les volumes et les configurations étudiées.

Pour résumer, une analyse quantitative avec un volume de matériau représentatif a été réalisée à l'aide de la technique de tomographie à rayons X. La technique est particulièrement appropriée pour analyser l'endommagement à la fois diffus et localisé sous

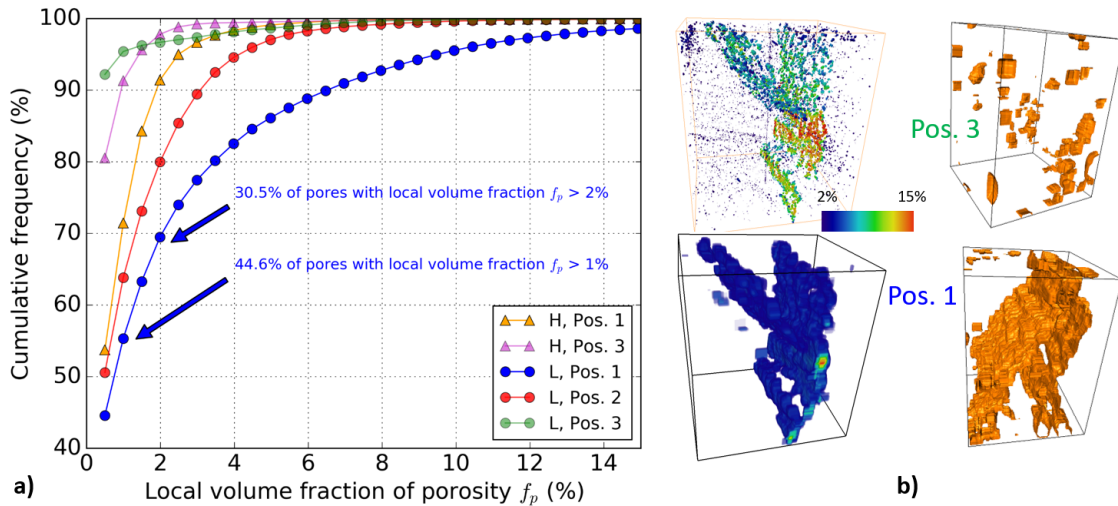


FIGURE 21 – a) Distributions cumulées de la fraction volumique locale  $f_p$  pour toutes les configurations étudiées. b) Rendu volumique par seuillage sur la fraction volumique locale  $f_p > 1\%$  avec comparaison entre la position 1 et la position 3.

forme de cluster. Une classification assez nette est mise en évidence pour l'extraction de données globales d'une part et d'une quantification locale de porosité. Pour aller plus loin, il nous semblerait opportun de prélever des mini-éprouvettes de traction dans les différentes zones afin d'évaluer la ductilité résiduelle pour confirmer les observations non destructives. D'autre part, une réflexion plus globale serait également intéressante à mener pour établir un standard d'utilisation pour une démocratisation de ces techniques d'analyses.

## 6 Instrumentation des essais sur structures

La réalisation d'essais "pleine échelle" (Full size) est importante pour valider les méthodologies d'études basées sur l'utilisation d'éprouvettes dites "standards" de laboratoire. Ces essais sont également importants pour évaluer la capacité des composants à résister aux efforts provenant d'une utilisation normale et d'événements exceptionnels. Ils sont enfin nécessaires dans les procédures de validation de critères d'acceptation des défauts pour déterminer les caractéristiques à rupture et les déformations maximales admissibles. La mise en œuvre de tels essais nécessite de gros moyens expérimentaux. L'instrumentation est de plus primordiale pour l'interprétation des résultats et la validation des modèles bien qu'elle soit difficile à appréhender du fait des dimensions mises en jeu.

Nous nous sommes particulièrement intéressés à l'étude de tubes sollicités sous pression et en combinaison avec un chargement de traction ou de flexion sous les différentes formes suivantes :

- essai d'éclatement sur un tube en pression interne imposée avec défaut longitudinal dans le cadre des travaux de [Burlot et al., 2012, Burlot, 2015] : cette étude a permis de valider l'utilisation des éprouvettes SENT<sup>18</sup> pour l'évaluation de la ténacité des structures tubulaires sous pression. Le chargement instable en pression monotone ne nous a pas permis d'instrumenter localement le tube même si des progrès ont été réalisés en terme d'instrumentation de ce type de structure ;
- essai d'éclatement sur un tube soumis à une pression interne constante (500 bars) et un chargement monotone de flexion en déplacement imposé avec un défaut trans-

18. Single Edge Notch Tensile, éprouvettes ayant un confinement plastique plus faible que les éprouvettes standards de type CT

versal introduit dans la jonction soudée dans le cadre de la thèse de [Soret, 2017] : cet essai a particulièrement été intéressant ; il a permis de construire un véritable dialogue avec la simulation numérique grâce à l'instrumentation que nous avons pu réaliser en cours d'essai ;

- essai de fatigue avec un cyclage en pression interne jusqu'à rupture sur un tube qui a subi préalablement un enfoncement dans le cadre des travaux de thèse [Burgaud, 2018] : une approche classique éprouvette-structure a été adoptée, elle a été associée au développement d'une maquette de laboratoire à l'échelle 1/10 représentative de la structure avec défaut qui a permis de réaliser une étude paramétrique expérimentale complémentaire et moins coûteuse avec une mise en œuvre de l'instrumentation plus simple. La démarche suivie, résumée sur la Figure 22, a permis de valider le transfert éprouvette/structure et le critère de fatigue proposé.

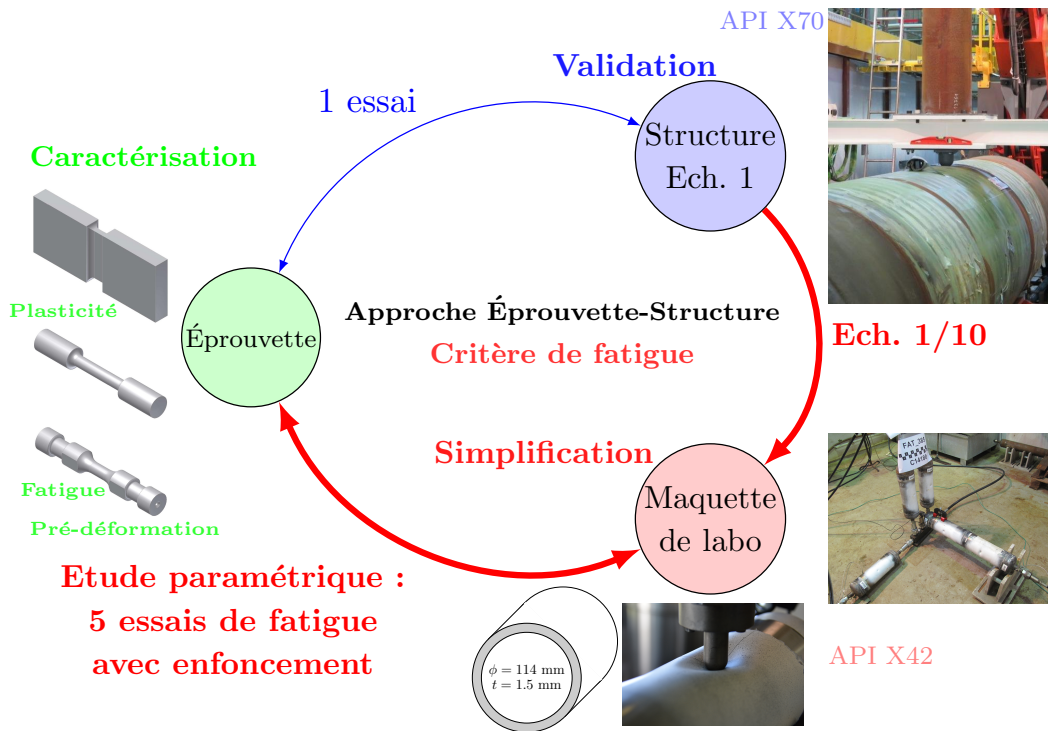


FIGURE 22 – Méthodologie d'approche locale de transfert éprouvette-structure avec développement de maquette intermédiaire de laboratoire.

Notre but n'est pas de détailler ici l'ensemble de ces travaux. Il nous semble cependant intéressant de donner quelques éléments sur la démarche suivie au travers de l'exemple de l'essai de flexion dont les détails se trouvent dans [Soret et al., 2017]. Cet essai a été réalisé au SZMF<sup>19</sup> sur un banc de flexion quatre points nommé LISA (pour Limit State Analyzer) qui est illustré sur la Figure 23-a). Les principales caractéristiques de cet essai sont résumées comme suit : (i) quatre vérins d'une capacité de 2500 kN chacun dont la course vérin peut atteindre plus d'un mètre, (ii) la longueur totale du tube testé est de 6 m, le diamètre extérieur est de 323,8 mm et l'épaisseur de 22,2 mm, (iii) une pression interne de 518 bars est appliquée pendant l'essai avant d'appliquer la sollicitation de flexion. La cinématique de l'essai est schématisée sur la Figure 23-b) qui tient compte du fait que l'axe neutre de flexion (ligne en pointillés)

19. Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH

conserve sa longueur. Le tube a été instrumenté de jauges de déformation positionnées respectivement sur les fibres inférieure (en compression), supérieure (en traction) et sur l'axe neutre. Au droit du défaut, des extensomètres d'ouverture ont été utilisés pour suivre l'ouverture de la fissure selon la méthode double-clip introduite par ExxonMobil et détaillée ici [ExxonMobil Upstream Research Company, 2010, DNV, 2006]. En utilisant les notations de la Figure 24, on a accès à une mesure du CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) au niveau des lèvres de la fissure et du CTOD (Crack Tip Opening Displacement) en utilisant les formules suivantes :

$$\text{CMOD} = v_1 - \frac{h_1}{h_2 - h_1}(v_2 - v_1) \quad \text{et} \quad \text{CTOD} = v_1 - \frac{h_1 + a_0}{h_2 - h_1}(v_2 - v_1) \quad (2)$$

Enfin, la forme du défaut a été mesurée avant essai par une prise d'empreinte, il s'agit d'un défaut droit dont la profondeur maximale est de 4 mm.

Le joint soudé étant en overmatch, nous avons adopté une méthodologie d'identification inverse du comportement et de l'endommagement en utilisant des éprouvettes entaillées. Des mesures de dureté ont mis en évidence pour le métal de base un comportement plus dur (3 mm en intrados et en extrados, ce qui est non négligeable) en peau qu'à cœur. Ce constat a été confirmé par des essais de traction en pleine épaisseur qui présentent un comportement beaucoup plus dur que les essais réalisés à cœur (45 MPa de différence sur la limite d'élasticité, soit une augmentation de 10%).

Une des principales difficultés que nous avons eu pour interpréter cet essai porte sur l'évaluation du bras de levier effectif imposé au tube sur sa partie en flexion constante. En effet, du fait de la largeur importante (30 cm) des bagues de transmission des efforts (partie en jaune sur la Figure 23-b), l'incertitude sur la longueur du bras de levier est de  $\pm 15$  cm de chaque côté du point fixe (inconnue  $\delta$ ) et du point mobile ( $\delta'$ ). En prenant les notations de la Figure 25-a), la longueur effective du bras de levier devient donc :  $l = L + \delta + \delta'$ , cette longueur peut donc osciller entre 1.3 et 1.9 m. Ceci a une autre conséquence sur l'interprétation puisque la longueur de flexion pure reste indéterminée,  $2\delta$  étant la différence entre la longueur nominale  $S$  et la longueur effective. Dans ces conditions, la déformation axiale de traction en fibre supérieure (versus compression en fibre inférieure) peut être reliée au déplacement du vérin par l'équation suivante :

$$\varepsilon_L^T = \frac{U}{L} \times \frac{\text{OD}}{S - 2\delta}, \quad \varepsilon_L^C = -\varepsilon_L^T \quad (3)$$

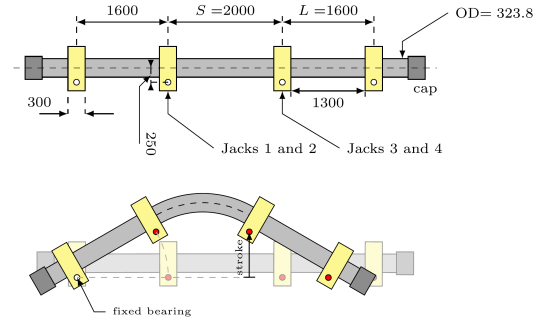
Sur la base de cette analyse simplifiée, nous avons tracé, sur la Figure 25-a), cette évolution pour différentes valeurs de  $\delta$  et les avons confrontées aux mesures expérimentales (jauges locales et vérin global) afin de justifier une valeur de  $\delta = -150$  mm pour l'interprétation de l'essai, soit  $l = 1300$  mm. La Figure 25-b) montre la comparaison du résultat expérimental avec celui d'un calcul par élément finis concernant les courbes force-déplacement de chaque vérin. La longueur du bras de levier effective  $l = 1300$  mm donne de bons résultats : l'ajustement parfait serait à 1250 mm ; et la longueur nominale  $l = L = 1600$  mm mène à une sous-estimation importante de l'effort imposé. Enfin, une approche locale de la rupture a été mise en œuvre, sur la base du modèle classique GTN de [Tvergaard and Needleman, 1984] (sur lequel nous reviendrons dans le chapitre II). Elle a permis de reproduire de façon remarquable les mesures locales d'ouverture et de longueur de fissures comme illustré sur la Figure 26.

Pour résumer, il est important de maîtriser les différents niveaux d'instrumentation pour valider un modèle afin d'aboutir : (i) à une bonne connaissance des conditions aux limites, (ii) à une bonne mesure du comportement local au droit du défaut (fissure, enfoncement, etc.). Il est également important de développer en laboratoire des maquettes intermédiaires représentatives de la structure avec défaut intégrant une meilleure instrumentation.



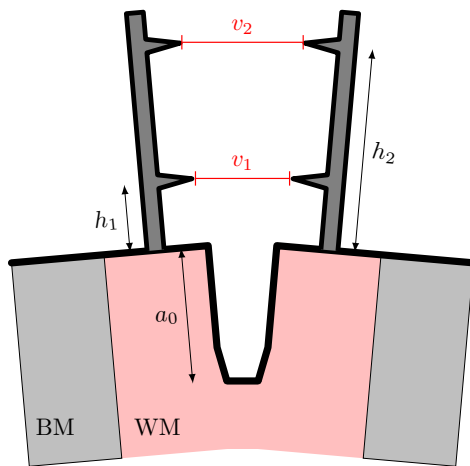


a) Vue du montage expérimental de flexion du tube

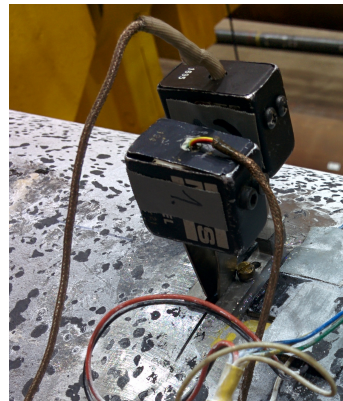


b) Cinématique de l'essai (angle de flexion :  $30^\circ$ )

FIGURE 23 – Dispositif expérimental et cinématique de l'essai de flexion Full-size, [Soret et al., 2017].



Etat déformé



Extensomètres d'ouverture montés sur le tube

FIGURE 24 – Méthode des doubles clips.

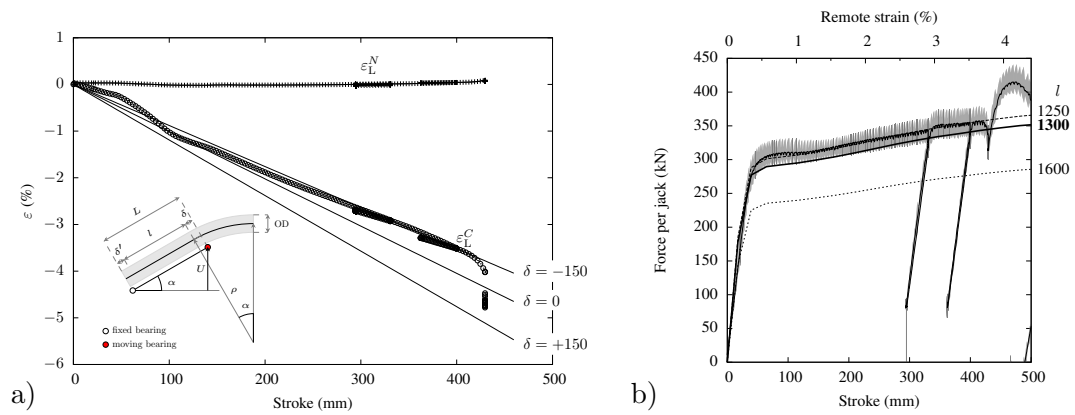


FIGURE 25 – a) Simplification de la cinématique de flexion pour établir le lien entre le déplacement vérin et la mesure via les jauges de déformation, b) Analyse élasto-plastique par élément finis utilisée pour valider le bras de levier expérimental.

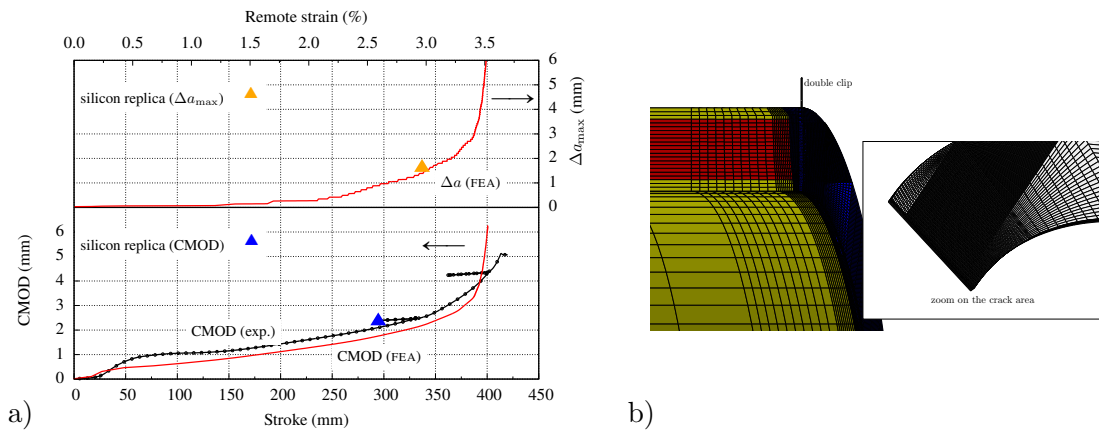


FIGURE 26 – a) Confrontation de la simulation numérique aux mesures expérimentales à différentes échelles (Ouverture de la fissure (CMOD), avancée de la fissure via la prise d’empreinte en cours d’essai et le déplacement vérin), b) Zoom sur le maillage élément finis tenant compte du gradient des propriétés mécaniques dans l’épaisseur, de la géométrie de soudure ainsi que de la géométrie du défaut mesurée par prise d’empreinte.

## Deuxième partie

# Méthodologie de l'approche locale pour la rupture ductile anisotrope

### Résumé

L'objet de ce chapitre est de présenter la démarche de l'approche locale basée sur une représentation micro-mécanique permettant de prévoir la rupture. L'anisotropie fait référence ici à la fois au processus de déformation lié à la plasticité anisotrope et également au processus de rupture anisotrope que nous retrouvons dans certaines structures.

Il est important de souligner que cette approche micro-mécanique ne s'oppose pas à l'approche globale de la rupture. L'utilisation de l'approche globale est généralement privilégiée compte-tenu de la simplicité de sa mise en œuvre notamment lorsqu'il s'agit de prévoir la stabilité ou l'instabilité de la propagation d'une fissure (analyses de type Failure Assessment Diagram (FAD) ou Crack-Driving Force (CDF) par exemple). Ces deux approches sont complémentaires mais possèdent chacune un champ d'action spécifique comme cela a pu être montré dans l'évaluation de la rupture de structures tubulaires, cf. [Soret et al., 2016] et [Soret et al., 2017]. L'approche locale devient nécessaire lorsque l'approche globale a atteint ses limites de validité. C'est le cas dès lors que la plasticité est très étendue et/ou en présence d'une forte anisotropie de rupture. La méthodologie de l'approche locale (cf. [Pineau, 1980, Pineau et al., 2016] pour historique et synthèse) peut être utilisée aussi bien pour prévoir la rupture en présence ou non de fissures dans la structure<sup>20</sup>. Cet avantage repose sur le fait que les critères de rupture tiennent compte des micro-mécanismes de rupture et de la microstructure du matériau et non de la structure.

La première partie de ce chapitre (section 7) est consacrée aux travaux réalisés dans la recherche de critères de plasticité adaptés au comportement anisotrope observés : (i) sur des tôles laminées présentant des mécanismes de déformation de type glissement-symétrique (alliages d'aluminium pour les applications aéronautiques et spatiales et aciers pour les pipelines servant au transport d'énergie, section 7.1), (ii) sur les alliages de magnésium présentant en plus des mécanismes de déformation de type maclage-asymétrique, section 7.2. L'alliage de magnésium, du fait de sa faible densité, est un candidat potentiel pour remplacer différents éléments de structures (notamment dans l'aéronautique et l'automobile). La seconde partie dresse un état de l'art succinct des principaux modèles de rupture (section 8). La troisième partie de ce chapitre est alors consacrée à la recherche de critères de rupture pour décrire la rupture anisotrope d'aciers de pipeline (section 9). Une mise en évidence de l'anisotropie de rupture sur un acier moderne X100 est enfin proposée à l'aide de la technique de tomographie X (section 10).

---

20. Dans l'approche globale, il faut postuler *a priori* la présence d'une fissure

## 7 Modélisation du comportement mécanique en présence d'anisotropie

Quelle que soit l'approche utilisée, il est nécessaire d'évaluer le plus précisément possible les champs de contrainte et de déformation dans la zone critique où la rupture est susceptible de se produire. Il est donc important de modéliser correctement le comportement élasto-plastique du matériau étudié, notamment en tenant compte de l'anisotropie générée par le procédé de fabrication (cf. partie 7.1) ou par le couplage complexe entre les différents mécanismes de déformation que nous pouvons trouver pour certains matériaux (par exemple couplage glissement/maclage pour l'alliage de magnésium qui fera l'objet de la partie 7.2)

### 7.1 tôles laminées : Aluminium, Aciers de pipeline

Nous avons été confrontés à l'analyse du comportement plastique anisotrope des tôles laminées dans la cadre des travaux de thèse suivant : [Chen, 2011] et [Le Guyader, 2014] pour l'aluminium, [Shinohara, 2014], [Burlot, 2015] et [Burgaud, 2018] pour les aciers de pipeline.

Une première étude réalisée sur un alliage d'aluminium lithium (2198) montre que le comportement plastique anisotrope est directement lié à la microstructure et à la texture du matériau, cf. [Chen et al., 2009, Chen, 2011]. La Figure 27 met en évidence un comportement anisotrope à la fois en contrainte et en déformation (dans le plan de la tôle) sur deux nuances de cet alliage 2198 (Recristallisée et Fibrée) avec deux traitements thermiques (T351 et T851) pour chaque nuance. On distingue cependant deux types de comportement : (i) la structure recristallisée, Figure 27-a)-b), présente un léger comportement anisotrope en contrainte plus marqué pour le traitement thermique T8 et un comportement anisotrope très marqué en déformation. Le coefficient de Lankford  $L_k$  est proche de 0,5 et semble indépendant de la direction ; (ii) la structure fibrée, Figure 27-c)-d), présente un comportement anisotrope très marqué en contrainte et également en déformation. On observe une différence non négligeable (jusqu'à près de 100 MPa) en résistance maximale entre la direction L (laminage) et la direction D (45° dans le plan (LT)), la moins résistante. Le coefficient de Lankford évolue énormément : supérieur à 1 pour la direction T, proche de 1 pour la direction D et très inférieur à 1 pour la direction L. Ce type de comportement est également observé sur des aciers de pipeline. La figure 22 montre des résultats sur acier ferrito-perlitique de nuance X70 qui a été étudié sur un plus grand nombre de directions dans le plan de la « tôle » (les prélèvements ont été réalisés sur le tube mis en forme par un procédé hélicoïdal). On observe ici également un fort effet anisotrope à la fois en contrainte et en déformation. Pour les aciers de pipeline, il semble que le matériau présente la plupart du temps une déformation plus importante dans la direction de l'épaisseur S, ce qui se traduit concrètement par une géométrie elliptique après déformation plastique lorsque l'essai est réalisé sur une éprouvette cylindrique de section initiale circulaire, cf. Figure 29 qui montre les résultats obtenus sur un acier de nuance X100, [Shinohara et al., 2016]. Ce type de comportement a également été observé par [Benzerga et al., 2004a] sur un acier de pipeline vintage de nuance X52.

Les développements qui suivent sont issus des travaux de thèse de [Le Guyader, 2014] et de [Shinohara, 2014, Shinohara et al., 2016]. Il ressort de ces résultats que les matériaux issus de tôles laminées peuvent être considéré comme isotrope transverse. Nous devons donc utiliser un critère de plasticité orthotrope, le plus simple étant celui développé par [Hill, 1950] dont la formulation est rappelée

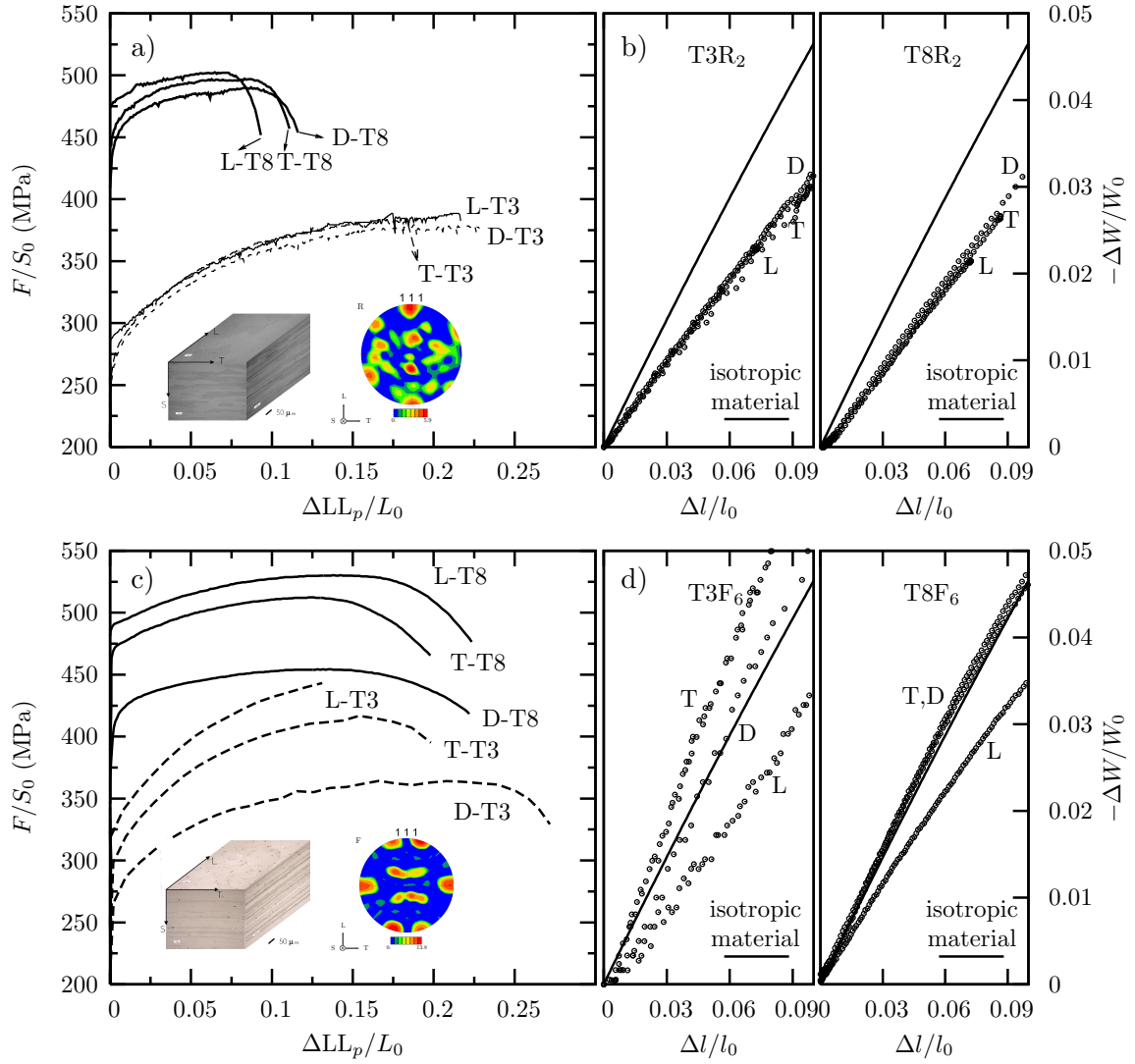


FIGURE 27 – Essais de traction sur éprouvettes plates selon les directions L, T et D sur un alliage d’Aluminium 2198 Al-Cu-Li ([Chen, 2011]). Courbes normalisées contraintes ( $F/S_0$ ) en fonction du déplacement plastique du vérin ( $\Delta LL_p/L_0$ ) pour la texture recristallisée (traitement T3 et T8) (a) et la texture fibrée (traitement T3 et T8) (c); Courbes représentant la réduction latérale ( $\Delta W/W_0$ ) en fonction de l’allongement axial ( $\Delta l/l_0$ ) pour la texture recristallisée (traitement T3 et T8) (b) et la texture fibrée (traitement T3 et T8) (d) ( $F$  : force,  $S_0$  aire de la section initiale,  $\Delta LL_p$  : déplacement du vérin plastique,  $L_0$  : longueur utile de l’éprouvette,  $\Delta W$  : réduction latérale,  $W_0$  : largeur initiale,  $\Delta l$  variation de déplacement mesurée par l’extensomètre axial,  $l_0$  longueur utile de l’extensomètre axial). La texture des matériaux est représentée par les macrographies et les figures de pole.

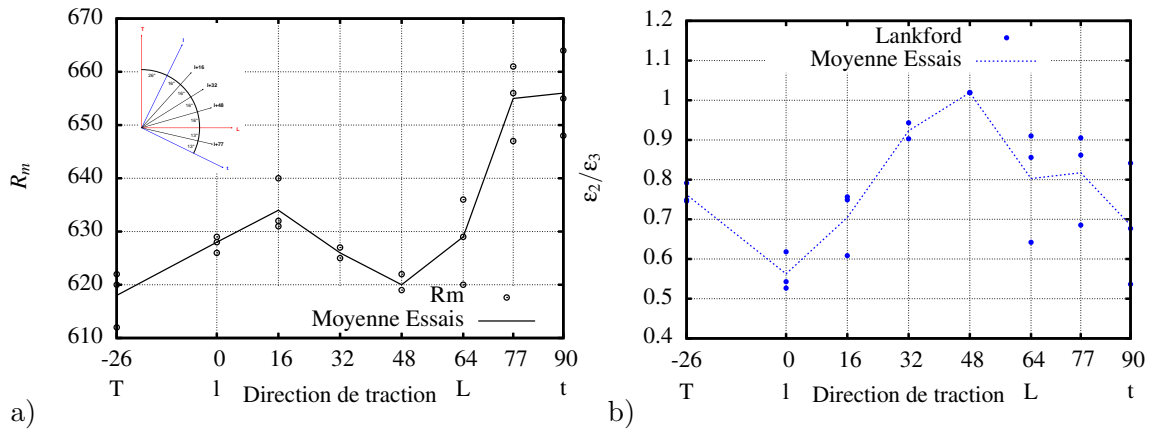


FIGURE 28 – Synthèse des essais de traction sur un acier de pipeline de nuance X70 ([Burgaud, 2018]) : a) variation de la résistance maximale  $R_m$  et b) du coefficient de Lankford en fonction de la direction de prélèvement de l'éprouvette (L : direction axiale du tube, T : direction transverse  $\perp$  à L, l : direction de laminage et t : direction transverse  $\perp$  à l, procédé de mise en forme de type UOE, soudure hélicoïdale).

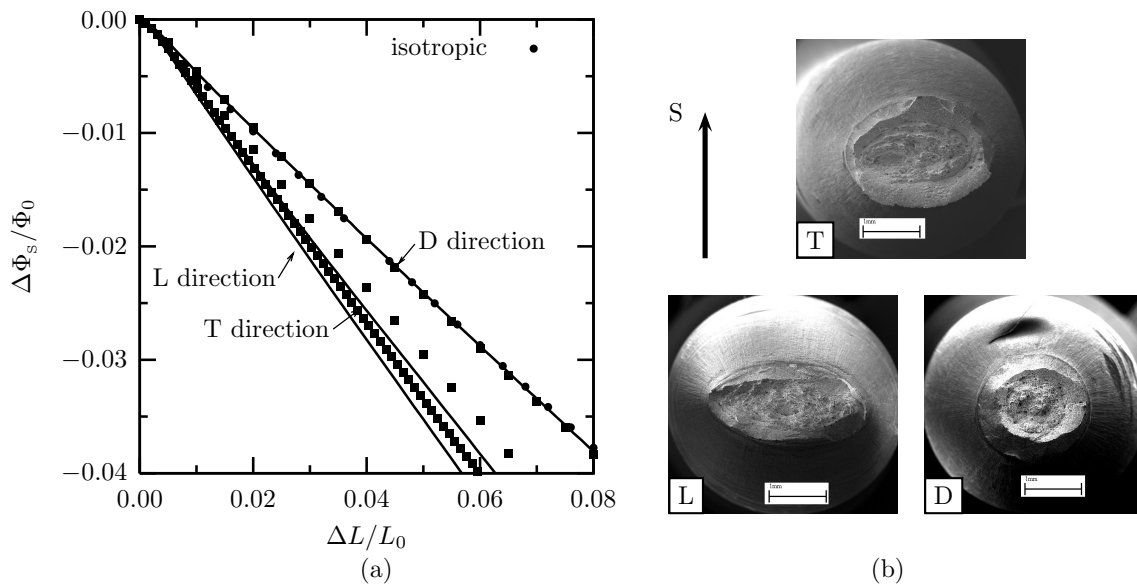


FIGURE 29 – Acier de pipeline de nuance X100 : (a) Réduction diamétrale selon la direction S en fonction de l'allongement axial pour les directions L, T et D de chargement. (b) Surface de rupture des éprouvettes cylindriques selon les différentes directions de chargement, la flèche représente la direction S.

ci-dessous dans le repère  $(x, y, z)$  aligné avec les axes principaux d'orthotropie :

$$(\bar{\sigma}(\boldsymbol{\sigma}))^2 = F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\sigma_{yz}^2 + 2M\sigma_{zx}^2 + 2N\sigma_{xy}^2 \quad (4)$$

L'équation de la surface limite est alors :  $\bar{\sigma}(\boldsymbol{\sigma}) - R(p) = 0$  où  $R(p)$  désigne la loi d'érouissage dont va dépendre l'identification des différents coefficients.

Ce critère est une modification de celui de von Mises par l'introduction de six coefficients afin de tenir compte de l'orthotropie du matériau. Supposons maintenant que les axes  $x$  et  $y$  sont alignés respectivement avec le sens de laminage  $L$  et le sens transverse  $T$ , par construction  $z$  est orienté suivant l'épaisseur de la tôle. Les coefficients du modèle peuvent être déterminés analytiquement à partir d'essais de traction dans le plan de laminage  $(x, y)$ . Nous notons  $\sigma_y^\alpha$  la limite d'élasticité à 0,2 % issue d'un essai de traction prélevée suivant un angle  $\alpha$  par rapport au sens de laminage. Alors selon [Hill, 1990], nous avons la relation suivante :

$$(\sigma_y^\alpha)^2 = \frac{(R(0, 002))^2}{F \sin^2 \alpha + G \cos^2 \alpha + H + (2N - F - G - 4H) \sin^2 \alpha \cos^2 \alpha}$$

$$\text{D'où : } G + H = \frac{(R(0, 002))^2}{(\sigma_y^0)^2} ; F + H = \frac{(R(0, 002))^2}{(\sigma_y^{90})^2} ; F + G + 2N = \frac{4 (R(0, 002))^2}{(\sigma_y^{45})^2} \quad (5)$$

Nous constatons qu'il manque une équation pour pouvoir obtenir les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$  et  $N$ , celle-ci sera fournie par la mesure du coefficient de Lankford  $L_k$  dont nous rappelons ci-dessous la définition :

$$L_k = \frac{\varepsilon_2^p}{\varepsilon_3^p} = - \frac{\varepsilon_2^p}{\varepsilon_1^p + \varepsilon_2^p} \quad \text{car } \varepsilon^p \text{ est un déviateur} \quad (6)$$

Dans la relation ci-dessus la notation  $\varepsilon_i^p$  désigne les valeurs des déformations plastiques dans les directions de traction et transverses de l'éprouvette. Il faut préciser qu'en toute rigueur il s'agit de déformations rationnelles. Pour une éprouvette prélevée suivant un angle  $\alpha$  par rapport à  $L$  nous noterons  $L_k^\alpha$  le coefficient de Lankford dont l'expression issue de [Hill, 1990] est :

$$L_k^\alpha = \frac{H + (2N - F - G - 4H) \sin^2 \alpha \cos^2 \alpha}{F \sin^2 \alpha + G \cos^2 \alpha}$$

$$\text{D'où : } L_k^0 = \frac{H}{G} ; L_k^{90} = \frac{H}{F} ; L_k^{45} = \frac{N}{F + G} - \frac{1}{2} \quad (7)$$

Une première limitation du critère de Hill vient du fait qu'il ne sera pas possible de recalculer les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$  et  $N$  à la fois sur les contraintes  $(\sigma_y^0, \sigma_y^{90}$  et  $\sigma_y^{45})$  et sur les coefficients de Lankford  $(L_k^0, L_k^{90}$  et  $L_k^{45})$ , du fait de la dépendance induite entre les contraintes et déformations. Une deuxième limitation de ce critère est liée au fait qu'il est quadratique. Dans le cas isotrope les matériaux ont souvent un comportement plastique qui s'inscrit entre le critère de von Mises qui est quadratique et celui de Tresca (cf. Figure 30 pour comparaison des critères Tresca et Mises dans l'espace des contraintes principales  $(\sigma_1, \sigma_2)$ ). Il est donc très important de posséder un critère non quadratique d'exposant  $m$ , afin de pouvoir modéliser au plus juste le comportement plastique du matériau.

Ceci est particulièrement visible lorsqu'on s'intéresse au comportement d'une éprouvette en déformation plane (DP). La Figure 30 montre que l'écart maximal entre

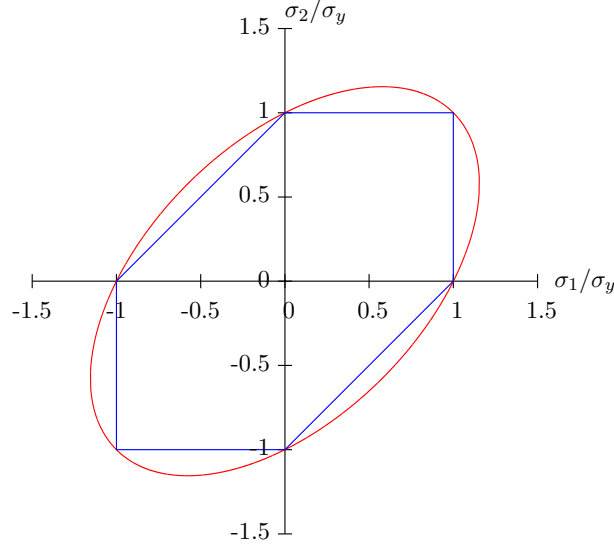


FIGURE 30 – Surfaces de charge des critères de von Mises et Tresca

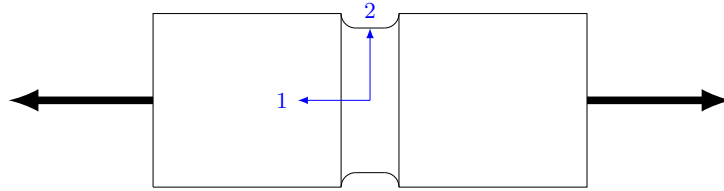


FIGURE 31 – Repère propre d'une éprouvette  $DP$  soumise à un effort de traction.

les courbes de Tresca Mises se situe lorsque  $\sigma_1$  est la moitié ou le double de  $\sigma_2$ . Or cet état de contrainte correspond précisément à celui généré au centre de l'éprouvette  $DP$ . En effet la géométrie de cette éprouvette est étudiée de manière à avoir  $\varepsilon_2 = 0$  et  $\sigma_3 = 0$ , soit en tenant compte de la règle de normalité plastique et de l'expression de  $\varepsilon^p$  associée au critère de von Mises nous obtenons la relation :

$$\dot{\varepsilon}_2^p = \dot{p} \frac{3 s_2}{2\sigma_{eq}} \quad (8)$$

Avec  $s_2$  la contrainte déviatorique selon la direction 2. Or  $\dot{\varepsilon}_2^p$  est nul puisque la déformation  $\varepsilon_2$  est bloquée, par conséquent  $s_2$  est égal à zéro. Du fait que  $\sigma_3$  est également nul, il en résulte la relation recherchée c'est-à-dire un rapport de deux entre  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$  ( $\sigma_1 = 2\sigma_2$ ). Il est intéressant de noter que la valeur de ce rapport entre les deux contraintes principales est précisément celui qui résulte de l'état de contraintes d'un réservoir cylindrique sous pression ou d'une canalisation de pipeline sous pression.

Le critère de [Hosford, 1972] est le premier critère non quadratique formulé à partir des valeurs propres  $S_i$  du déviateur associé au tenseur des contraintes. Pour mémoire son expression dans le repère principal de  $\sigma$  est :

$$\bar{\sigma} = [(S_1 - S_2)^a + (S_2 - S_3)^a + (S_3 - S_1)^a]^{1/a} \quad (9)$$

Afin de prendre en compte l'anisotropie du matériau, une extension de ce critère sera proposée par [Barlat et al., 1991]. L'écriture du critère fait également intervenir les valeurs propres  $s_i^g$  d'un déviateur  $s^g$  ( $g$  pour glide ou glissement) construit à partir de  $\sigma$  et d'un tenseur d'ordre 4, noté  $L^g$  :

$$\bar{\sigma}^g = \left( \frac{1}{2} (|s_1^g - s_2^g|^{a_g} + |s_2^g - s_3^g|^{a_g} + |s_3^g - s_1^g|^{a_g}) \right)^{1/a_g} \quad \text{avec} \quad \mathbf{s}^g = \mathbf{L}^g : \boldsymbol{\sigma} \quad (10)$$



L'orthotropie du matériau est modélisée par le tenseur  $L^g$  dont l'expression en notation de Voigt<sup>21</sup> est :

$$\mathbf{L}^g = \begin{pmatrix} \frac{1}{3}(l_2^g + l_3^g) & -\frac{1}{3}l_3^g & -\frac{1}{3}l_2^g & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{1}{3}l_3^g & \frac{1}{3}(l_3^g + l_1^g) & -\frac{1}{3}l_1^g & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{1}{3}l_2^g & -\frac{1}{3}l_1^g & \frac{1}{3}(l_1^g + l_2^g) & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & l_{12}^g & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & l_{23}^g & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & l_{31}^g \end{pmatrix} \quad (11)$$

On note que  $\bar{\sigma}^g(\boldsymbol{\sigma}, \mu \mathbf{L}^g) = \mu \bar{\sigma}^g(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{L}^g) = \bar{\sigma}_\mu^g$  pour tout  $\mu > 0$ . Ceci implique que la surface de plasticité est définie à un facteur constant près :

$$\Phi^g = \bar{\sigma}^g(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{L}^g) - R^g \quad \Leftrightarrow \quad \Phi_\mu^g = \bar{\sigma}^g(\boldsymbol{\sigma}, \mu \mathbf{L}^g) - \mu R^g \quad (12)$$

$R^g$  représente ici l'écroissage isotrope. Notons que si  $\Phi_\mu^g$  est utilisé à la place de  $\Phi^g$ , les nouvelles valeurs de  $p^g$  ( $p_\mu^g$ ) seront divisées par  $\mu$  ( $p_\mu^g = p^g/\mu$ ) comme le produit  $\dot{p}^g \bar{\sigma}^g = \dot{p}_\mu^g \bar{\sigma}_\mu^g$  doit rester constant (ce produit est relié à l'énergie plastique par  $\dot{p}^g \bar{\sigma}^g = \dot{\varepsilon}^g : \boldsymbol{\sigma}$ ). Cela implique également que l'une des composantes de  $L^g$  peut être fixée arbitrairement.

Pour un matériau fortement orthotrope le critère de [Barlat et al., 1991] bien que non quadratique ne permet pas le recalage simultané des contraintes ( $\sigma_y^0$ ,  $\sigma_y^{90}$  et  $\sigma_y^{45}$ ) et des coefficients de Lankford ( $L_k^0$ ,  $L_k^{90}$  et  $L_k^{45}$ ) puisque le nombre de coefficients disponibles ( $l_1^g$ ,  $l_2^g$ ,  $l_3^g$  et  $l_{12}^g$ ) est toujours égal à quatre. Pour s'affranchir de cette limitation il faut augmenter le nombre de paramètres, cette solution est proposée par [Bron and Besson, 2004] qui synthétisent le critère de [Barlat et al., 1991] et celui de [Karafillis and Boyce, 1993] pour aboutir à la formulation suivante :

$$\bar{\sigma} = \left( \sum_{i=1}^2 \alpha_i \bar{\sigma}_i^a \right)^{1/a} \quad \text{avec} \quad \bar{\sigma}_i = (\psi_i)^{1/b_i} \quad (13)$$

$$\text{Avec} \quad \begin{cases} \psi_1 = \frac{1}{2} \left( |s_1^1 - s_2^1|^{b_1} + |s_2^1 - s_3^1|^{b_1} + |s_3^1 - s_1^1|^{b_1} \right) \\ \psi_2 = \frac{3b_2}{2b_2+2} \left( |s_1^2|^{b_2} + |s_2^2|^{b_2} + |s_3^2|^{b_2} \right) \end{cases}$$

Les tenseurs  $s^1$  et  $s^2$ , définis par :  $s^k = L^k : \boldsymbol{\sigma}$ , ont pour valeurs propres :  $s_i^1$  et  $s_j^2$ . Les tenseurs  $L^k$  d'ordre 4 s'écrivent de la manière suivante :

$$\mathbf{L}^k = \begin{pmatrix} \frac{1}{3}(l_2^k + l_3^k) & -\frac{1}{3}l_3^k & -\frac{1}{3}l_2^k & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{1}{3}l_3^k & \frac{1}{3}(l_3^k + l_1^k) & -\frac{1}{3}l_1^k & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{1}{3}l_2^k & -\frac{1}{3}l_1^k & \frac{1}{3}(l_1^k + l_2^k) & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & l_{12}^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & l_{23}^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & l_{31}^k \end{pmatrix} \quad (14)$$

L'application du critère de [Bron and Besson, 2004] a permis de bien représenter le comportement anisotrope des alliages d'aluminium (cf. Figure 32) et des aciers de pipeline. Les Figures 29-a et 33 montrent la modélisation des essais de traction et de déformation plane avec une bonne représentation à la fois des contraintes et des déformations. La stratégie d'identification des coefficients du modèle est celle développée dans [Bron and Besson, 2004].

21. Cette notation permet de simplifier le calcul tensoriel pour des tenseurs symétriques, elle est utilisée dans le code Zset. Un tenseur d'ordre deux symétrique est exprimé sous forme de vecteur comme suit :  $\mathbf{a} = (a_{11}, a_{22}, a_{33}, \sqrt{2}a_{12}, \sqrt{2}a_{23}, \sqrt{2}a_{31})^T$ .

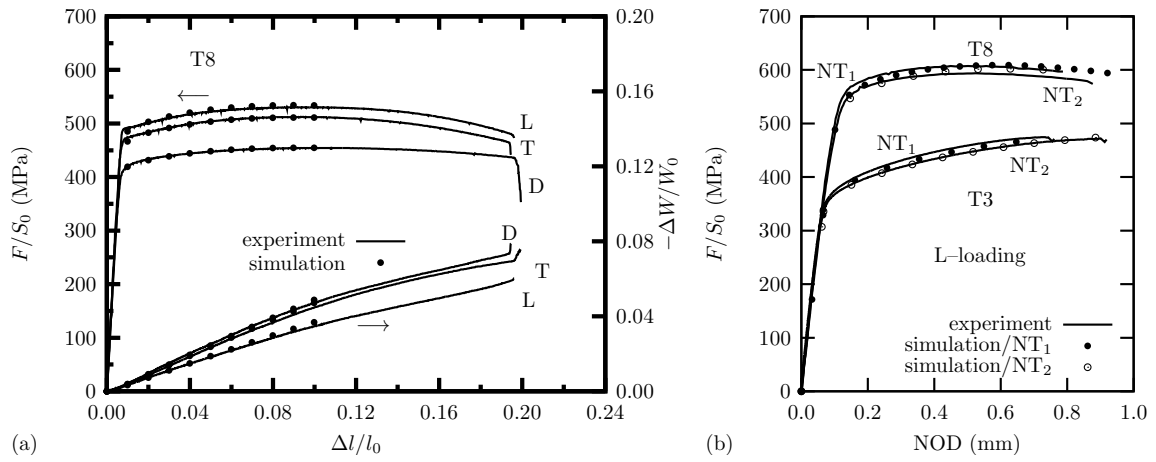


FIGURE 32 – Comparaison des essais (lignes) et de la simulation (symboles) pour les essais de traction simple (a) et traction entaillée (b), [Chen et al., 2009].

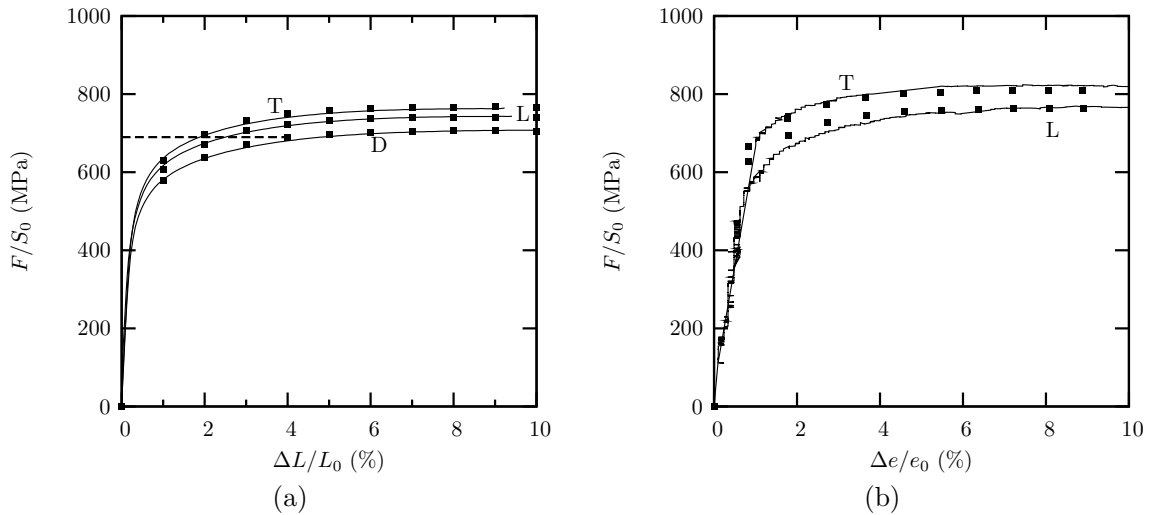


FIGURE 33 – Comparaison essais-calcul : (a) Essais de traction selon les directions de chargement L, T et D. (b) Essais de déformation plane : Courbes Force normalisée–réduction de l'épaisseur pour les direction de chargement L et T, [Shinohara et al., 2016].

## 7.2 Comportement asymétrique : exemple du magnésium

Le magnésium est un matériau d'avenir (33% plus léger que l'aluminium, 60% plus léger que le titane, et 75% plus léger que l'acier), notamment dans le domaine de l'automobile en raison des normes CAFE (Corporate Average Fuel Economy) pour les Etats Unis et des normes d'émission de l'UE qui exigent des fabricants automobiles d'accroître le nombre moyenne de miles parcourus par gallon (mpg). Du fait de la mise en place de ces normes sévères, les constructeurs se tournent vers le magnésium afin de réduire le poids du véhicule de façon drastique afin de répondre à ces lignes directrices strictes. Cependant, les alliages de magnésium ont un comportement mécanique complexe (Structure Hexagonale Compacte HCP) que nous allons décrire via les principaux résultats développés dans les contributions suivantes : [Steglich et al., 2016] et [Madi et al., 2017, Kondori et al., 2018, Herrington et al., 2019]. Nous nous focalisons sur la proposition d'un multi-critère de plasticité permettant de rendre compte à la fois des mécanismes de déformation de type glissement-symétrique (glide) et de type maclage-asymétrique (twinning) dans un contexte de forte anisotropie. Le premier critère est identique à ce qui a été présenté dans la section précédente tandis que la description du maclage est adaptée du modèle proposé par [Cazacu et al., 2006]. Ce modèle permet également de décrire l'anisotropie à l'aide de la technique de transformation linéaire qui est introduite pour définir un nouveau tenseur de contrainte modifié  $\sigma^t$  :

$$\sigma^t = \mathbf{L}^t : \mathbf{J} : \sigma^t \quad (15)$$

où  $\mathbf{J}$  est le tenseur de quatrième ordre reliant le tenseur de deuxième ordre à son déviateur et  $\mathbf{L}^t$  est un tenseur constant de quatrième ordre. La contrainte équivalent  $\bar{\sigma}^t$  est alors donnée par :

$$\bar{\sigma}^t = ((|\sigma_1^t| - k\sigma_1^t)^{a_t} + (|\sigma_2^t| - k\sigma_2^t)^{a_t} + (|\sigma_3^t| - k\sigma_3^t)^{a_t})^{1/a_t} \quad (16)$$

Où  $\sigma_1^t$ ,  $\sigma_2^t$  and  $\sigma_3^t$  sont les valeurs propres de  $\sigma^t$ . Le paramètre  $k$  est relié à l'asymétrie initiale en contrainte ( $-1 < k < 1$ ). Pour le magnésium, la limite d'élasticité en traction est largement supérieure à sa limite en compression, ce qui donne  $k > 0$ . En utilisant la même convention précédente, les composantes de  $\mathbf{L}^t$  se lisent :

$$\mathbf{L}^t = \begin{pmatrix} l_1^t & \mathcal{L}_{12}^t & \mathcal{L}_{13}^t & 0 & 0 & 0 \\ \mathcal{L}_{12}^t & l_2^t & \mathcal{L}_{23}^t & 0 & 0 & 0 \\ \mathcal{L}_{13}^t & \mathcal{L}_{23}^t & l_3^t & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & l_{12}^t & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & l_{23}^t & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & l_{31}^t \end{pmatrix} \quad (17)$$

Les "axes d'orthotropie" de chaque surface sont considérés comme fixes par rapport au matériau. La seconde surface de plasticité est définie comme suit :

$$\Phi^t = \bar{\sigma}^t(\sigma, \mathbf{L}^t) - R^t \quad (18)$$

$R^g$  et  $R^t$  représentent les fonctions d'érouissage isotropes.  $R^g$ , la fonction gérant l'érouissage par glissement, peut s'écrire :

$$R^g(p^g, p^t) = R_0^g + Q_1^g (1 - \exp(-b_1^g p^g)) + Q_2^g (1 - \exp(-b_2^g p^g)) + \mathcal{H}^{tg} p^t \quad (19)$$

Où les paramètres  $R_0^g$ ,  $Q_1^g$ ,  $b_1^g$ ,  $Q_2^g$  et  $b_2^g$  décrivent une loi de saturation exponentielle de type Voce. De plus,  $\mathcal{H}^{tg}$  est un terme d'interaction décrivant le potentiel effet du maclage sur glissement. Une simple forme linéaire est choisie ici même si une forme plus complexe pourrait être utilisée si besoin.

La contrainte d'écoulement associée à la surface de "mailage" est exprimée comme :

$$R^t(p^t) = R_0^t + Q_1^t (1 - \exp(-b_1^t p^t)) + Q^t (\exp(q^t p^t) - 1) + H^t p^t + \mathcal{H}^{gt} p^g \quad (20)$$

Cette loi d'écrouissage peut être séparée en (i) une loi de saturation de type Voce (paramètres  $R_0^t$ ,  $Q_1^t$  et  $b_1^t$ ); (ii) une fonction décrivant le durcissement prononcé observé pendant un écoulement affecté par le maillage (paramètres  $Q^t$ ,  $q^t$  et  $H^t$ ); et (iii) une expression décrivant les effets du glissement sur le maillage (paramètre  $\mathcal{H}^{gt}$ ). Une forme linéaire simple est utilisée ici pour cette dernière, mais elle pourrait être affinée sur la base de données expérimentales.

Le modèle permet notamment de reproduire le comportement observé sur une base de données expérimentale conséquente avec des essais dans les 3 directions (L, T, S) et dans les 3 plans (LT, LS et TS), cf. Figure 34 pour exemple de comparaison.

Un exemple d'évolution de la surface de plasticité est illustré sur les Figs. 35 et 36. Les surfaces,  $\Phi^g = 0$  et  $\Phi^t = 0$ , initiales et après déformation sont représentés selon un chemin de chargement imposé (0→1) en compression et en traction. Seul le plan de projection (L-T) est illustré ici (cf. [Kondori et al., 2018] pour plus de détails). La surface de plasticité effective est représentée par l'intersection illustrée en gris sur les Figs. 35 b) et 36 b). Elle présente une axe de symétrie selon la bissectrice  $\sigma_{TT} = \sigma_{LL}$ , ce qui induit des réponses identiques selon les directions L et T en traction ou en compression. On remarque également que l'écrouissage est régi par le glissement en traction et par le maillage en compression, ce qui est conforme à des prévisions plus fondamentales fondées sur la plasticité cristalline pour les agrégats polycristallins ([Selvarajou et al., 2017]).

L'évolution de la surface de plasticité effective évolue évidemment, mais pas d'une manière similaire en raison des lois d'écrouissage distinctes qui régissent l'expansion des surfaces "glide" et "twinning". Ceci est illustré dans la Fig. 35 pour le chargement en compression le long de L en suivant un chemin imposé 0→1. Initialement, pour le chargement en compression, seul le maillage est activé de sorte que, comme indiqué dans la Fig. 35 a), la déformation plastique cumulée due au maillage,  $p^t$ , augmente alors que la déformation résultante due au glissement,  $p^g$ , reste nulle. En conséquence, l'évolution de la contrainte d'écoulement suit la forme sigmoïdale typique, dictée par la loi d'écrouissage (20). Comme le durcissement du "système de glissement" est affecté par l'accumulation de la "déformation de maillage"  $p^t$  (voir le dernier terme de Eq. (19)), la surface de glissement se dilate également (ligne bleue en pointillés dans la Fig. 35 b). Finalement, la surface de maillage se dilate plus rapidement que la surface de glissement. jusqu'à ce que les deux surfaces entrent en contact pour la première fois pour une valeur de la déformation nominale  $\Delta l/l_0 \lesssim 0.08$ . Au-delà de ce point, les deux mécanismes sont simultanément actifs de sorte que les deux surfaces se dilatent ensemble, comme illustrée à l'étape intitulée "1". Une déformation supplémentaire  $p^g$  est alors ajoutée à la précédente pour donner la déformation plastique totale. Pour le chargement en traction (Fig. 36), l'évolution de la surface de plasticité est pilotée uniquement par le mécanisme de glissement. En effet, les surfaces dilatées ne se rencontrent jamais en raison du caractère haussier pour activer l'écrouissage lié au maillage.

La stratégie d'identification des coefficients du modèle est détaillée et discutée dans [Kondori et al., 2018].

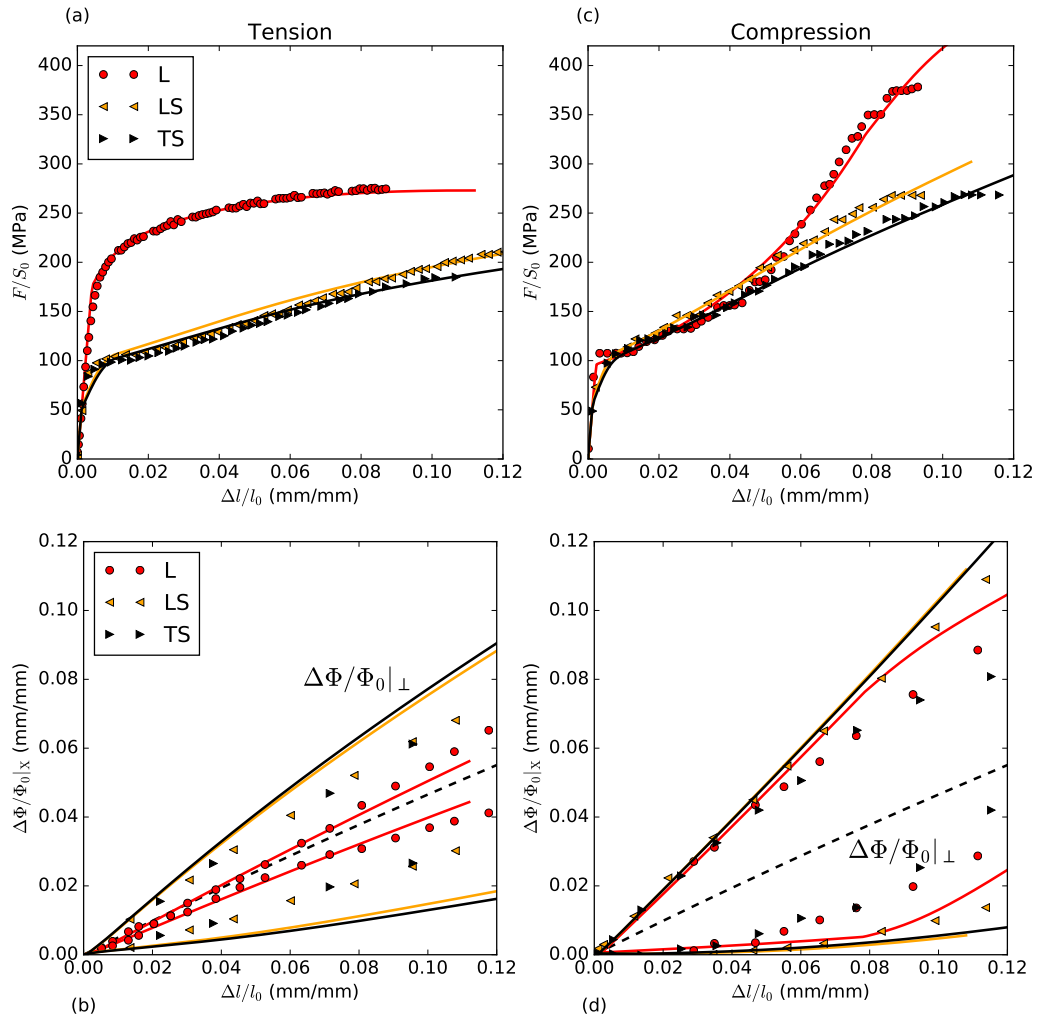
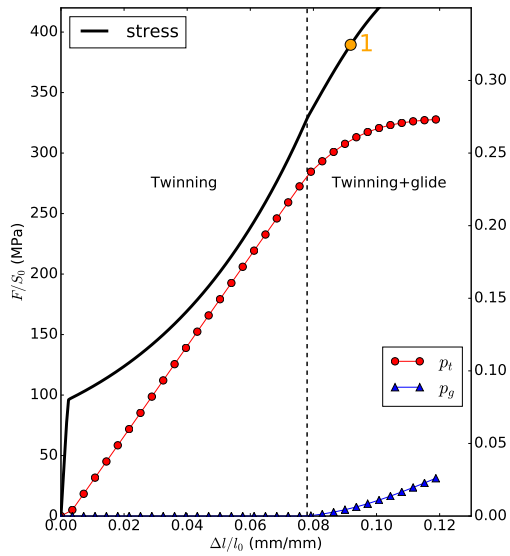


FIGURE 34 – Confrontation essais (points), calculs (lignes) pour les chargements hors plan/hors axe pour le magnésium AZ31. (a) Courbes nominales contrainte - déformation en traction. (b) Déformations latérales par rapport aux déformations axiales en traction. (c) Courbes nominales Contrainte - déformation en compression. (d) Déformations latérales par rapport aux déformations axiales en compression. La ligne pointillée en (b) et (d) illustre la réponse en plasticité isotrope comme référence.

(a)



(b)

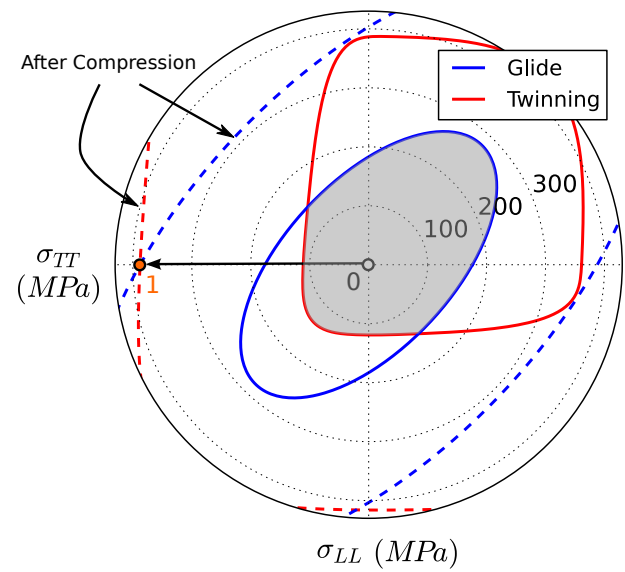
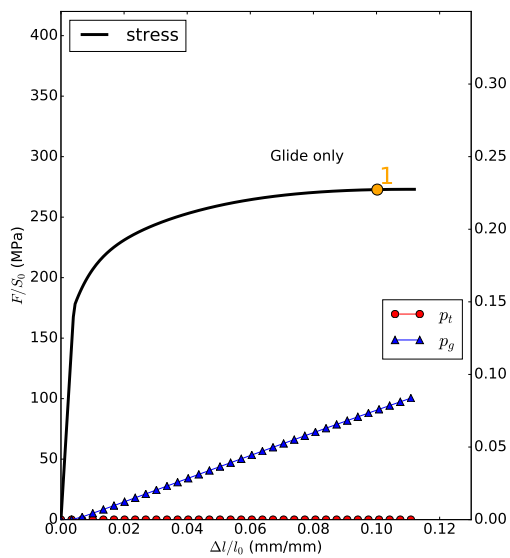


FIGURE 35 – Compression uniaxiale selon la direction L pour le magnésium AZ31 : a) Courbes contrainte nominale et déformations plastiques cumulées de glissement et maillage par rapport à la déformation nominale ; et b) Évolution des surfaces de plasticité le long de la trajectoire (0-1).

(a)



(b)

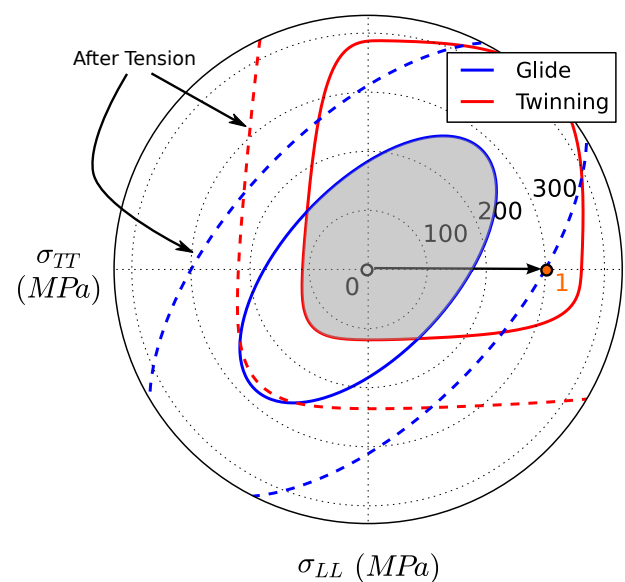


FIGURE 36 – Traction uniaxiale selon la direction L pour le magnésium AZ31 : a) Courbes contrainte nominale et déformations plastiques cumulées de glissement et maillage par rapport à la déformation nominale ; et b) Évolution des surfaces de plasticité le long de la trajectoire (0-1).

## 8 Modèles pour décrire l’endommagement et la rupture

Depuis les années 70, des modèles pour décrire l’endommagement des matériaux jusqu’à la rupture (c’est-à-dire l’état dans lequel la capacité de charge du matériau disparaît) ont été continuellement développés.

Il existe de nombreux modèles pour décrire **la rupture ductile** et sont examinés dans ([Tvergaard, 1990], [Besson, 2009], [Benzerga and Leblond, 2010], [Pineau et al., 2016]). Le modèle le plus largement accepté a été proposé par [Tvergaard and Needleman, 1984] sur la base des travaux fondateurs de [Gurson, 1977] : modèle dit "GTN". Ce modèle, qui s’est avéré capable de prédire des phénomènes tels que le rupture en "cup and cone", a donné lieu depuis sa publication à de nombreuses extensions. Cette classe de modèle a suscité de l’intérêt car elle repose sur une solide analyse micromécanique et tente explicitement de décrire les phénomènes de dégradation (nucléation des vides, croissance et coalescence) qui peuvent être déterminés de manière expérimentale. Ce qui suit peut être intéressant pour notre champ d’étude : l’extension à l’anisotropie plastique selon le critère de Hill [Rivalin et al., 2000, Brunet et al., 2005, Benzerga et al., 2004b, Ben Bettaieb et al., 2011] et également des modèles plus avancés comme dans [Bron and Besson, 2006, Tanguy et al., 2008, Morgener et al., 2009], coalescence par striction interne ([Thomason, 1985], [Pardoen and Hutchinson, 2000], [Benzerga, 2002]), anisotropie de rupture ([Morgener and Besson, 2011], [Benzerga et al., 2004b]). Plus récemment, le rôle du paramètre Lode (lié au troisième invariant du tenseur de contrainte) sur la rupture ductile a été introduit par l’équipe dirigée par Wierzbicki (voir par exemple ([Bai and Wierzbicki, 2008], [Dunand and Mohr, 2014])). Une autre possibilité est d’utiliser des modèles basés sur la mécanique continue de l’endommagement (Continuum Damage Mechanics, CDM) suivant les travaux de Lemaitre [Lemaitre, 1985]. Ces modèles peuvent intégrer l’effet de l’anisotropie plastique (voir par exemple [Badreddine et al., 2010]) et peuvent être étendus pour représenter l’endommagement anisotrope [Lemaitre et al., 2000].

Des approches alternatives basées sur l’analyse de l’angle d’ouverture de la pointe de fissure (CTOA) ou du déplacement d’ouverture de la pointe de fissure (CTOD) peuvent également être utilisées pour simuler l’avancée de la fissure [James and Newman, 2003]. Cependant, ces méthodes ne peuvent être appliquées que dans le cas de fissures préexistantes et ne sont pas adaptées à l’analyse des entailles, des enfoncements... Les modèles à zones cohésives (CZM) constituent également une solution alternative. Leur principal inconvénient est qu’ils ne peuvent pas facilement saisir la dépendance de la rupture par rapport à la triaxialité des contraintes, de sorte que leur utilisation est discutable si un transfert éprouvette/structure avec des niveaux de confinement différents doit être effectué.

**La rupture fragile** est généralement caractérisée par de faibles niveaux de déformation et une grande dispersion et on peut considérer qu’elle peut être décrite par la théorie du maillon le plus faible. Ces caractéristiques sont prises en compte par le [Beremin, 1980] qui est un modèle bien établi pour la rupture fragile. Ce modèle a donné lieu à plusieurs extensions/modifications (voir par exemple [Bordet et al., 2005], [Faleskog et al., 2004], [Andrieu et al., 2012]). L’utilisation des modèles de type Beremin ainsi que leurs applications à l’ingénierie ont été récemment examinées par [Ruggieri and Dodds, 2018]. Les modèles de zone de cohésives (CZM) sont également une solution alternative. La modélisation de champ de phase est également une autre possibilité pour prédire la rupture fragile à la fois pour les phases d’initiation et de croissance des fissures ([Francfort and Marigo, 1998, Leguillon, 2002, Vignollet et al., 2014, Li and Leguillon, 2018]).

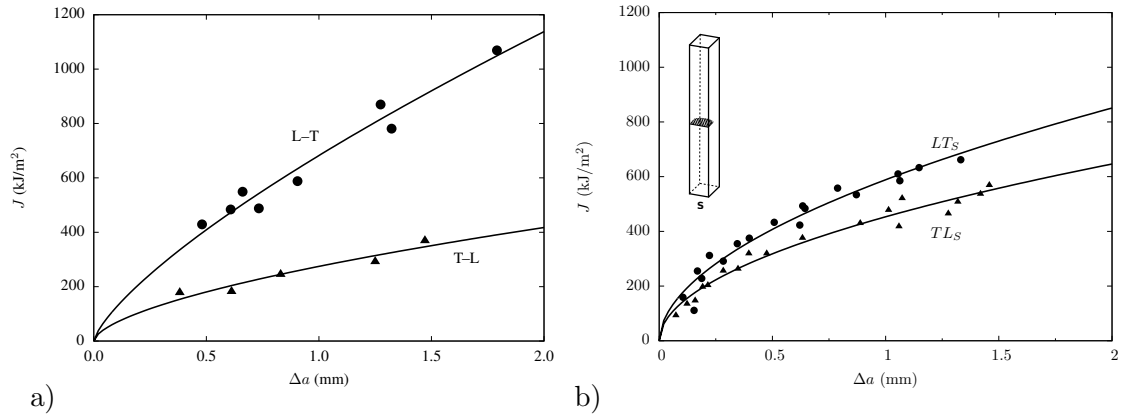


FIGURE 37 – Effet du confinement plastique sur l’anisotropie de rupture d’un acier de nuance X63 : a) géométrie CT, b) géométrie SENT.

## 9 Proposition de modélisation de la rupture ductile en présence d’anisotropie

Nous nous focalisons ici sur les aciers de pipeline. Nos développements se sont concentrés sur deux nuances d’aciers : i) une nuance vintage (grade X63) étudiée dans le cadre de la thèse de [Burlot, 2015] et ii) une nuance moderne d’acier à haute résistance (grade X100) étudiée dans le cadre de la thèse de [Shinohara, 2014]. Dans le cadre de la thèse de [Burlot, 2015], nous nous sommes focalisés à l’influence du confinement plastique sur la rupture anisotrope du matériau. Nous avons notamment travaillé sur la méthodologie via la maîtrise et le développement en laboratoire d’essais sur éprouvettes fissurées de type SENT (*Single Edge Notched Tensile*) moins confinées comparativement aux éprouvettes standardisées de type CT (*Compact Tensile*), cf. Figure 37. Le matériau d’étude ici présente un comportement plastique quasi-isotrope.

Dans le cadre des travaux de thèse de Shinohara, le matériau X100 présente à la fois un comportement plastique et une rupture anisotropes. L’effet de l’anisotropie de rupture est étudiée sur des éprouvettes axisymétriques entaillées (NT avec différents rayons d’entailles) et sur des éprouvettes fissurées de type CT et SENB (*Single Edge Notched Bending*). Plusieurs niveaux de modélisation ont été mis en œuvre pour appréhender l’effet de la plasticité anisotrope sur l’anisotropie de rupture que nous avons rassemblé dans l’article de synthèse [Shinohara et al., 2016] dont nous résumons les principaux résultats :

**Calcul de cellule** Des calculs de cellule à triaxialité imposée ont été réalisés pour étudier l’effet de la plasticité anisotrope sur la croissance et la forme des cavités : le résultat principal est illustré à la Fig. 38. La croissance relative de cavité  $f/f_0$  est évaluée pour deux définitions de triaxialité différentes : la définition classique  $\tau = 1/3\sigma_{kk}/\bar{\sigma}_{Mises}$  et  $\tau_E = 1/3\sigma_{kk}/\bar{\sigma}_E$  où  $\bar{\sigma}_E$  est la contrainte équivalente au sens du critère anisotrope de plasticité. Les calculs montrent que la croissance de cavité est direction dépendante pour un calcul à  $\tau$  fixée (Fig. 38 a) alors que l’évolution entre les différentes directions est similaire lorsque le calcul est piloté à  $\tau_E$  fixée, mesure de la triaxialité au sens du critère anisotrope utilisée (Fig. 38 b). Ceci implique l’anisotropie de ductilité qui résulterait de l’anisotropie plastique est négligeable et que **l’anisotropie de rupture observée ne peut être expliquée par le comportement plastique anisotrope.**

**Calcul GTN** L’application d’un modèle GTN classique à nos résultats expérimentaux ne permet pas de représenter la rupture anisotrope.



**Proposition d'un modèle de rupture anisotrope multi-surfaces** Un modèle multi-surfaces (critère de croissance GTN couplé à un critère de coalescence de type Thomason) est proposé pour rendre compte de l'anisotropie de rupture. Il est supposé que la déformation du matériau poreux résulte de la concurrence entre deux modes : a) la déformation est homogène et le comportement du matériau est régi par le modèle de croissance GTN, (b) la déformation est localisée entre les ligaments inter-vides et le matériau est alors régi par le modèle Thomason. Il est enfin supposé que la coalescence peut se produire selon l'un des trois plans matériaux (L, T ou S) orienté par sa normale  $\vec{n}_L$ ,  $\vec{n}_T$  ou  $\vec{n}_S$ . Le modèle complet comprend ainsi quatre surfaces de plasticité qui rentrent en interaction de manière équivalente à ce qui a précédemment été décrit pour la plasticité anisotrope (cf. 7.2). Cette compétition entre croissance et coalescence est illustrée à la Fig. 39 a-c). La Fig. 39 d) montre un exemple d'application du modèle en déformation plane. L'influence de l'espacement inter-cavité  $y$  est illustré en comparaison au modèle GTN sans coalescence. Enfin, la Figure 40 montre l'application du modèle pour prédire remarquablement l'anisotropie de rupture sur éprouvettes CT à partir d'une identification des paramètres du modèle sur éprouvettes NT.

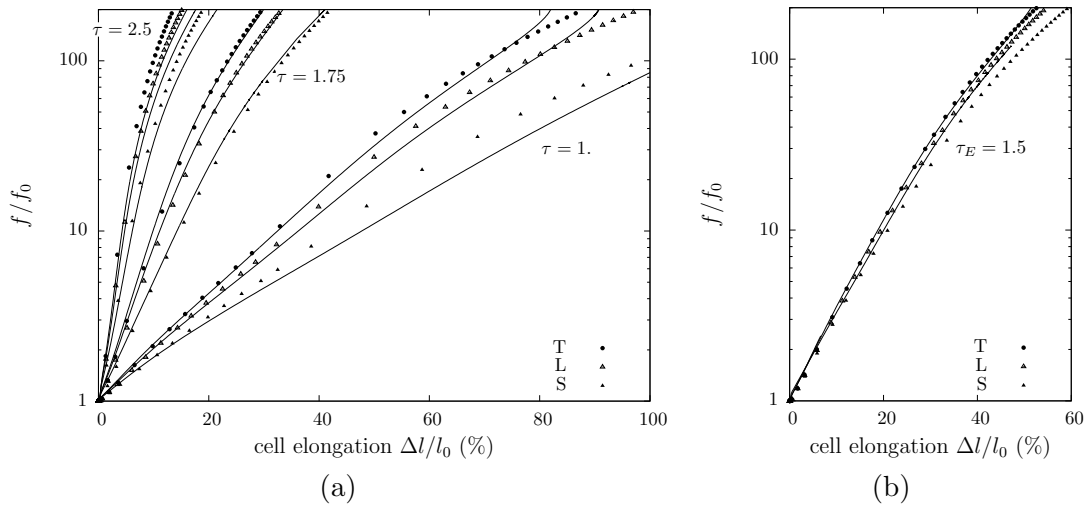


FIGURE 38 – Calculs de cellule ( $f_0 = 2.10^{-4}$ ) : résultats pour (a) diverses valeurs du taux de triaxialité des contraintes  $\tau$  et (b) une valeur fixe de  $\tau_E$ . Les symboles montrent les résultats des calculs FE et les lignes montrent les prédictions du modèle.

**Proposition d'un modèle de rupture anisotrope GTN simplifié** Un modèle GTN modifié, purement phénoménologique, permet également de manière simplifiée de rendre compte de l'anisotropie de rupture, cf. Figure 41. L'anisotropie de rupture est introduite dans le modèle en remplaçant, sur une base purement phénoménologique, la trace du tenseur de contrainte,  $\sigma_{kk}$ , par une moyenne pondérée,  $\sigma_K = \alpha_L \sigma_{LL} + \alpha_T \sigma_{TT} + \alpha_S \sigma_{SS}$ , des contraintes dans les directions principales de la tôle.

**Mécanismes de rupture** La justification expérimentale des mécanismes de rupture anisotrope n'est cependant pas clairement mise en évidence pour le matériau X100 qui présente une fraction initiale d'inclusion très faible, de l'ordre de  $2.10^{-4}$ . Par exemple, l'analyse des faciès de rupture ne permet pas de distinguer de différences entre un chargement selon la direction de laminage L vis-à-vis d'un chargement selon la direction T (beaucoup moins ductile et résistant moins à la propagation d'une fissure). Une analyse

plus fine a été réalisée par l'utilisation de la tomographie X et est présentée dans la section qui suit.

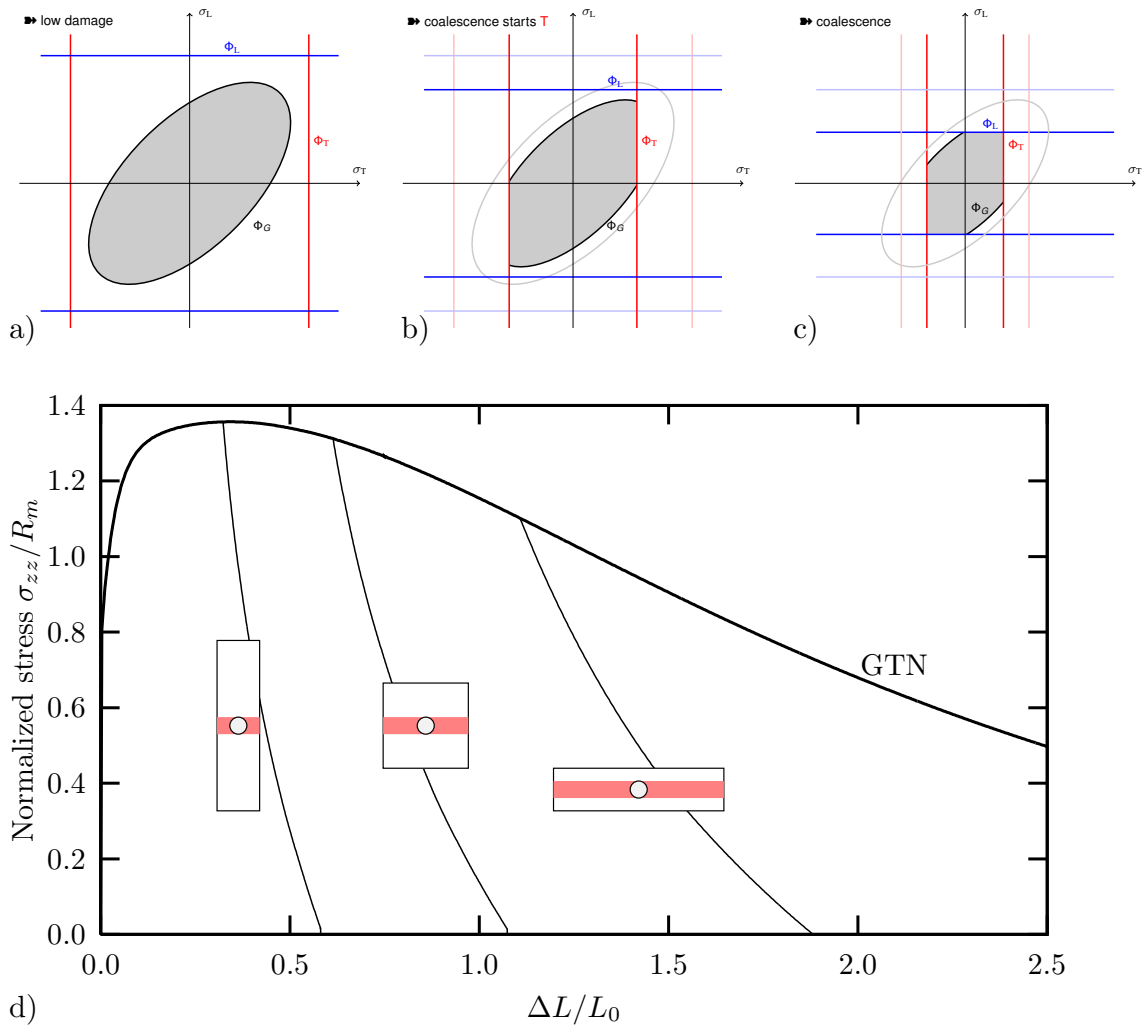


FIGURE 39 – a-c) Évolution des surfaces de plasticité avec illustration de l’interaction entre croissance et coalescence du modèle anisotrope mutli-surfaces GTN/Thomason proposé. d) Exemple d’application du modèle sur 1 élément en déformation plane. L’influence de l’espacement inter-cavités  $y$  est illustré en comparaison au modèle GTN sans coalescence.

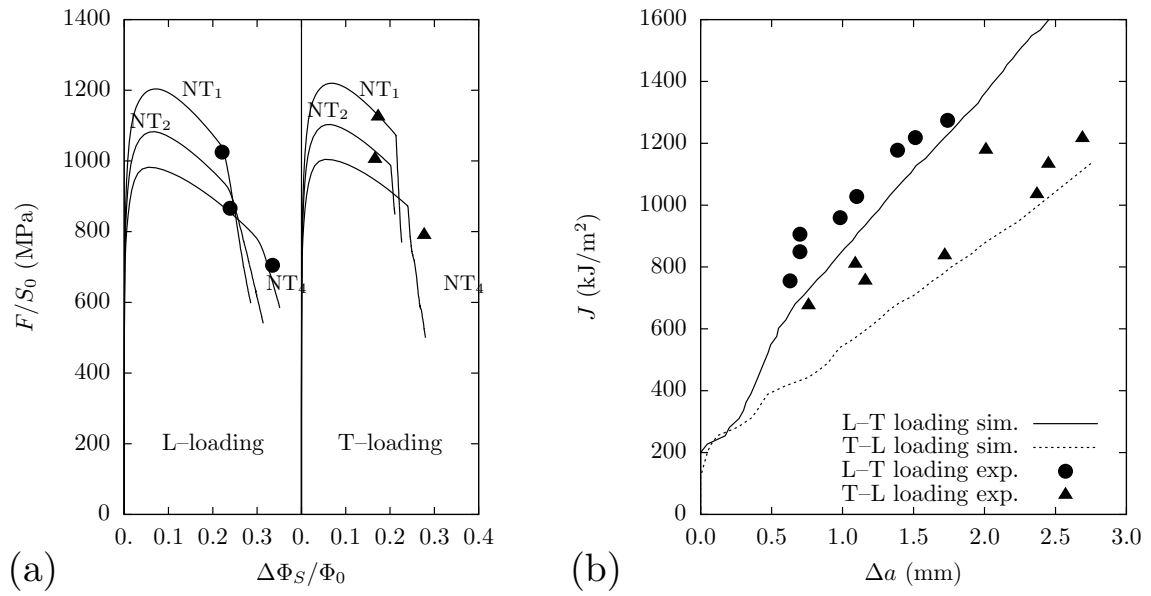


FIGURE 40 – Simulation (a) des éprouvettes NT et (b) des éprouvettes CT à l'aide des paramètres du modèle d'endommagement identifiés sur des essais utilisant le modèle anisotrope mutli-surfaces GTN/Thomason proposé.

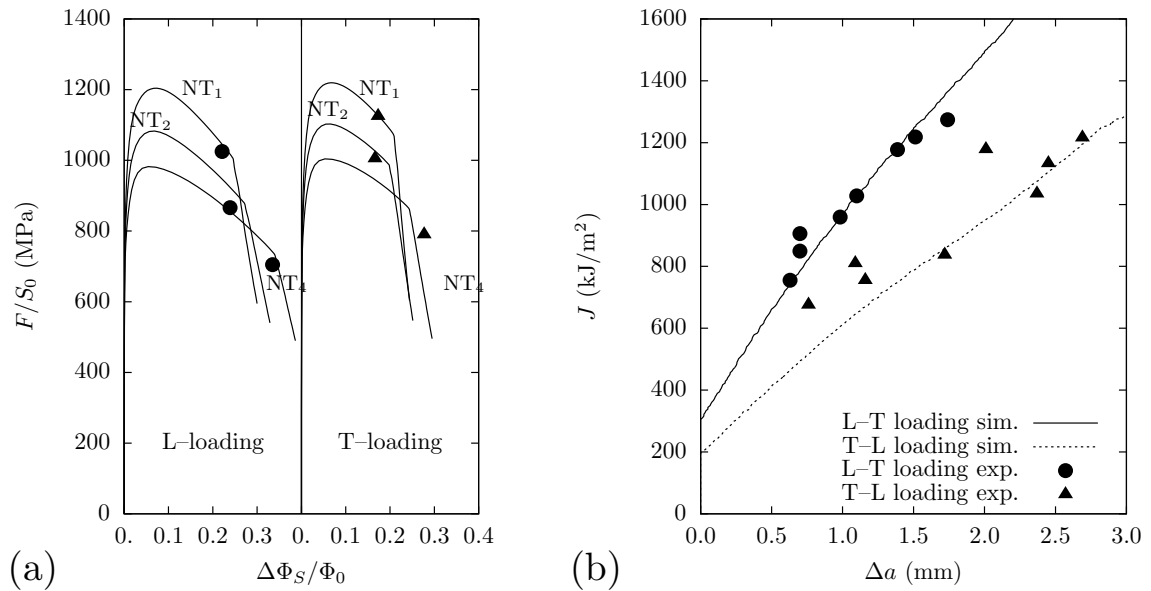


FIGURE 41 – Simulation (a) des éprouvettes NT et (b) des éprouvettes CT à l'aide des paramètres du modèle d'endommagement identifiés sur des essais utilisant le modèle GTN modifié proposé.

## 10 Mise en évidence de l’anisotropie de rupture à l’aide de la micro-tomographie X

Pour investiguer l’origine de l’anisotropie de rupture, nous avons réalisé deux essais *in situ* (directions de chargement L et T) à l’aide de la technique de tomographie aux rayons X (synchrotron ESRF-Grenoble) sur une géométrie entaillée de type NT<sub>4</sub> (diamètre de la section minimale de 1,2 mm). Ces résultats font l’objet de deux articles en cours de rédaction (numéros spéciaux faisant suite à la conférence 3DMS 2018). Le premier article (soumis) se concentre sur les investigations expérimentales basées sur les observations tomographiques *in situ*. Un deuxième article est consacré à une comparaison avec la simulation par éléments finis basée sur la modélisation micro-mécanique décrite précédemment pour prédire les endommagements anisotropes. Dans ce cadre, une analyse quantitative plus approfondie est proposée pour suivre l’évolution de l’endommagement local et comparer avec la modélisation. Cette partie sera traité que très partiellement ici.

**Comportement macroscopique** L’exploitation des données expérimentales permet d’extraire de précieuses informations macroscopiques (contractions diamétrales selon les directions principales, évolution de la forme de l’éprouvette) et microscopiques (évolution et quantification de l’endommagement). L’anisotropie plastique est ici mise en évidence via le tracé des courbes force-contractions diamétrales, cf. Fig. 44. Les ellipses, dessinées pour les différentes étapes de chargement (ici deux cas pour chaque direction de chargement), correspondent parfaitement à l’hypothèse de déformation elliptique de la section. Cette hypothèse a permis d’extraire à partir des axes principaux les contractions radiales latérales. Comme observé sur les éprouvettes macroscopiques, la déformation le long de la direction S est plus grande que dans la direction  $\perp$ . La confrontation des données tomographiques à la modélisation éléments finis utilisant le modèle anisotrope GTN modifié issu de [Shinohara et al., 2016] est remarquable, y compris pour décrire la phase post-coalescence correspondant à la rupture de pente. Les paramètres du modèle de plasticité et de rupture sont ici identiques à ceux identifiés sur éprouvettes macroscopiques. On peut noter également (Tableau 3) que les principales propriétés de plasticité et de rupture extraites des essais *in situ* sont parfaitement cohérentes à celles issues des macro-éprouvettes. Ces résultats démontrent que nous observons pas d’effet d’échelle marqué.

Orientation	$F/S_0\ _{\max}$ (MPa)	$F/S_0\ _c$ (MPa)	$\Delta\Phi_s/\Phi_0\ _c$ (%)	$\varepsilon_{\text{loc}}\ _c$ (%)	$Z$ (%)	$L_k$
L	1003	716/ <b>709*</b>	34.9/ <b>33.1*</b>	50.3	68.8/ <b>65.5*</b>	0.62
T	1019	786/ <b>803*</b>	29.3/ <b>27.5*</b>	44.6	63.3/ <b>57.4*</b>	0.67

TABLE 3 – Propriétés macroscopiques extraites des essais *in situ*.  $\varepsilon_{\text{loc}} = \ln\left(\frac{S_0}{S}\right)$  représente une valeur moyenne de la déformation vraie dans la section minimale qui peut être liée à la mesure directe de la surface de la réduction de section.  $Z = \left(\frac{S_0 - S}{S}\right)$  est le coefficient de striction.  $L_k$  représente le coefficient de Lankford. (\*) bleus représentent les valeurs issues des macro-éprouvettes NT<sub>4</sub>, [Shinohara et al., 2016].

**Origine de l’anisotropie** L’origine de l’anisotropie de rupture est clairement mis en évidence de manière qualitative via l’analyse des images tomographiques. La Fig. 42 montre des coupes de section 2D des données de l’échantillon chargé selon L. Les Fig. 42 a-

b) représente La section minimale normale à la direction de chargement (plan S-T). A l'état initial, on ne peut discerner que très peu de vides. Les particules de CaS sont difficiles à identifier avec la résolution du voxel de tomographie ( $1,095 \mu\text{m}$ ). Cependant, elles jouent un rôle important dans le processus d'endommagement car les vides s'amorcent sur ces particules. Les Fig. 42 c-h) montrent l'évolution de l'endommagement sur une section de coupe AA (plan L-A). La ligne AA a été choisie pour améliorer l'observation des mécanismes d'endommagement anisotropes et en particulier de la plus longue cavité observée dans cet échantillon. En effet, on distingue dès l'état initial Fig. 42 c) un amas de particules CaS allongé (voir encart). A la charge maximale, Fig. 42 d), les vides se sont amorcés à partir de ces groupes de particules. La croissance et la coalescence des chaînes de vides (*Necklace*) peuvent être observées à l'étape 5 (Fig. 42 e). Ce phénomène a d'ailleurs déjà fait l'objet d'une discussion dans [Benzerga et al., 2004a] pour un acier *vintage* avec des taux d'inclusions beaucoup plus élevés. Un champ hétérogène de petites porosités alignées et de grands vides en forme de losange est visible. Le processus de coalescence des plus grosses porosités est particulièrement bien mis en évidence à partir de l'étape 12 (Fig. 42 f). Dans cette configuration de chargement selon L, l'amas de particules ne joue pas un rôle très nuisible car sa contribution à la fissure est plutôt limitée.

Un scénario différent est mis en évidence sur la Fig. 43 pour le chargement selon T, normal aux clusters de particules. Sur la section minimale (plan (S-L), Fig. 43 a-b)), on peut voir l'apparition d'une grosse cavité allongée et excentrée par rapport au centre dès l'étape 3 (maximum de chargement, étape 4 illustrée ici). Deux plans de coupes (plans (T-S) et (T-L)) sont illustrés à partir de l'étape 4 pour mettre en évidence le processus d'endommagement. Les Fig. 43 c,e,g) montrent les sections du plan médian (T-S). On peut voir à gauche une coupure à travers la grosse cavité anisotrope. La forte croissance en forme de losange du vide est intéressante. La nette hétérogénéité de la croissance de cette cavité et sa nature préjudiciable sont évidentes. L'étape 7 montre la coalescence avec une plus petite cavité. A partir de cet amas, une progression de fissuration est ensuite observée vers la partie droite de l'échantillon. Cette fissuration se produit d'ailleurs avec une réduction de la croissance des vides sur les petits pores. La forte inclinaison de la fissure fait penser à des bandes de déformation localisées sous-jacentes [Morgeneyer et al., 2016]. Il est clair que la grande porosité anisotrope joue un rôle majeur dans le processus d'endommagement, ce qui explique l'anisotropie de rupture du matériau. Les Fig. 43 d,f,h) montrent une coupe 2D à travers la plus grosse cavité pour mieux souligner sa croissance selon la direction L. L'ouverture de la cavité et la localisation de la déformation entre le cavité et la surface de l'échantillon peuvent être imaginées à partir de ces sections. La coalescence avec la surface de l'échantillon par l'intermédiaire des lèvres de cisaillement est visible également.

**Croissance et forme des cavités** L'évolution de la croissance et de la forme des cavités est quantifiée selon les deux directions de chargement. Nous avons utilisé pour cela la démarche détaillée dans [Maire et al., 2008, Landron et al., 2011]. Les Figures 45, 46 et 47 présentent une partie des résultats obtenus que nous pouvons résumer comme suit : (i) croissance plus importante selon la direction T avec accélération de la vitesse près des points critiques, (ii) évolution de la forme des cavités initialement quasi-circulaire vers une forme elliptique allongée, (iii) effet de croissance latérale plus prononcée des particules soumise à un chargement selon la direction T. La valeur *critique* du taux de croissance au début de la coalescence  $D_{eq}/D_{eq0}|_c$  ne semble pas dépendre du sens de chargement et est proche à 2,5 pour l'évolution des  $N = 20$  plus grosses particules.

**Analyses morphologiques complémentaires** Une analyse complémentaire est proposée sur la base des moments d'inertie (cf [Denis et al., 2008, Borbély et al., 2004]). Les principaux moments d'inertie adimensionnels  $\lambda_2$  versus  $\lambda_1$  des 50 plus grands cavités sont

tracées sur les Figs. 48 et 49 pour décrire de manière originale les propriétés de forme des particules à l'intérieur d'un triangle dont les sommets se distinguent par les formes 3D suivantes : sphérique, disque plat et aiguille. Entre ces limites, les formes varient continûment. La distribution des 50 plus grands cavités pour les deux spécimens est située près du sommet sphérique à l'étape 1 (plus évident pour l'échantillon L). Après déformation (étapes 5, 10 et 13), la distribution selon L se rapproche du bord du triangle ellipsoïde allongée avec une forme plate de type elliptique pour les cavités les plus importantes. Pour le chargement selon T, la distribution évolue après déformation entre les ellipsoïdes de type prolata-ellipsoïde (ellipsoïde allongée) et les ellipsoïdes de type oblat (disque plat).

**Orientation des cavités** Les moments d'inertie permettent également le calcul de l'orientation  $\gamma$  des cavités par rapport à l'axe principal de l'ellipsoïde équivalent et la direction L du matériau.  $\gamma = 0$  correspond donc à une cavité orientée le long de la direction L. Un tracé en coordonnées polaires est utilisé pour représenter la distribution de l'angle  $\gamma$  dans lequel la composante radiale représente la distance à partir du centre la section transversale minimale de l'échantillon (la taille du marqueur est liée à la taille du volume du vide). Pour l'échantillon L, l'angle  $\gamma$  n'a pas d'orientation particulière au début pour les  $N = 50$  plus grands particules<sup>22</sup>. Pour les étapes 5 et 10, les pics sont clairement visibles sur les histogrammes pour des valeurs proches de 0 et 180 degrés. Les dernières étapes sont caractérisées par les cavités les plus grands qui se coalescence perpendiculairement à la direction de chargement (voir l'encart dans la section Fig. 48). Pour la direction T (voir Fig. 49), les particules sont initialement alignées dans la direction L. La plus grande cavité (en jaune à l'étape 3) est clairement orientée selon la direction L ( $\gamma = 15^\circ$ ). C'est également le cas pour les cavités les plus grandes (voir l'insert rouge à l'étape 5) même si les cavités orientées selon la direction de chargement T apparaissent à mesure que la charge augmente (voir encadré orange à l'étape 5 et le pic autour de  $\gamma = 90^\circ$  des histogrammes). Ces analyses quantitatives confortent ainsi les observations qualitatives. Les visualisations 3D montrent clairement la formation d'alignement de particules selon la direction de laminage L. Ces particules, peu visibles au début et dispersés, apparaissent de plus en plus à mesure que le chargement augmente et s'orientent préférentiellement à la fois selon la direction de chargement et selon la direction préférentielle de laminage L.

---

22. La distribution de  $\gamma$  sur toutes les particules montrent néanmoins une orientation préférentielle selon la direction de laminage L.

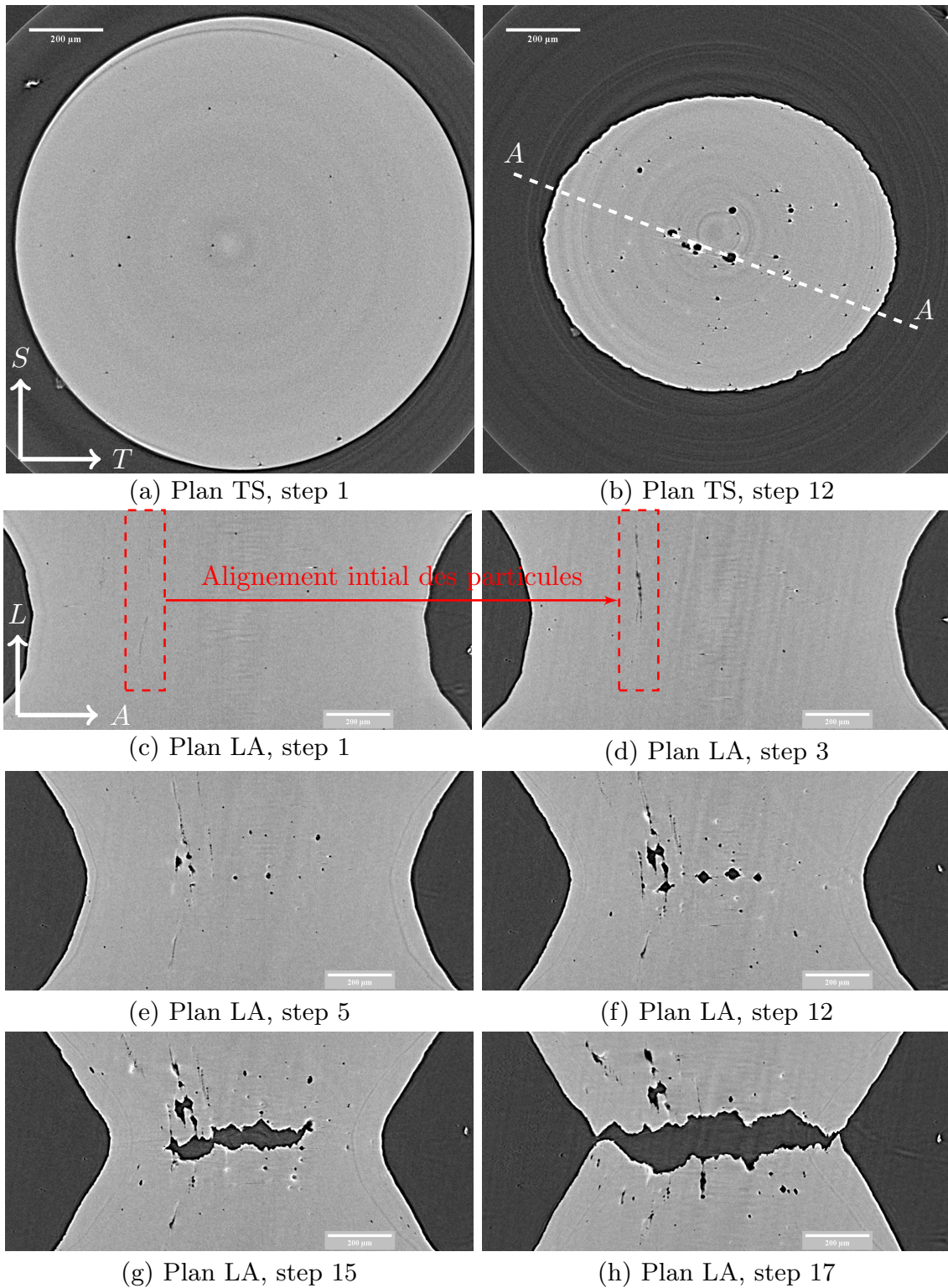


FIGURE 42 – Éprouvette selon L : Coupes 2D (a–b) dans la section minimale (plan TS), et (c–h) selon la section de coupe (AA, plan LA) montrant les alignements de cavités selon la direction de laminage L.

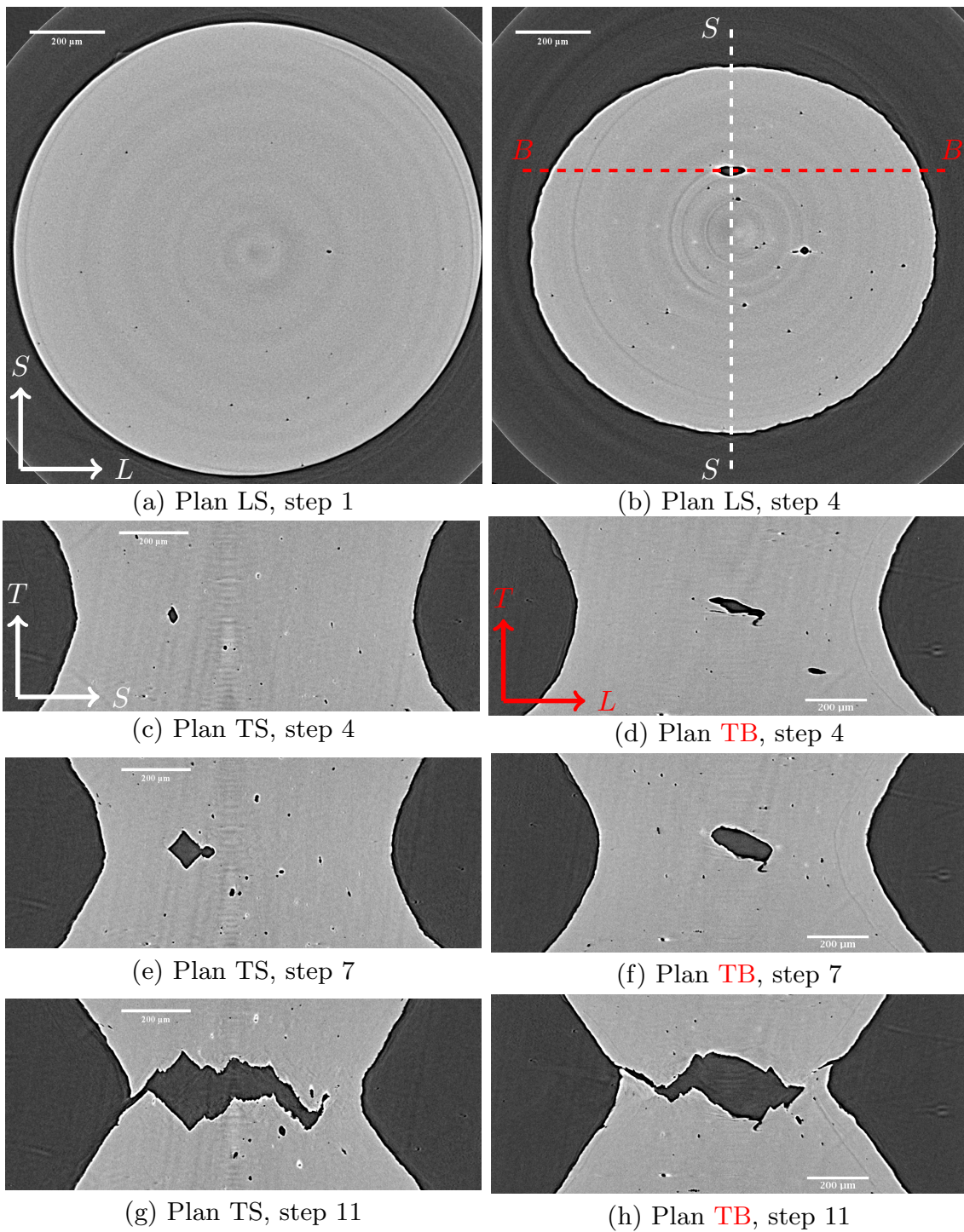


FIGURE 43 – Éprouvette selon T : Coupes 2D (a–b) dans la section minimale (plan LS), (c,e,g) selon la section de coupe (SS, plan TS) qui coupe la plus grosse cavité selon S, et (d,f,h) selon la section de coupe (BB, plan TB) qui coupe la plus grosse cavité selon L.



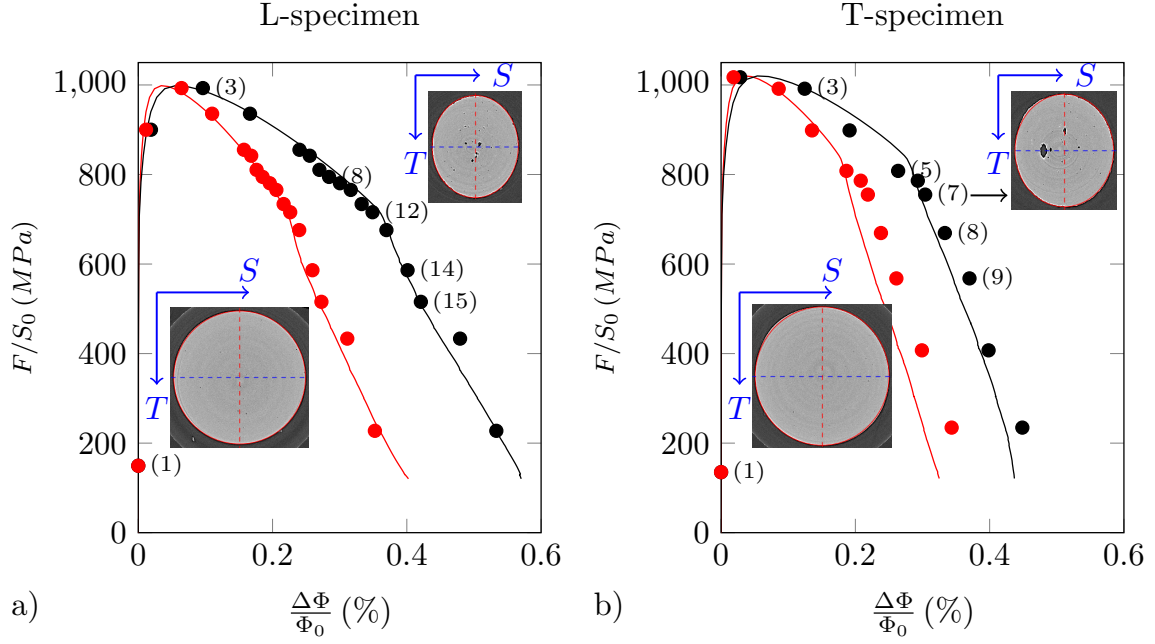


FIGURE 44 – Évolution de la charge par rapport aux réductions diamétrales dans la section transversale minimale le long de la direction S (points noirs ●) et la direction transversale (direction T pour l'échantillon L et direction T pour l'échantillon L : points rouges ●). La simulation par éléments finis est représentée par des lignes continues. Des coupes 2D de la section minimale sont représentées à l'état initial et à une étape déformée (index 12 pour l'échantillon L et index 7 pour le spécimen T). Les limites de la section minimale sont mises en évidence par le contour elliptique (en rouge).

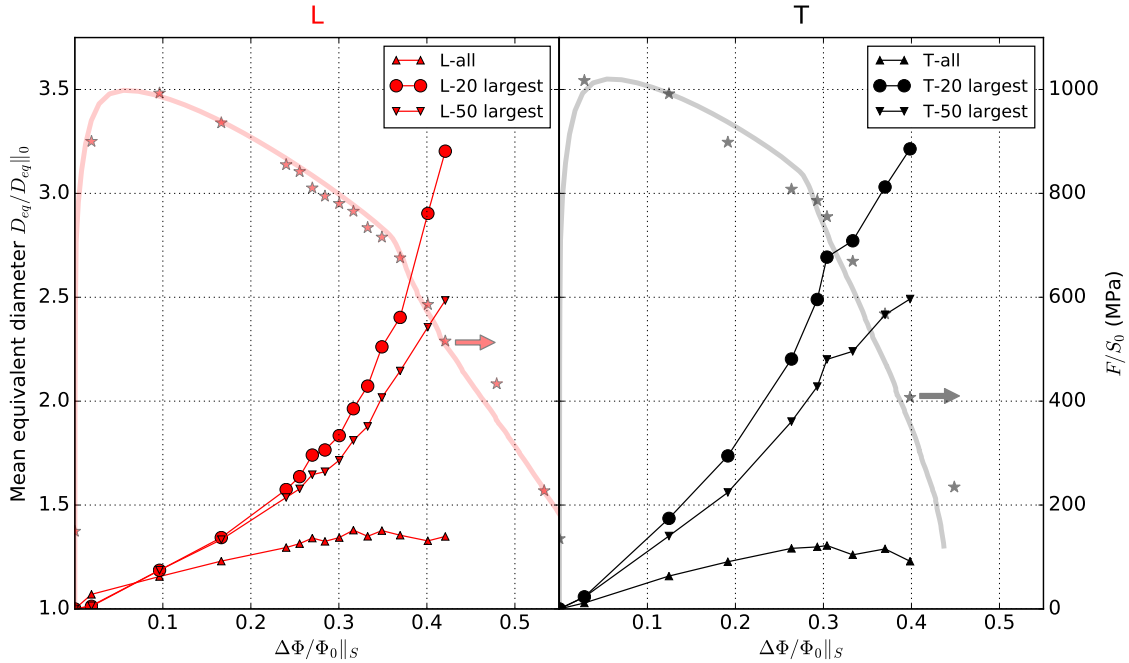


FIGURE 45 – Évolution du diamètre sphérique équivalent  $D_{eq} = \sqrt[3]{\frac{6V}{\pi}}$  pendant les essais *in situ* pour l'ensemble des particules et les  $N$  plus grosses. L'évolution de la charge  $F/S_0$  par rapport à la contraction diamétrale  $\Delta\Phi/\Phi_0||_S$  est également mise en évidence pour une meilleure compréhension.

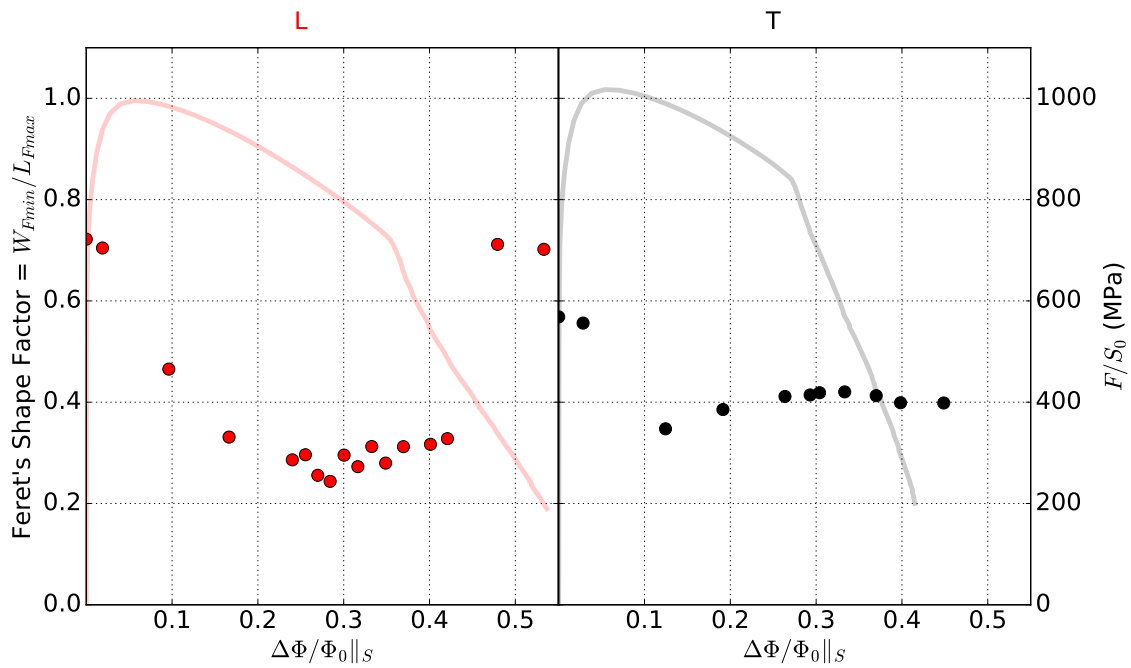


FIGURE 46 – Évolution du facteur de forme de Feret =  $W_{Fmin}/L_{Fmax}$  pendant les essais *in situ* pour les 20 plus grosses particules. L'évolution de la charge  $F/S_0$  par rapport à la contraction diamétrale  $\Delta\Phi/\Phi_0||_S$  est également mise en évidence pour une meilleure compréhension.

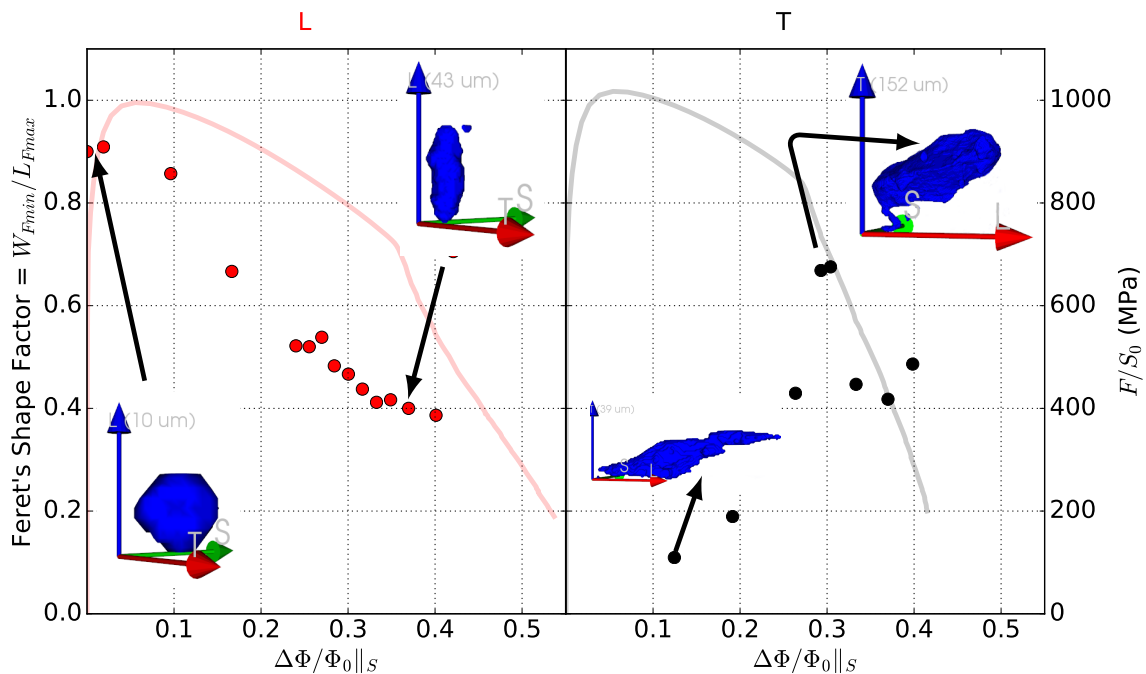


FIGURE 47 – Évolution du facteur de forme de Feret =  $W_{Fmin}/L_{Fmax}$  pendant les essais *in situ* pour 1 particule. L'évolution de la charge  $F/S_0$  par rapport à la contraction diamétrale  $\Delta\Phi/\Phi_0||_S$  est également mise en évidence pour une meilleure compréhension.

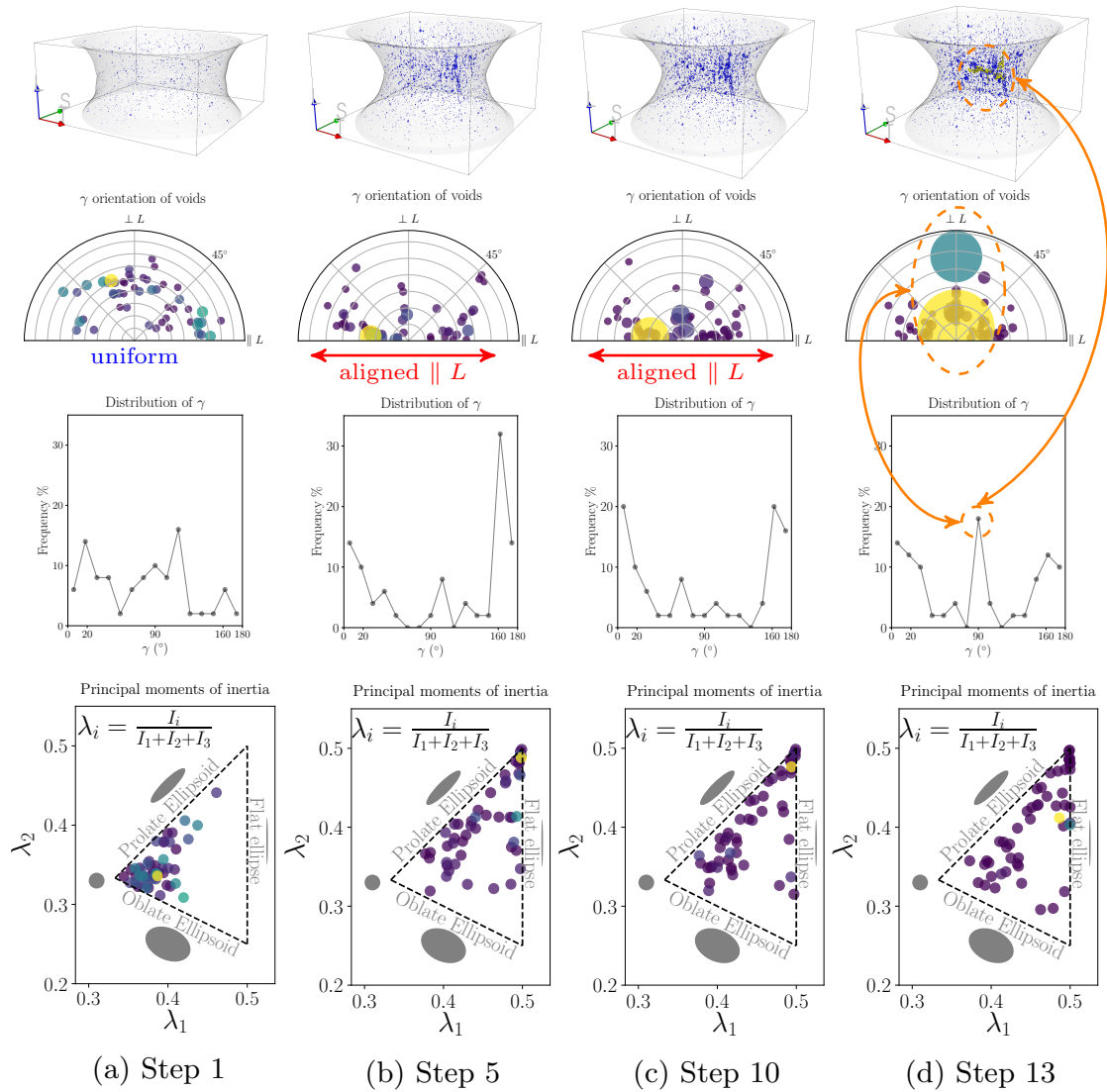


FIGURE 48 – Éprouvette selon L : Visualisations 3D et orientation de l'angle  $\gamma$  (par rapport à l'axe principal de l'ellipsoïde équivalente et à la direction L du matériau,  $\gamma = 0$  correspond donc à une cavité orientée dans la direction L) et évolution des formes (principaux moments d'inertie Adimensionnel  $\lambda_2$  vs  $\lambda_1$ ) pendant l'essai *in-situ* pour les 50 particules individuelles les plus larges. L'histogramme et les diagrammes polaires sont utilisés pour représenter chaque distribution d'angle  $\gamma$  où (pour les diagrammes polaires) la composante radiale représente la distance à partir du centre de la section minimale de l'échantillon (la taille du marqueur est liée à la taille du volume de la cavité).

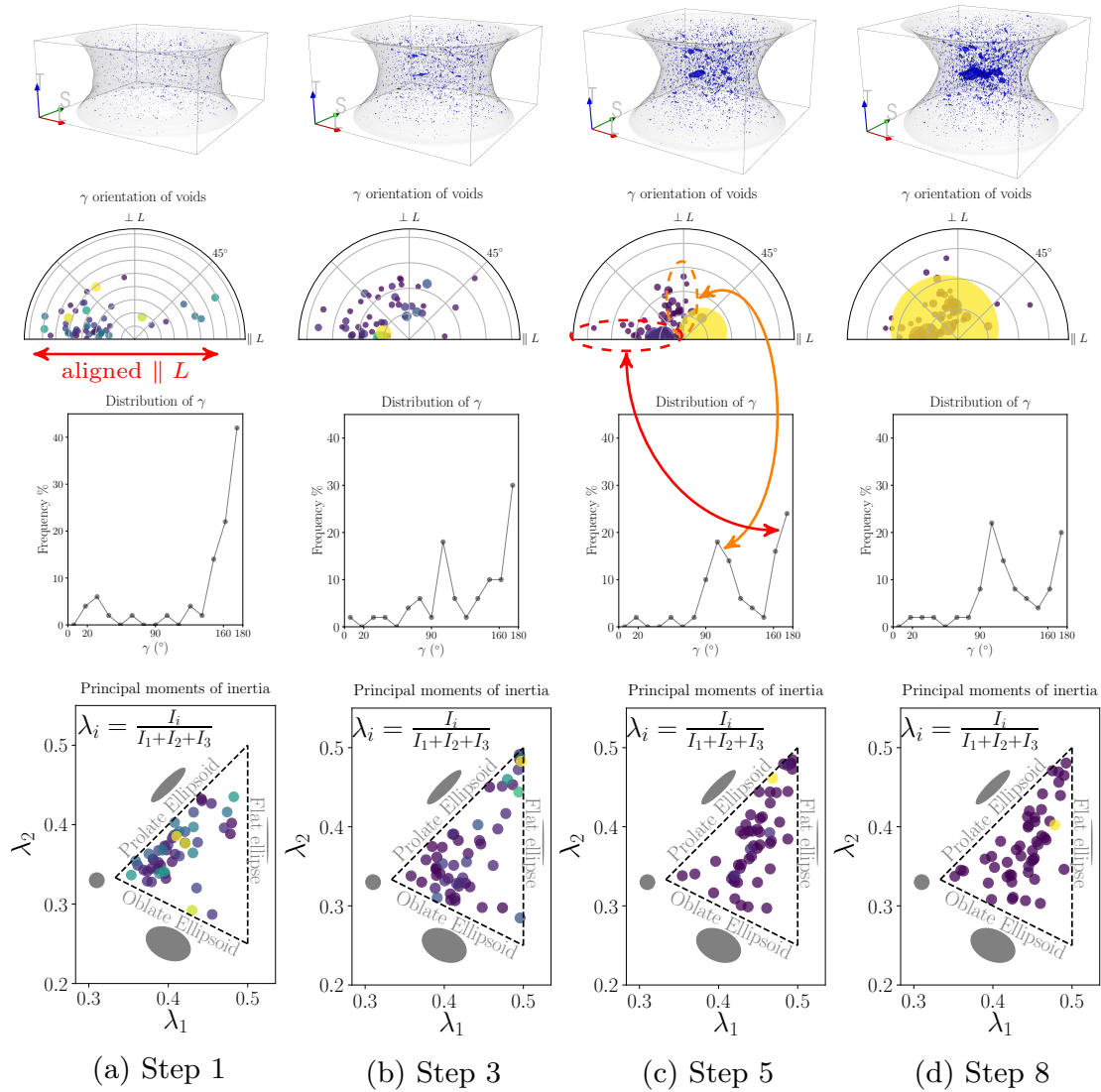


FIGURE 49 – Éprouvette selon T : Visualisations 3D et orientation de l'angle  $\gamma$  (par rapport à l'axe principal de l'ellipsoïde équivalente et à la direction  $L$  du matériau,  $\gamma = 0$  correspond donc à une cavité orientée dans la direction  $L$ ) et évolution des formes (principaux moments d'inertie Adimensionnel  $\lambda_2$  vs  $\lambda_1$ ) pendant l'essai *in-situ* pour les 50 particules individuelles les plus larges. L'histogramme et les diagrammes polaires sont utilisés pour représenter chaque distribution d'angle  $\gamma$  où (pour les diagrammes polaires) la composante radiale représente la distance à partir du centre de la section minimale de l'échantillon (la taille du marqueur est liée à la taille du volume de la cavité).

## Troisième partie

# Pré-déformation et rupture

### Résumé

La prédéformation influence les propriétés mécaniques des matériaux. Une évaluation de ses effets est discutée dans ce chapitre avec une focalisation sur les propriétés de rupture en chargement monotone et en fatigue. Une synthèse bibliographique est présentée pour les deux cas de figures.

L'effet de la prédéformation sur la ténacité (section 11) se manifeste généralement par une baisse des propriétés de ductilité et de ténacité bien que quelques résultats ne montrent aucun effet.

Cette tendance est confirmée (section 11) par nos travaux. Les expériences montrent une diminution de résistance à la propagation ductile assez prononcée pour les faibles niveaux de prédéformation ( $0 \rightarrow 2\%$ ) avec une saturation pour les niveaux les plus importants.

Les travaux bibliographiques en fatigue (section 12) montrent que l'influence dépend à la fois du matériau (alliages d'aluminium, titane, aciers fortement alliés, aciers austénitiques,...) et du domaine de fatigue (grand nombre de cycles, ou oligocyclique). Beaucoup de travaux montrent qu'à l'amorçage, la prédéformation de traction a un effet généralement positif. En propagation, l'influence semble modérée dans le domaine de préchargement ( $0 \rightarrow 15\%$ ).

Nos travaux en fatigue portent sur deux aciers de pipeline (X70 et L245MB), section 12. L'effet des faibles niveaux de déformation est étudié sur l'amorçage et la propagation. Il est notamment mis en évidence un effet positif pour des prédéformations de traction et un effet négatif pour des préchargements en compression. Une approche éprouvette/structure est décrite ainsi qu'une approche simplifiée sur maquette. L'effet des forts niveaux de prédéformation est étudié sur l'amorçage et sur la propagation en fatigue. On observe un effet nettement positif à l'amorçage et un retardement de la propagation de fissure sur les courbes ( $da/dN - \Delta K$ ).

## 11 Effet de la prédéformation sur la ténacité

### Synthèse bibliographique

L'effet de prédéformation est particulièrement important sur les aciers de nuance moderne et de grade très élevé (X100 par exemple) qui ont une capacité d'écrouissage avant striction beaucoup plus faible. Les aciers haute résistance sont généralement utilisés pour transporter l'énergie (notamment le gaz) sur des distances assez longues au travers de pipelines qui doivent ainsi présenter une résistance élevée à l'amorçage de fissures et à la déchirure pour empêcher la propagation de fissures le long de la direction longitudinale en cas d'accident survenant pendant l'exploitation. De plus, les pipelines à haute résistance sont soumis à des charges environnementales dues à la glace en offshore, au pergélisol discontinu ou à l'activité sismique. Ceci a récemment conduit au développement d'une conception basée sur la déformation permettant de prendre en compte la déformation plastique de la conduite ([Lillig, 2008]). Cependant, même si le tuyau est capable de résister à la charge, il demeure important de quantifier l'impact de la déformation plastique sur la ductilité et la ténacité. Un problème similaire est rencontré dans le cas de gros tubes formés par le procédé UOE ([Yoo et al., 2011]) car les propriétés de la plaque mère peuvent différer sensiblement de celles du produit final. Ces problèmes sont particulièrement importants dans le cas d'aciers à (très) haute résistance tels que les grades API X100 ou X120 qui présentent une capacité d'écrouissage limitée avec un allongement uniforme compris entre 6 et 8% dans la plaque mère ([Tsuru et al., 2008], [Shinohara et al., 2008, Shinohara et al., 2010]).

La prédéformation produit une diminution de l'allongement uniforme, de la déformation à la rupture et une réduction de la striction. En même temps, elle apporte une augmentation de la limite élastique et de la résistance à la traction (UTS). La réduction de l'allongement uniforme et de la déformation au niveau de l'UTS correspond environ au niveau de préchargement, comme indiqué pour HSLA (High Strength Low Alloyed, [Baek et al., 2010, Sivaprasad et al., 2000], [Shinohara et al., 2010]). Un effet similaire a été démontré dans le cas d'un réservoir sous pression de l'industrie nucléaire en acier [El-Fadaly et al., 1995]. En outre, il a été démontré que la déformation par compression a un impact moindre sur les propriétés de traction, une tendance qui peut être associée à l'effet Bauschinger.

Des essais expérimentaux et des analyses numériques ont été réalisés pour étudier l'effet de la prédéformation sur la rupture ductile ([Sivaprasad et al., 2000, Enami, 2005a, Enami, 2005a, Baek et al., 2010]). Pour les aciers HSLA, la ténacité en propagation ductile est restée inchangée jusqu'à 2% de prédéformation alors qu'elle se détériore au-delà de 2% de prédéformation ([Sivaprasad et al., 2000]). Dans le cas des aciers de construction, une prédéformation de compression jusque 30% a conduit à une fissuration de clivage et a réduit la ductilité de façon significative ([Enami, 2005b]). Pour la nuance X65, une prédéformation jusque 5 % a peu d'effet sur la ténacité pour un chargement le long de la direction longitudinale tandis que selon la direction transversale, l'énergie d'impact Charpy diminue considérablement avec l'augmentation du niveau de prédéformation ([Baek et al., 2010]). Dans le cas des tôles d'acier au carbone, [Kamaya, 2012] a montré une réduction de la ductilité avec l'augmentation de la prédéformation (jusqu'à 20%) en utilisant des éprouvettes axisymétriques entaillées. Les courbes de résistance à la propagation  $J - R$  ont également montré une forte diminution avec l'augmentation de la prédéformation. Une rupture fragile a été observée sur des éprouvettes  $CT$  dans le cas de matériaux fortement prédéformés. Des tendances similaires sont également reportées sur des éprouvettes entaillées dans ([Basu and Benzerga, 2015]) et analysées dans

([Thomas et al., 2016]). Ces tendances sont en quelque sorte soutenues par l'analyse micro-mécanique de l'effet de la prédéformation sur la coalescence des pores proposée par [Zhang and Skallerud, 2010], qui indique que la déformation à coalescence est réduite par la prédéformation. L'effet de prédéformation a également fait l'objet d'études dans le cas où une fissure préexistante est présente. [Eikrem et al., 2007] a montré, sur la base d'une analyse numérique, que la prédéformation conduit à un effet de confinement plus élevé, ce qui augmente les contraintes en pointe de fissures. Dans ([Eikrem et al., 2008]), il est montré que la résistance à la rupture est réduite en raison de l'accumulation d'endommagement ductile pendant les cycles de chargement avant la défaillance finale. Cependant, l'étude expérimentale menée par [Tkaczyk et al., 2011] à l'aide d'éprouvettes *SENT* soudée (X70 métal de base) n'ont montré aucun effet de la prédéformation sur les courbes de résistance à la propagation des fissures.

### Tendances liées à nos travaux

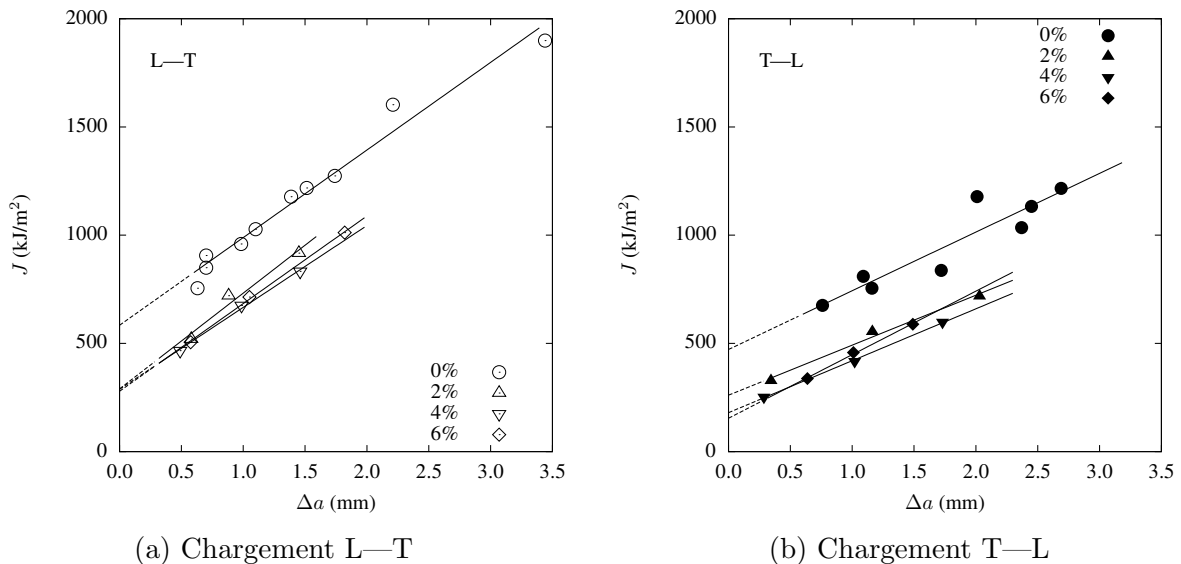


FIGURE 50 – Courbes  $J$ — $\Delta a$  pour l'ensemble des niveaux de prédéformation : (a) configuration L—T, (b) configuration T—L. Les lignes correspondent à l'ajustement des données expérimentales  $J = J_0 + T\Delta a$  pour chaque condition d'essai ( $T = dJ/da$  représente le *tearing modulus*, le module de résistance à la propagation).

Nous avons étudié cet effet sur l'acier X100 pour différents taux de prédéformation (2, 4 et 6%). Un article vient d'être soumis à International Journal of Fracture, dont les conclusions sont résumés comme suit.

Les propriétés de rupture d'une plaque mère pour pipeline de grade API X100 après 6 % de prédéformation ont été étudiées en utilisant des éprouvettes NT et des éprouvettes pré-fissurées *CT*.

Les expériences montrent une diminution de la ductilité et de la ténacité pour les deux directions étudiées (L et T). Cet effet est plus prononcé aux faibles niveaux de prédéformation (0 → 2%) qu'aux plus forts niveaux de prédéformation (2 → 4 → 6%) comme illustré à la Fig. 50.

Le modèle GTN modifié proposé dans [Shinohara et al., 2016] est utilisé pour représenter la base de données. Un bon accord est obtenu à condition que certains paramètres du modèle d'endommagement soient modifiés de façon à obtenir un taux d'en-

dommagement légèrement plus élevé pour les matériaux prédéformés.

Les calculs des cellules montrent en effet que la croissance des cavités a tendance à être plus rapide pour les matériaux prédéformés du fait d'un taux d'érouissage plus faible. Des calculs élastoplastiques sur éprouvettes NT et CT montrent que la distribution contrainte/déformation aux points critiques est influencée par l'état de prédéformation et la réduction de l'érouissage induite. Cela amène à une augmentation de la triaxialité des contraintes aux points d'initiation de la rupture, ce qui réduit encore davantage les propriétés mécaniques mesurées.

## 12 Effet de la prédéformation en fatigue

### Synthèse bibliographique

La prédéformation influence à la fois le comportement cyclique du matériau et la durée de vie en fatigue. On dénombre de nombreuses études sur le sujet. Une synthèse bibliographique a récemment été réalisée dans le cadre de la thèse de [Burgaud, 2018]. Nous rappellerons ici brièvement les principales conclusions sur l'effet de la durée à l'amorçage et la propagation de fissure en fatigue. L'influence de la prédéformation sur la durée de vie en fatigue dépend à la fois du matériau (alliages d'aluminium, titane, aciers fortement alliés, aciers austénitiques,...) et du domaine de fatigue (grand nombre de cycles ou oligocyclique).

**Amorçage en fatigue** Il résulte de ces travaux que l'effet de la prédéformation n'est pas clairement établi. Sur les alliages d'aluminium, [Froustey and Lataillade, 2008, Yang and Wang, 1996] observent des effets contradictoires selon l'alliage étudié (augmentation de la durée de vie, diminution ou pas d'effet) avec un mécanisme de rupture caractérisé par une compétition entre rupture ductile (présence de cupules) et fatigue pour des essais à faible durée de vie. [Yang and Wang, 1996] montre en plus un effet négatif des prédéformations de compression. [Kang et al., 2007] arrivent à des conclusions similaires sur deux nuances d'acier doux à bas carbone. Il attribue l'augmentation de la durée de vie à un accroissement de l'érouissage et à l'apparition de contraintes résiduelles en surface. Cet accroissement de la durée de vie est également constaté par [Aguirre-Guerrero et al., 2013] et [Zheng et al., 2005] sur des aciers HSLA. Pour les très forts niveaux de prédéformation, [Libertiny et al., 1977] montrent un effet négatif pour une prédéformation de 90% alors que les propriétés sont inchangés pour une prédéformation de 95%. Notons également les travaux de [Fredriksson et al., 1988] qui ont obtenu des résultats de durée de vie dans des conditions très variées : fatigue simple, fatigue avec préchargement en traction simple, fatigue en condition biaxiale de préchargement. Cette étude montre que la prédéformation augmente légèrement la durée de vie si cette dernière est reportée en fonction de la contrainte alternée. Enfin, le même effet bénéfique est obtenu pour un préchargement de 20% sur un acier dual phase par [Munier et al., 2010].

**Propagation en fatigue** L'influence de la prédéformation sur la vitesse de propagation en fatigue semble modérée dans le domaine de préchargement ( $0 \rightarrow 15\%$ ). Elle se traduit par une légère diminution du seuil de fissuration après prédéformation (de 7,5 à 5,5 MPa.m<sup>1/2</sup>), à pente constante dans le cas d'un acier de pipeline X60 ([Jiang and Chen, 2012]), et par une petite diminution de la vitesse de propagation dans le cas d'un acier A36 ([Donato et al., 2014]).



## Principaux résultats liés à nos travaux

Nous nous sommes intéressés à l'influence de la prédéformation sur la fatigue dans le contexte des pipelines selon deux configurations : (i) dans le cadre de la thèse de [Burgaud, 2018], nous avons souhaité regarder les conséquences induites par une agression de type enfoncement avec le développement d'une méthodologie que nous avons déjà présentée à la section 6 et synthétisée sur la Fig. 22. On s'intéresse ici à l'effet de prédéformation pour des faibles niveaux de préchargement et uniquement à la phase d'amorçage ; (ii) dans le cadre du stage de mastère DMS de [Maaboudallah, 2018] où l'on s'est intéressé à l'influence des forts niveaux de prédéformation sur l'amorçage et la propagation en fatigue.

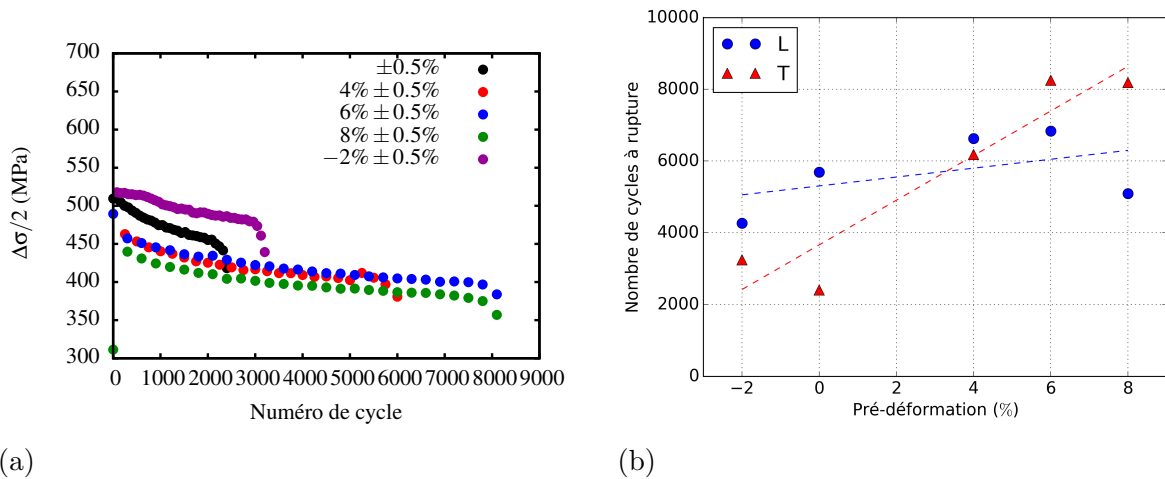


FIGURE 51 – Effet de la prédéformation sur éprouvette de fatigue : (a) évolution de l'amplitude de contrainte (Direction transversale T), (b) durée de vie à l'amorçage.

**Effet des faibles niveaux de prédéformation sur l'amorçage en fatigue** Une approche classique éprouvette / structure a été mise en œuvre dans un premier temps pour évaluer l'effet d'enfoncement sur un pipeline. Sur éprouvette, l'effet de la prédéformation est illustré à la Fig. 51. On constate Fig. 51 a), un adoucissement cyclique du matériau et une augmentation/*diminution* de la contrainte avec un préchargement de traction/*compression*. La Fig. 51 b) montre qu'une prédéformation en traction augmente la durée de vie, l'effet est plus sensible dans la direction T. Ces résultats expérimentaux ont servi de données d'entrée pour l'identification d'une part d'un modèle de comportement, et également d'un modèle de durée de vie en fatigue de type [?]. Ce modèle formulé en contrainte permet de rendre compte de l'effet de la contrainte moyenne induite par la prédéformation sur une large gamme de résultats bibliographiques.

Deux méthodologies expérimentales pleines échelles sont utilisées : (i) étude de l'enfoncement d'un tube d'un mètre de diamètre de nuance X70 extrait du réseau gazier français, ii) développement de 5 essais sur tube en modèle réduit à l'échelle 1/10 sur une nuance différente (L245MB). La campagne de mise en pression cyclique montre une réduction de la durée de vie des tubes d'autant plus importante que le défaut créé est profond. Le phénomène de création d'enfoncement et son évolution au cours des cycles de mise en pression sont étudiés au moyen d'une étude par éléments finis utilisant le code de calcul Z-set. Un modèle de durée de vie en fatigue est établi pour différentes valeurs de profondeur d'enfoncement et de pression. Une modélisation de la propagation de fissure est réalisée dans le cas du modèle réduit afin d'expliquer la différence entre le nombre de cycles

à amorçage et le nombre de cycles avant la rupture du tube. Les modèles éléments finis d'enfoncement et de fatigue sont validés à la fois pour des essais sur la structure pleine échelle, et sur les modèles réduits. Le critère de fatigue en contrainte donne de très bonnes prévisions de durée de vie comparativement à des prévisions effectuées avec un modèle en déformation.

L'approche expérimentale par modèle réduit donne des données valides et utilisables pour le cas pleine échelle pour l'élaboration d'un modèle d'amorçage. Par rapport à des expérimentations sur de plus grandes structures, ce protocole expérimental est très prometteur et peut s'appliquer pour d'autres types de sollicitation.

**Effet des forts niveaux de prédéformation sur l'amorçage et la propagation en fatigue** Du fait de la localisation par striction, l'introduction d'une prédéformation élevée a nécessité la mise en place d'un protocole spécifique. Une première éprouvette entaillée de type NT<sub>20</sub> de grande dimension ( $\Phi_0 = 14$  mm et rayon d'entaille de 30 mm) a été sollicitée pour atteindre une prédéformation en section minimale de l'ordre de 80%. Une seconde éprouvette lisse de diamètre inférieur ( $\Phi_0 = 7$  mm) a alors été prélevée sur laquelle nous avons effectué un essai de fatigue en déformation imposée. Les résultats illustrés à la Fig. 52 a) montrent une nette augmentation de la durée de vie. Une analyse tomographique réalisée sur la plateforme fédérative de tomographie aux rayons X installée au Laboratoire Navier de l'école des Ponts, a permis, cf. Fig. 52 b), de mettre en évidence que le mécanisme de rupture est piloté par la fatigue même si on discerne aisément un endommagement diffus de type ductile (en rouge). Une méthodologie équivalente a été utilisée pour évaluer l'influence des forts niveaux de prédéformation sur la propagation. La Fig. 53 montre que la prédéformation retarde la propagation de fissure par une augmentation du seuil  $\Delta K_{\text{seuil}}$ . On constate, de plus, que le matériau d'étude présente deux pentes avec un effet de seuil. La prédéformation augmente à la fois la première pente et le seuil, cependant la deuxième pente reste inchangée.

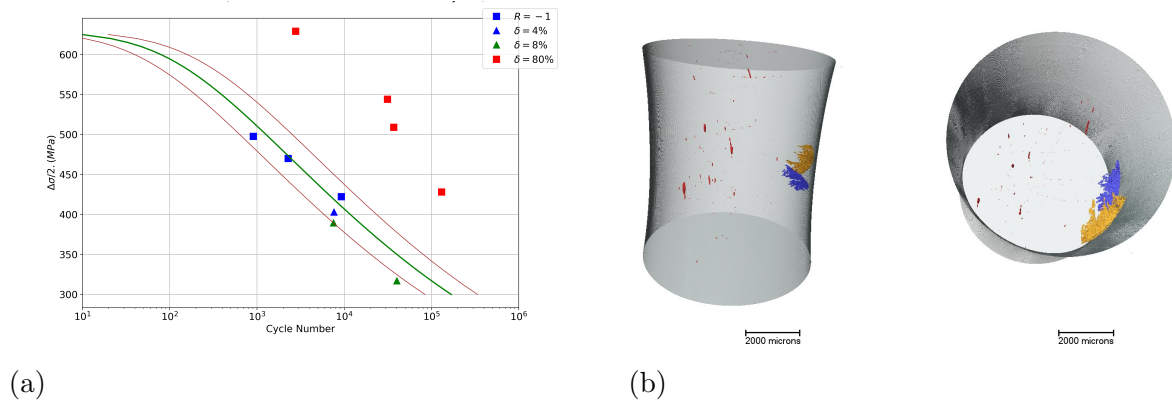


FIGURE 52 – Effet des forts niveaux de prédéformation sur éprouvette de fatigue : (a) Courbe de Whöler (Variation de l'amplitude contrainte—Nombre de cycles), (b) Analyse tomographique post-amorçage (endommagement diffus ductile en rouge).

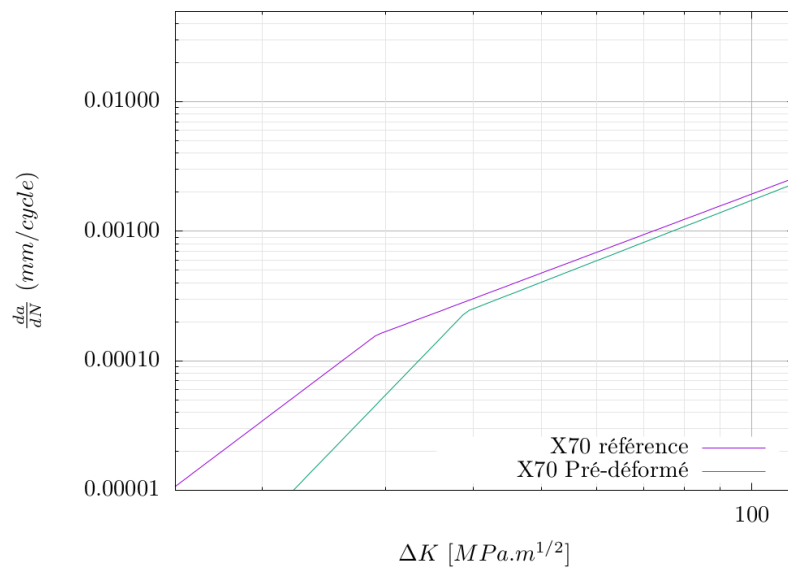


FIGURE 53 – Effet des forts niveaux de prédéformation sur la propagation en fatigue.

## Quatrième partie

# Perspectives

J'ai toujours été passionné par le domaine des transports et de l'énergie. La durabilité et la sécurité des structures dans ce contexte a été pour moi une préoccupation importante et ceci dès le début de ma carrière scientifique au CEA-Saclay (thèse sur la fatigue des joints soudés). Ma thématique de recherche s'est ainsi naturellement orientée vers l'endommagement et la rupture en service des structures industrielles. Je me suis efforcé, durant ces années, de développer des méthodologies pour améliorer le dialogue essai/calcul et ceci à différentes échelles (échelle de la structure (mètre), de l'éprouvette standardisée (cm) et, plus récemment, des spécimens de taille millimétrique). Ma sensibilité expérimentale a été étroitement associée au besoin de comprendre, d'améliorer et de valider les modèles numériques. Ceci m'a poussé à améliorer certaines techniques expérimentales : instrumentation des essais de structures, étude de la transférabilité éprouvette-structure, mini-éprouvette de ténacité, nouveau point de vue sur l'essai de traction, prototype de suivi de fissures... J'ai également contribué au développement d'un nouvel outil pour la classification et le traitement de bases d'essais mécaniques (suite de programmes informatiques en langage python rassemblée sous l'acronyme DATMECHA pour DATabase for processing of MECHANical tests). Ma recherche a été constamment alimentée par des partenariats industriels que j'ai souhaité développer avec des entreprises du domaine de l'énergie, principalement TOTAL, Air Liquide, SAIPEM, ENGIE et GRTgaz.

Pour mes futurs projets de recherche que j'envisage de poursuivre à MINES ParisTech, je souhaite orienter cette thématique vers des enjeux d'avenir. Dans le domaine de l'énergie, il est à présent fondamental de favoriser la transition énergétique, et notamment **préparer le réseau gazier au transport d'hydrogène**. Le réseau de gaz naturel compte des ouvrages récents, mais également des canalisations de plusieurs dizaines d'années. Il accueille de plus en plus de gaz renouvelable (biométhane) et se prépare à recevoir demain des mélanges contenant de l'hydrogène. Il est primordial, dans ces conditions, d'avoir une bonne connaissance du réseau tout en maintenant une haute disponibilité de celui-ci. Le premier défi (détaillé dans la section 13) est de développer une méthodologie de caractérisation de la ténacité basée sur l'utilisation de mini-éprouvettes usinées dans des coupons extraits des installations et d'accréditer, à terme, ce type de méthodes auprès des interlocuteurs industriels (discussion avec TOTAL, Air Liquide et SAIPEM notamment). Ce projet fait l'objet actuellement d'un dépôt de chaire industrielle auprès de l'ANR, en collaboration avec GRTgaz et TRANSVALOR. Le second projet (projet PROTHYCOL détaillé dans la section 14) est lié à la protection par *cold spray* des réseaux en acier vis-à-vis des effets de l'hydrogène. Il a remporté le prix coup de cœur du jury lors du challenge Open Innovation GRTgaz 2018.

Pour mes futurs projets d'enseignements à MINES ParisTech, je tiens à mettre à profit les fruits de la recherche et des projets innovants que je porte, et de mon expérience d'enseignant pluridisciplinaire, pour nourrir à la fois l'enseignement généraliste du cycle ingénieur civil et les enseignements spécialisés (masters, mastères, doctorat...) de l'université PSL à laquelle MINES ParisTech est rattachée (cf. section 15).

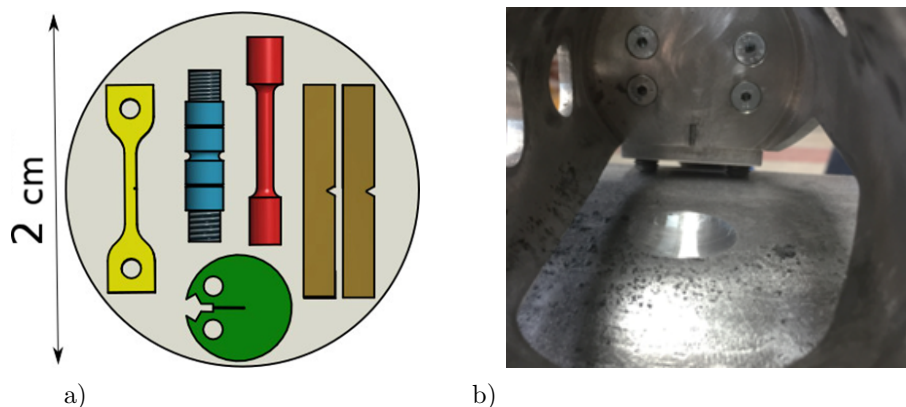


FIGURE 54 – a) Utilisation possible d'un coupon extrait d'une structure comprenant les mini-éprouvettes de traction (rouge), de traction entaillée (bleue), de ténacité DCT (vert), de ténacité SENT (jaune) et deux échantillons Charpy (brun). b) Exemple de prélèvement du matériau en condition de service.

### 13 Mini-Éprouvettes pour le suivi en Service des Structures Industrielles pour l'Énergie (MESSIE)

Les structures industrielles de production et de transport d'énergie sont conçues pour avoir une durée de vie supérieure à 25 ans. La connaissance de l'évolution du comportement des matériaux sur de très longues périodes est donc cruciale pour assurer la sécurité et la fiabilité de ces installations. Afin de permettre le suivi de l'évolution des matériaux tout au long de la durée de vie des installations, le programme MESSIE propose d'utiliser des mini-éprouvettes usinées dans des coupons extraits des installations.

Les mini-éprouvettes (Figure 54) seront constituées d'éprouvettes de traction (lisses et entaillées), d'éprouvettes Charpy mais aussi d'éprouvettes fissurées telles que les éprouvettes de ténacité de type CT (*Compact Tensile*) ou de type SENT (*Single Edge Notched Tensile*) qui devront être miniaturisées. Les résultats sur les échantillons de petite taille seront comparés aux essais sur éprouvettes normalisées (cf. Figure 56). Deux études de cas seront réalisées avec des matériaux différents : (i) un acier de nuance moderne X52, (ii) puis une soudure de rabotage afin d'étudier le métal soudé et les différentes parties de la zone affectée par la chaleur. Cela permettra de traiter la rupture ductile sur un matériau de base et sur une soudure hétérogène. Étant donné que les éprouvettes CT et SENT fissurées de petite taille ne répondent pas aux exigences de validité des normes d'essai (e.g. ASTM E1820), il faudra élaborer une méthodologie pour analyser les résultats des essais. Celle-ci s'appuiera sur l'analyse détaillée des essais, ainsi que sur des simulations numériques utilisant des modèles avancés d'endommagement non local bien adaptés aux très petites dimensions (indépendance des résultats vis-à-vis de la taille de maille). Comme preuve de concept, des essais intermédiaires et des essais pleine échelle seront effectués dans le cadre du programme sur les matériaux sélectionnés. La méthodologie proposée sera appliquée pour prévoir et analyser ces essais à grande échelle. Sur la base de ces résultats, des lignes directrices seront rédigées par les partenaires universitaires et industriels<sup>23</sup> pour

23. Bien que le projet soit en lien direct avec GRTgaz, les recommandations devront être approuvées par les pairs de l'industrie ainsi que par les organismes de réglementation. Des contacts préliminaires avec des entreprises telles que EDF, CEA, SAIPEM, TECHNIP, TOTAL et Air Liquide ont démontré un intérêt évident pour les résultats du programme proposé. Les partenaires industriels du projet mettront en œuvre les résultats afin d'évaluer la sécurité de leurs installations, par exemple pour prolonger leur durée de vie. Une fois entièrement mise au point, la méthodologie devrait être relativement peu coûteuse et rapide à appliquer à des cas spécifiques.

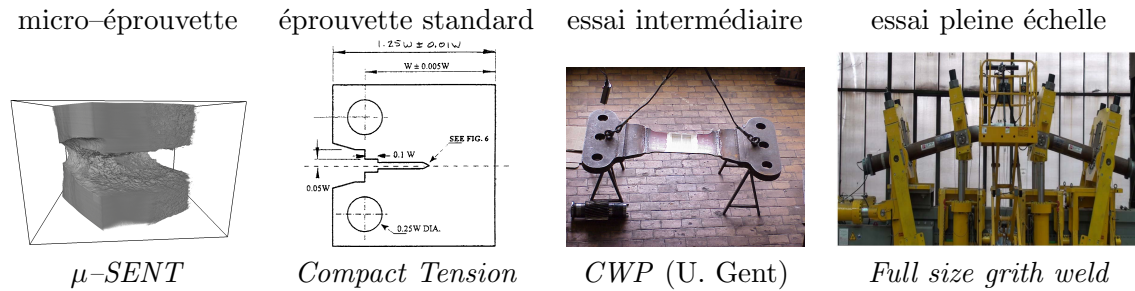


FIGURE 55 – Essais sur 4 échelles : mini-éprouvettes (mm), éprouvettes standards (cm), essai intermédiaire CWP (m), essai pleine échelle (quelques mètres).

la réalisation d'essais sur des échantillons de petite taille, l'interprétation de ces essais et le transfert des résultats sur des échantillons de taille standard. La rédaction de ces lignes directrices, ou recommandations de type pré-normalisation, aidera à diffuser les résultats du programme de la chaire industrielle vers d'autres partenaires universitaires. Le projet est préparé avec GRTgaz, qui a besoin d'optimiser son réseau haute pression (32 000 km) composé de canalisations modernes mais aussi "vintage". Le projet permettra à GRTgaz de garantir la sécurité et la pérennité de son réseau, tout en étant capable d'accueillir de plus en plus de gaz renouvelable (biométhane) ou de recevoir, dans un avenir proche, des mélanges contenant de l'hydrogène.

**Pour résumer, la méthodologie d'étude repose sur trois éléments principaux :**

1. proposition de procédures d'essais sur mini-éprouvettes incluant l'extraction du composant, l'usinage, la pré-fissuration, les essais incluant l'extensométrie (mécanique ou optique) ;
2. définition d'une méthodologie de traitement des résultats expérimentaux notamment pour définir les courbes de résistance à la propagation de fissures (courbes  $J - \Delta a$ ). Cette méthodologie sera basée sur la simulation numérique (méthode des éléments finis, modèles de type GTN + non local) d'éprouvettes de différentes tailles, allant de la mini-éprouvette à la structure de taille réelle ;
3. démonstration de l'applicabilité de la méthode sur des composants de structure.

Les différentes échelles d'évaluation des matériaux sont illustrées sur la Figure 55. **L'ambition principale du programme de travail est d'utiliser les données matérielles à la plus petite échelle (quelques millimètres) pour prédire le comportement à rupture à la plus grande échelle (quelques mètres).**

**Classification et traitement des données** Le programme d'essai proposé produira de nombreuses données expérimentales qui devront être traitées et classées. Il est important de conserver les données expérimentales originales (fichiers, photographies, images tomographiques...) ainsi que les étapes de traitement de ces données. Il est également important de définir une stratégie de classification rigoureuse (matériau, traitements thermiques, type d'essai, conditions d'essai...) afin de pouvoir suivre l'ensemble de la base de données. Une telle base de données est également nécessaire pour améliorer et faciliter le dialogue entre les expériences et les simulations. Pour atteindre cet objectif, la suite de programmes informatiques DATMECHA sera utilisée pour recueillir, classer et traiter tous les résultats expérimentaux.

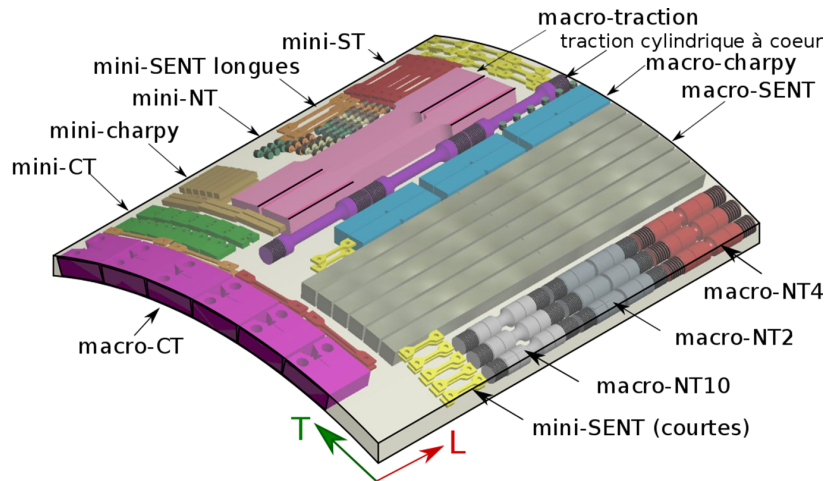


FIGURE 56 – Exemple de plan d’expériences sur mini-épreuves et épreuves ”standards” (X52, thèse de Chiraz Belhadj).

## 14 Protection par *cold spray* des réseaux en acier vis-à-vis des effets de l’hydrogène

Fortement engagé dans la transition énergétique, GRTgaz est à la recherche de solutions innovantes lui permettant de faciliter l’injection d’hydrogène dans ses réseaux. Cependant, la fragilisation des aciers due à l’exposition à un environnement hydrogéné induit une baisse des propriétés mécaniques, ce qui limite à l’heure actuelle le développement de la filière hydrogène sur le réseau de gaz.

Deux voies possibles ont été identifiées pour contrer les effets de l’hydrogène : l’ajout d’un ou plusieurs inhibiteurs dans le gaz et la protection de l’acier par une barrière physique. L’utilisation d’une barrière physique est retenue comme la solution la plus prometteuse. Dans ce contexte, la projection par *cold spray* (CS dans la suite) est l’un des procédés de projection les plus innovants, qui s’est considérablement développé dans l’industrie. Il consiste à projeter des particules métalliques de taille 10 à 100  $\mu\text{m}$  sur un substrat, à l’aide d’un gaz supersonique. La gamme des matériaux projetables est très large, incluant métaux et alliages, polymères thermoplastiques et mélanges de ces derniers. La seule contrainte est la nécessité qu’au moins un constituant ductile soit présent dans le mélange de poudres. Les principaux avantages du CS sont la faible température, qui permet de ne pas affecter thermiquement le substrat, la haute densité et la bonne adhérence des dépôts. En France, le Centre des Matériaux MINES ParisTech (CDM dans la suite) a largement contribué au développement de cette technique, il est actuellement leader de nombreuses initiatives (le Centre de Compétence en Procédés de Projection (C2P) du CDM est à l’origine du ”Club Cold Spray”<sup>24</sup> et l’anime, le club comptant à ce jour 36 membres, dont la moitié sont des industriels) et il est porteur de nombreux projets et publications. Dans le cadre du challenge Open Innovation initié par GRTgaz, nous avons proposé l’application par CS d’un revêtement à l’intérieur de la canalisation, qui agira comme barrière de diffusion. Les phases de développement proposées en lien avec la dynamique actuellement chez RICE-GRTgaz<sup>25</sup> peuvent se décliner selon le programme détaillé ci-dessous :

- **Phase 1 : Preuve de concept (POC)** par le développement d’un revêtement présentant le meilleur compromis entre imperméabilité à l’hydrogène et durabilité

24. <http://coldsprayclub.mines-paristech.fr>

25. RICE pour Research and Innovation Center for Energy, est l’unité R&D récemment créée de GRTgaz.

sur la canalisation en acier. L'essentiel des développements se fera au sein du CDM avec des études centrées sur le matériau (**échelle de l'éprouvette**) et le procédé CS sur une période de 18 mois. Une méthode de préchargement électrolytique en hydrogène sera utilisée dans le cadre de cette phase. Un niveau de chargement en hydrogène conservatif sera visé, en plus du niveau de référence sans hydrogène. Cette méthodologie permet de supporter les conclusions tirées des essais sous environnement gazeux, même si elle ne permet pas de reproduire fidèlement l'endommagement et la modification des propriétés mécaniques observés sous environnement hydrogène gazeux à haute pression. Dans un second temps, il serait également intéressant de réaliser des essais complémentaires sous environnement d'hydrogène gazeux (en lien avec le CEA-LITEN par exemple, essais sous autoclave plus lourds et plus coûteux à mettre en œuvre), afin d'établir les conditions de chargement du préchargement en hydrogène pour obtenir un niveau de fragilisation plus représentatif de celui observé sous environnement hydrogène gazeux.

- **Phase 2 : Démonstrateur à l'échelle 1** ou sur maquette (échelle 1/10 par exemple) sur canalisation revêtue. Nous utiliserons les équipements robotisés de projection CS actuellement disponibles sur le marché (outils de projection à l'intérieur d'une surface cylindrique utilisés par l'industrie automobile) pour revêtir, dans les conditions établies dans la phase 1, un ou plusieurs tronçons de tube, qui seront testés en environnement hydrogéné. Cette phase peut totalement s'intégrer au projet **FenHYx** porté par GRTgaz qui prévoit des essais en gaz sous différentes pressions et concentrations d'hydrogène. L'idée serait de **développer des essais sur des manchettes**, afin d'atteindre les objectifs principaux suivant : (i) mesures du taux de fuite en hydrogène, (ii) mesures des pertes de charge, (iii) évaluation de la durabilité du revêtement via des sollicitations monotones ou cycliques, iv) évaluation de l'effet d'un enfoncement sur le revêtement, etc. Une réflexion appropriée sera menée pour développer une instrumentation adaptée à ce type d'environnement. Dans le cadre de cette phase, il pourrait être intéressant d'associer à la réflexion le laboratoire LSPM<sup>26</sup>, qui dispose d'un outil simulant expérimentalement sur structure intermédiaire (*virole*, i.e. tronçon) le comportement d'un gazoduc hautement pressurisé en hydrogène.
- **Phase 3 : Développement et validation d'un système CS robotisé pour pipeline**. Un consortium sera créé en élargissant la collaboration à un fournisseur d'équipement *cold spray*, et au Centre de Robotique CAOR MINES ParisTech (voire plus si besoin). Il faudra développer un robot *ad hoc* de dimension adaptée, en réfléchissant notamment à l'adaptation d'un dispositif pouvant s'intégrer à une large gamme de pipeline, idéalement allant des plus petits diamètres (150 mm) aux plus grands diamètres (1 200 mm), qui pourrait entrer dans des canalisations et les parcourir. Ceci permettrait de réaliser à la fois la préparation de surface (par sablage par exemple), la projection *cold spray* par une tête rotative, le contrôle non destructif (CND), à l'image de ce qui est fait actuellement à l'aide de PIG (racleur instrumenté), et le post-traitement (peinture époxy pour limiter les pertes de charge) si nécessaire. La matière serait amenée par des tuyaux flexibles, comme cela est déjà le cas dans les équipements actuels, ou alors dans un réservoir adapté, à proximité du robot. L'intérêt d'un tel dispositif serait également d'intervenir en **réparation de défauts** pour limiter les excavations et les réparations qui sont coûteuses. Cette phase sera décomposée en deux étapes : (i) réflexion et conception robotique autour des capteurs, de la perception, de la planification et du contrôle (compétences fortes du Centre de Robotique) en lien étroit avec le fournisseur

---

26. Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux de l'institut Galilée, Université Paris 13.



d'équipement CS et une collaboration extérieure spécialisée dans l'instrumentation pour les pipelines et (ii) réalisation du prototype robotisé CS. Il faudra prévoir, sur cette seconde partie, une sous-traitance ou une collaboration externe sur les aspects mécaniques et *hardware*.

## 15 Lien formation-recherche-innovation

Au fil de mon parcours d'enseignant et d'enseignant-chercheur, j'ai acquis la conviction que la formation par la recherche et l'expérimentation favorise l'autonomie, la créativité et l'esprit critique des élèves, qualités indispensables à leur réussite tant dans l'univers de la recherche et de l'innovation que dans l'entrepreneuriat. Dans la perspective d'une poursuite de ma carrière à MINES ParisTech, je souhaite faire rayonner la recherche auprès des élèves de l'école et vers l'extérieur, en m'investissant à la fois dans l'enseignement généraliste du cycle ingénieur civil (module d'ingénierie, avec par exemple le projet actuel de fabrication de drones, et module recherche), et dans les formations spécialisées (masters, mastères, doctorats...) afin d'y partager mon expertise pluridisciplinaire en génie civil et en mécanique des matériaux et des structures.

J'ai toujours eu à cœur de tenir un rôle d'ambassadeur de la formation par la recherche. En parallèle de mes travaux de recherche, j'ai maintenu une activité d'enseignement soutenue depuis l'obtention de mon agrégation en génie civil. Depuis 2008, je suis intervenu dans l'enseignement supérieur tout au long du cursus ingénieur de l'EPF, autour de cours généraux (propriété des matériaux, vibration des structures, méthodes des éléments finis...) et de projets de recherche sur des thématiques d'ouverture. J'ai par exemple mis en place le Projet Personnel Recherche (exemples de sujet PPR : puces ADN, cellules souches, contrôle d'ordinateur par la pensée...) et le projet *Virtual Testing* à l'EPF.

J'aspire notamment, à travers ce poste, à favoriser le dialogue et la collaboration entre les différents départements de l'École MINES ParisTech. A titre d'exemple, cela pourrait se concrétiser à travers un projet recherche sur des thématiques telles que la robotique, en lien avec le challenge Open Innovation de GRTgaz et impliquant le département Mathématiques et Systèmes, ou encore un cours d'ouverture aux techniques du géomètre/topographe en lien avec le département Sciences de la terre et de l'environnement, etc.

Il m'importe également de continuer à proposer aux élèves une immersion régulière dans des techniques de recherche de pointe. Mes projets de laboratoire donnent la chance aux élèves de découvrir et d'expérimenter des techniques avancées telles que la corrélation d'images, ou la tomographie aux rayons X, que j'utilise régulièrement pour ma propre recherche. Cela encourage les élèves à s'impliquer dans des problématiques d'avenir et les aide à atteindre, à leur tour, un haut niveau d'expertise.

Je m'intéresse vivement aux enjeux de la réforme du cycle d'ingénieur civil MINES ParisTech et j'ai été ravi de noter que le lien formation-recherche sera inscrit au cœur du syllabus, notamment via 10 semaines de projets de recherche. La sensibilisation aux enjeux industriels majeurs au travers de l'unité d'enseignement MIG (Métiers Ingénieur Généraliste) m'intéresse particulièrement et mon expérience dans la mise en place de partenariats avec l'industrie pourrait s'avérer utile.

## Références

- [DNV, 2006] (2006). Recommended practice Det Norske Veritas DNV-RP-F108 : Fracture control for pipeline installation methods introducing cyclic plastic strain. Technical report, Det Norsk Veritas, Norway.
- [Aguirre-Guerrero et al., 2013] Aguirre-Guerrero, D., Juarez-Hernandez, A., Hernandez-Rodriguez, M. A. L., Morales, R., and Ruiz, I. (2013). The effect of pre-strain on fatigue for a high strength low alloy (HSLA) steel. *Metallurgija*, 52(2) :227–230.
- [Allouti et al., 2014] Allouti, M., Schmitt, C., and Pluvinage, G. (2014). Assessment of a gouge and dent defect in a pipeline by a combined criterion. *Eng. Fail. Anal.*, 36 :1–13.
- [Alvino et al., 2010] Alvino, A., Lega, D., Giacobbe, F., Mazzocchi, V., and Rinaldi, A. (2010). Damage characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 years of service at different operative and maintenance conditions. *Engineering Failure Analysis*, 17(7-8) :1526–1541.
- [An et al., 2015] An, X., Dobson, A., and Chan, C. Y. (2015). Influence of porosity on the integrity properties of butt welded super duplex stainless steel umbilical tube. volume 5. ASME.
- [Andrieu et al., 2012] Andrieu, A., Pineau, A., Besson, J., Ryckelynck, D., and Bouaziz, . (2012). Beremin model : Methodology and application to the prediction of the Euro toughness data set. *Eng. Fract. Mech.*, 95 :102–117.
- [ASME, 2007] ASME (2007). ASME VIII Division 1 : Rules for Construction of Pressure Vessels. The American Society of Mechanical Engineers. Technical report, ASME, New York.
- [Badji et al., 2008] Badji, R., Bouabdallah, M., Bacroix, B., Kahloun, C., Bettahar, K., and Kherrouba, N. (2008). Effect of solution treatment temperature on the precipitation kinetic of  $\sigma$ -phase in 2205 duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A*, 496(1-2) :447–454. cited By 92.
- [Badji et al., 2013] Badji, R., Chauveau, T., and Bacroix, B. (2013). Texture, misorientation and mechanical anisotropy in a deformed dual phase stainless steel weld joint. *Materials Science and Engineering A*, 575 :94–103. cited By 28.
- [Badreddine et al., 2010] Badreddine, H., Saanouni, K., and Dogui, A. (2010). On non-associative anisotropic finite plasticity fully coupled with isotropic ductile damage for metal forming. *Int. J. Plasticity*, 26 :1541–1575.
- [Baek et al., 2010] Baek, J.-H., Kim, Y.-P., Kim, C., Kim, W., and Seok, C. (2010). Effects of pre-strain on the mechanical properties of API 5L X65 pipe. *Mater. Sci. Engng A*, 527(6) :1473–1479.
- [Bai and Wierzbicki, 2008] Bai, Y. and Wierzbicki, T. (2008). A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *Int. J. Plasticity*, 24(6) :1071–1096.
- [Ballard, 1981] Ballard, D. (1981). Generalizing the hough transform to detect arbitrary shapes. *Pattern Recognition*, 13(2) :111 – 122.
- [Barlat et al., 1991] Barlat, F., Lege, D., and Brem, J. (1991). A six-component yield function for anisotropic materials. *Int. J. Plasticity*, 7 :693–712.
- [Basu and Benzerga, 2015] Basu, S. and Benzerga, A. (2015). On the path-dependence of the fracture locus in ductile materials : Experiments. *Int. J. Solids Structures*, 71 :79–90.
- [Ben Bettaieb et al., 2011] Ben Bettaieb, M., Lemoine, X., Bouaziz, O., Habraken, A.-M., and Duchene, L. (2011). Numerical modeling of damage evolution of DP steels on the basis of X-ray tomography measurements. *Mech. Mater.*, 43(3) :139–156.

- [Benzerga, 2002] Benzerga, A. (2002). Micromechanics of coalescence in ductile fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50(6) :1331 – 1362.
- [Benzerga et al., 2004a] Benzerga, A., Besson, J., and Pineau, A. (2004a). Anisotropic ductile fracture Part I : experiments. *Acta Mater.*, 52 :4623–4638.
- [Benzerga et al., 2004b] Benzerga, A., Besson, J., and Pineau, A. (2004b). Anisotropic ductile fracture Part II : theory. *Acta Mater.*, 52 :4639–4650.
- [Benzerga and Leblond, 2010] Benzerga, A. and Leblond, J.-B. (2010). Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence. *Advances in Applied Mechanics*, 44 :169–305.
- [Beremin, 1980] Beremin, F. (1980). Calculs élastoplastiques par la méthode des éléments finis d’éprouvettes axisymétriques entaillées circulairement. *Journal de mécanique appliquée*, 4(3) :307–325.
- [Besson, 2009] Besson, J. (2009). Damage of ductile materials deforming under multiple plastic or viscoplastic mechanisms. *Int. J. Plasticity*, 25 :2204–2221.
- [Besson et al., 2005] Besson, J., Madi, Y., Motarjemi, A., Koçak, M., Martin, G., and Hornet, P. (2005). Crack initiation and propagation close to the interface in a ferrite-austenite joint. *Materials Science and Engineering A*, 397(1-2) :84–91.
- [Borbély et al., 2004] Borbély, A., Csikor, F., Zabler, S., Cloetens, P., and Biermann, H. (2004). Three-dimensional characterization of the microstructure of a metalmatrix composite by holotomography. *Materials Science and Engineering : A*, 367(1) :40 – 50.
- [Bordet et al., 2005] Bordet, S., Karstensen, A., Knowles, D., and Wiesner, C. (2005). A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I : model presentation. *Eng. Fract. Mech.*, 72 :435–452.
- [Bron and Besson, 2004] Bron, F. and Besson, J. (2004). A yield function for anisotropic materials. Application to aluminium alloys. *Int. J. Plasticity*, 20 :937–963.
- [Bron and Besson, 2006] Bron, F. and Besson, J. (2006). Simulation of the ductile tearing for two grades of 2024 aluminum alloy thin sheets. *Eng. Fract. Mech.*, 73 :1531–1552.
- [Brunet et al., 2005] Brunet, M., Morestin, F., and Walter-Leberre, H. (2005). Failure analysis of anisotropic sheet-metals using a non-local plastic damage model. *J. Mater. Processing Technol.*, 170 :457–470.
- [BS-4515, 2009] BS-4515 (2009). BS 4515-1 :2009 : Specification for welding of steel pipelines on land and offshore. Carbon and carbon manganese steel pipelines. Technical report.
- [BS-EN-12517, 2006] BS-EN-12517 (2006). BS EN 12517-1 :2006 : Non-destructive testing of welds. Evaluation of welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys by radiography. Acceptance levels. Technical report.
- [Burgaud, 2018] Burgaud, G. (2018). *Influence de la prédéformation sur la rupture en fatigue d’aciers de gazoduc*. PhD thesis, Mines Paristech.
- [Burlot, 2015] Burlot, P. (2015). *Confinement plastique et rupture ductile (pipeline)*. PhD thesis, Mines Paristech.
- [Burlot et al., 2012] Burlot, P., Besson, J., Madi, Y., Batische, R., and Hertz-Clémens, S. (2012). Effect of plastic constraint on anisotropic crack extension in a grade x63 line pipe steel. volume 3, pages 267–273.
- [Cataldi et al., 2014] Cataldi, U., Caputo, R., Kurylyak, Y., Klein, G., Chekini, M., Umeton, C., and Bürgi, T. (2014). Growing gold nanoparticles on a flexible substrate to enable simple mechanical control of their plasmonic coupling. *J. Mater. Chem. C*, 2 :7927–7933.
- [Cazacu et al., 2006] Cazacu, O., Plunkett, B., and Barlat, F. (2006). Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals. *Int. J. Plasticity*, 22 :1171–1194.

- [Chauveau, 2018] Chauveau, D. (2018). Review of ndt and process monitoring techniques usable to produce high-quality parts by welding or additive manufacturing. *Welding in the World*, 62(5) :1097–1118.
- [Chen, 2011] Chen, J. (2011). *Ductile tearing of AA2198 aluminium-lithium sheets for aeronautic application*. Theses, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. Co-encadrement de la thèse : Yazid Madi.
- [Chen et al., 2009] Chen, J., Besson, J., and Madi, Y. (2009). Characterization and modeling of ductile rupture with relationship of microstructures in 2198 al-li alloy for aeronautic application. volume 5, pages 4041–4050.
- [Chen et al., 2004] Chen, Q., Thomas, C., and Knowles, D. (2004). Characterisation of 20Cr32Ni1Nb alloys in as-cast and Ex-Service conditions by SEM, TEM and EDX. *Material Science and Engineering A*, 374(1-2) :398–408.
- [Coppola et al., 2009] Coppola, T., Cortese, L., and Folgarait, P. (2009). The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steels. *Eng. Fract. Mech.*, 76 :1288–1302.
- [Cosham and Hopkins, 2004] Cosham, A. and Hopkins, P. (2004). The effect of dents in pipelines guidance in the pipeline defect assessment manual. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 81(2) :127 – 139. The 10th International Conference on Pressure Vessel Technology (ICPVT-10).
- [Denis et al., 2008] Denis, E. P., Barat, C., Jeulin, D., and Ducottet, C. (2008). 3d complex shape characterization by statistical analysis : Application to aluminium alloys. *Materials Characterization*, 59(3) :338 – 343.
- [DNV-OS-F101, 2011] DNV-OS-F101 (2011). Submarine pipeline systems. Technical report, Det Norske Veritas, Norway.
- [Donato et al., 2014] Donato, G., Cavalcante, F., and Oliveira, A. (2014). Effect of plastic prestrain on the fatigue crack growth (da/dN vs. Delta K) behavior of ASTM A36 steel. In *21th CBECIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, pages 5450–5455, Cuiabá, Brasil.
- [Doquet and Barkia, 2016] Doquet, V. and Barkia, B. (2016). Combined AFM, SEM and crystal plasticity analysis of grain boundary sliding in titanium at room temperature. *Mechanics of Materials*, 103 :18 – 27.
- [Dunand and Mohr, 2014] Dunand, M. and Mohr, D. (2014). Effect of Lode parameter on plastic flow localization after proportional loading at low stress triaxialities. *J. Mech. Phys. Solids*, 66 :133–153.
- [Dupouiron et al., 2017] Dupouiron, F., Dunoyer, R., Augustin, C., Grenet, C., and Simon, H. (2017). Rupture par fatigue-fluage de sous-collecteur de SMR en acier réfractaire moulé centrifugé.
- [Eikrem et al., 2008] Eikrem, P., Zhang, Z., Østby, E., and Nyhus, B. (2008). Numerical study on the effect of prestrain history on ductile fracture resistance by using the complete Gurson model. *Eng. Fract. Mech.*, 75 :4568–4582.
- [Eikrem et al., 2007] Eikrem, P. A., Zhang, Z., and Nyhus, B. (2007). Effect of plastic prestrain on the crack tip constraint of pipeline steels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, 84(12) :708–715.
- [El-Fadaly et al., 1995] El-Fadaly, M., El-Sarrage, T., Eleiche, A., and Dahl, W. (1995). Fracture toughness of 20MnMoNi55 steel at different temperatures as affected by room-temperature pre-deformation. *J. Mater. Processing Technol.*, 54 :159–165.
- [Enami, 2005a] Enami, K. (2005a). Ductile crack initiation behavior in steels with compressive prestrain. *J. Mar. Sci. Technol.*, 10 :10–41.

- [Enami, 2005b] Enami, K. (2005b). The effects of compressive and tensile prestrain on ductile fracture initiation in steels. *Eng. Fract. Mech.*, 72(7) :1089–1105.
- [ExxonMobil Upstream Research Company, 2010] ExxonMobil Upstream Research Company (2010). Measurement of Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) fracture resistance curves using Single-Edge Notched Tension (SENT) specimens. Technical report, ExxonMobil.
- [Faleskog et al., 2004] Faleskog, J., Kroon, M., and Öberg, H. (2004). A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale - parameter estimation and predictions of stationary crack experiments. *Eng. Fract. Mech.*, 71(1) :57–79.
- [Foerch et al., 1997] Foerch, R., Besson, J., Cailletaud, G., and Pilvin, P. (1997). Polymorphic constitutive equations in finite element codes. *Comp. Meth. Appl. Mech. Engng*, 141 :355–372.
- [Francfort and Marigo, 1998] Francfort, G. and Marigo, J.-J. (1998). Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(8) :1319 – 1342.
- [Fredriksson et al., 1988] Fredriksson, K., Melander, A., and Hedman, M. (1988). Influence of prestraining and ageing on fatigue properties of high-strength sheet steels. *Int J Fatigue*, 3 :139–151.
- [Froustey and Lataillade, 2008] Froustey, C. and Lataillade, J. L. (2008). Influence of large pre-straining of aluminium alloys on their residual fatigue resistance. *International Journal of Fatigue*, 30(5) :908–916.
- [Gao et al., 2013] Gao, M., Krishnamurthy, R., Tandon, S., and Arumugam, U. (2013). Critical strain based ductile damage criterion and its application to mechanical damage in pipelines. In *Proc. ICF 13 conference*, pages 1–10.
- [Geach, 1974] Geach, G. A. (1974). Hardness and temperature. *International Metallurgical Reviews*, 19(1) :255–267.
- [Gontier et al., 2017] Gontier, A., Marae-Djouda, J., Caputo, R., Madi, Y., Molinari, M., Lévêque, G., Adam, P.-M., and Maurer, T. (2017). Optical properties of gold nanorods macro-structure : A numerical study. *Photonics Letters of Poland*, 9(1) :23–25.
- [Gupta et al., 2015] Gupta, C., Toda, H., Mayr, P., and Sommitsch, C. (2015). 3D creep cavitation characteristics and residual life assessment in high temperature steels : a critical review. *Materials Science and Technology*, 31(5) :603–626.
- [Gupta et al., 2013] Gupta, C., Toda, H., Schlacher, C., Adachi, Y., Mayr, P., Sommitsch, C., Uesugi, K., Suzuki, Y., Takeuchi, A., and Kobayashi, M. (2013). Study of creep cavitation behavior in tempered martensitic steel using synchrotron micro-tomography and serial sectioning techniques. *Materials Science and Engineering : A*, 564 :525 – 538.
- [Gurson, 1977] Gurson, A. L. (1977). Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I— Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J. Engng Mater. Technol.*, 99 :2–15.
- [Herbig et al., 2011] Herbig, M., King, A., Reischig, P., Proudhon, H., Lauridsen, E. M., Marrow, J., Buffière, J.-Y., and Ludwig, W. (2011). 3-d growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phase-contrast x-ray tomography. *Acta Materialia*, 59(2) :590 – 601.
- [Herrington et al., 2019] Herrington, J. S., Madi, Y., Besson, J., and Benzerga, A. A. (2019). Modeling the 3d plastic anisotropy of a magnesium alloy processed using severe plastic deformation. In Joshi, V. V., Jordon, J. B., Orlov, D., and Neelameggham, N. R., editors, *Magnesium Technology 2019*, pages 283–287, Cham. Springer International Publishing.

- [Hill, 1950] Hill, R. (1950). *The mathematical theory of plasticity*. Clarendon Press, Oxford.
- [Hill, 1990] Hill, R. (1990). Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *J. Mech. Phys. Solids*, 38 :405–417.
- [Hosford, 1972] Hosford, W. (1972). Generalized isotropic yield criterion. *J. Applied Mech.*, 39(2) :607–609.
- [James and Newman, 2003] James, M. and Newman, J. (2003). The effect of crack tunneling on crack growth : experiments and CTOA analyses. *Eng. Fract. Mech.*, 70 :457–468.
- [Jiang and Chen, 2012] Jiang, Y. and Chen, M. (2012). Researches on the Fatigue Crack Propagation of Pipeline Steel. In Zeng, D, editor, *2011 2nd International Conference On Advances In Energy Engineering (ICAEE)*, volume 14 of *Energy Procedia*, pages 524–528. 2nd International Conference on Advances in Energy Engineering (ICAEE), Bangkok, THAILAND, DEC 27-28, 2011.
- [Kamaya, 2012] Kamaya, M. (2012). A stress-based criterion for ductile crack initiation of pre-strained carbon steel. *Eng. Fract. Mech.*, 96 :461–479.
- [Kang et al., 2007] Kang, M., Aono, Y., and Noguchi, H. (2007). Effect of prestrain on and prediction of fatigue limit in carbon steel. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11) :1855–1862. 6th International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials, Hyannis, MA, SEP 17-22, 2006.
- [Karafillis and Boyce, 1993] Karafillis, A. and Boyce, M. (1993). A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *J. Mech. Phys. Solids*, 41 :1859–1886.
- [Kondori et al., 2018] Kondori, B., Madi, Y., Besson, J., and Benzerga, A. (2018). Evolution of the 3d plastic anisotropy of hcp metals : Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*.
- [Kumar et al., 2019] Kumar, R., Villanova, J., Lhuissier, P., and Salvo, L. (2019). In situ nanotomography study of creep cavities in al-3.6-cu alloy. *Acta Materialia*, 166 :18 – 27.
- [Lacourt et al., 2017] Lacourt, L., Figliuzzi, B., Forest, S., Ryckelynck, D., Willot, F., Flouriot, S., De Rancourt, V., and Thomas, A. (2017). Étude de la nocivité des défauts dans les soudures et les pièces obtenues par fabrication additive. In *Colloque MECAMAT Fatigue des Structures et des Matériaux*, Aussois, France.
- [Lacourt et al., 2018] Lacourt, L., Forest, S., N’Guyen, F., Ryckelynck, D., Willot, F., Flouriot, S., De Rancourt, V., and Thomas, A. (2018). Étude numérique de la nocivité des défauts dans les soudures. In *Colloque MECAMAT 2018 Matériaux numériques*, page 5 p., Aussois, France.
- [Landron et al., 2010] Landron, C., Bouaziz, O., Maire, E., and Adrien, J. (2010). Characterization and modeling of void nucleation by interface decohesion in dual phase steels. *Scripta Materialia*, 63(10) :973–976.
- [Landron et al., 2013] Landron, C., Bouaziz, O., Maire, E., and Adrien, J. (2013). Experimental investigation of void coalescence in a dual phase steel using X-ray tomography. *Acta Materialia*, 61(18) :6821–6829.
- [Landron et al., 2012] Landron, C., Maire, E., Adrien, J., Bouaziz, O., Di Michiel, M., Cloetens, P., and Suhonen, H. (2012). Resolution effect on the study of ductile damage using synchrotron X-ray tomography. *Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section B-Beam Interactions with Materials and Atoms*, 284 :15–18.
- [Landron et al., 2011] Landron, C., Maire, E., Bouaziz, O., Adrien, J., Lecarme, L., and Bareggi, A. (2011). Validation of void growth models using X-ray microtomography characterization of damage in dual phase steels. *Acta Materialia*, 59(20) :7564–7573.

- [Le Guyader, 2014] Le Guyader, C. (2014). *Mécanique de la rupture et endommagement d'un alliage d'aluminium 2219 T87 pour application aérospatiale*. PhD thesis, Mines ParisTech.
- [Leguillon, 2002] Leguillon, D. (2002). Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 21(1) :61 – 72.
- [Lemaitre, 1985] Lemaitre, J. (1985). A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *J. Engng Mater. Technol.*, 107 :83–89.
- [Lemaitre et al., 2000] Lemaitre, J., Desmorat, R., and Sausay, M. (2000). Anisotropic damage laws of evolution. *Eur. J. Mech./A*, 19A :187–208.
- [Lemineur et al., 2016] Lemineur, J.-F., Schuermans, S., Marae-Djouda, J., Maurer, T., and Ritcey, A. (2016). Size-modulation of plasmonic nanorings obtained by the self-assembly of gold nanoparticles and block copolymers. *Journal of Physical Chemistry C*, 120(16) :8883–8890.
- [Li and Leguillon, 2018] Li, J. and Leguillon, D. (2018). Finite element implementation of the coupled criterion for numerical simulations of crack initiation and propagation in brittle materials. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 93 :105 – 115.
- [Libertiny et al., 1977] Libertiny, G., Topper, T., and Leis, B. (1977). The effect of large prestrains on fatigue. *Experimental Mechanics*, pages 17 – 64.
- [Lillig, 2008] Lillig, D. (2008). The first (2007) isope strain-based design symposium - a review. In *Proc. 18th international offshore and polar engineering (ISOPE) conference, Vancouver 6-11 july 2008*.
- [Ma et al., 2012] Ma, X., Wang, L., Liu, C., and Subramanian, S. (2012). Microstructure and properties of 13cr5ni1mo0.025nb0.09v0.06n super martensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 539 :271–279. cited By 57.
- [Maaboudallah, 2018] Maaboudallah, F. (2018). Influence des forts niveaux de prédéformation sur l’amorçage et la propagation en fatigue. Rapport de mastère, Centre des Matériaux MINES ParisTech.
- [Madi et al., 2017] Madi, Y., Benzerga, A., and Besson, J. (2017). Modeling the 3d plastic anisotropy of magnesium az31b alloy. pages 2730–2731.
- [Madi et al., 2004a] Madi, Y., Matheron, P., Recho, N., and Mongabure, P. (2004a). Low cycle fatigue of welded joints : New experimental approach. *Nuclear Engineering and Design*, 228(1-3) :161–177.
- [Madi et al., 2004b] Madi, Y., Recho, N., and Matheron, P. (2004b). Low-cycle fatigue of welded joints : Coupled initiation propagation model. *Nuclear Engineering and Design*, 228(1-3) :179–194.
- [Mahi et al., 2017] Mahi, N., Lévêque, G., Saison, O., Marae-Djouda, J., Caputo, R., Gontier, A., Maurer, T., Adam, P.-M., Bouhafs, B., and Akjouj, A. (2017). In depth investigation of lattice plasmon modes in substrate-supported gratings of metal monomers and dimers. *Journal of Physical Chemistry C*, 121(4) :2388–2401.
- [Maire et al., 2008] Maire, E., Bouaziz, O., Di Michiel, M., and Verdu, C. (2008). Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 56(18) :4954–4964.
- [Maire et al., 2016] Maire, E., Lhuissier, P., and Salvo, L. (2016). Tomographie aux rayons X synchrotron appliquée à la science des matériaux. *Techniques de l'ingénieur Méthodes de caractérisation et d'analyse des métaux et alliages*, base documentaire : TIB532DUO.(ref. article : m4398).
- [Maire and Withers, 2014] Maire, E. and Withers, P. J. (2014). Quantitative X-ray tomography. *International Materials Reviews*, 59(1) :1–43.

- [Maire et al., 2011] Maire, E., Zhou, S., Adrien, J., and Dimichiel, M. (2011). Damage quantification in aluminium alloys using in situ tensile tests in X-ray tomography. *Engineering Fracture Mechanics*, 78(15) :2679 – 2690.
- [Marae Djouda, 2016] Maraé Djouda, J. (2016). *Caractérisation optique des déformations à l'échelle nanométrique*. PhD thesis. Thèse de doctorat dirigée par Madi, Yazid et Montay, Guillaume Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie Troyes 2016.
- [Marae-Djouda et al., 2017] Maraé-Djouda, J., Caputo, R., Mahi, N., Lévêque, G., Akjouj, A., Adam, P.-M., and Maurer, T. (2017). Angular plasmon response of gold nanoparticles arrays : Approaching the rayleigh limit. *Nanophotonics*, 6(1) :279–288.
- [Marae Djouda et al., 2019] Maraé Djouda, J., Madi, Y., Gaslain, F., Beal, J., Crépin, J., Montay, G., Le Joncour, L., Recho, N., Panicaud, B., and Maurer, T. (2019). Investigation of nanoscale strains at the austenitic stainless steel 316L surface : Coupling between nanogauges gratings and EBSD technique during in situ tensile test. *Materials Science and Engineering : A*, 740-741 :315–335.
- [Marae Djouda et al., 2017] Maraé Djouda, J., Montay, G., Panicaud, B., Béal, J., Madi, Y., and Maurer, T. (2017). Nanogauges gratings for strain determination at nanoscale. *Mechanics of Materials*, 114 :268–278.
- [Marae-Djouda et al., 2019] Maraé-Djouda, J., Panicaud, B., Gaslain, F., B. J., Madi, Y., Montay, G., Le Joncour, L., J., G., Recho, N., Crépin, J., and Maurer, T. (2019). Local microstructural characterization of an aged UR45N rolled steel : Application of the nanogauges grating coupled EBSD technique. *Materials Science and Engineering : A*. submitted.
- [Maurer et al., 2015] Maurer, T., Maraé-Djouda, J., Cataldi, U., Gontier, A., Montay, G., Madi, Y., Panicaud, B., Macias, D., Adam, P.-M., Lévêque, G., Bürgi, T., and Caputo, R. (2015). The beginnings of plasmomechanics : towards plasmonic strain sensors. *Frontiers of Materials Science*, 9(2) :170–177.
- [Mongabure et al., 2003] Mongabure, P., Matheron, P., and Madi, Y. (2003). Mechanical cyclic behaviour of 316L welded joint [Comportement cyclique de joints soudés en 316L]. *Mécanique et Industries*, 4(6) :619–626.
- [Monobe and Schön, 2013] Monobe, L. S. and Schön, C. G. (2013). Microstructural and fractographic investigation of a centrifugally cast 20Cr32Ni+Nb alloy tube in the ‘as cast’ and aged states. *Journal of Materials Research and Technology*, 2(2) :195 – 201.
- [Morgeneyer et al., 2009] Morgeneyer, T., Besson, J., Proudhon, H., Starink, M., and Sinclair, I. (2009). Experimental and numerical analysis of toughness anisotropy in AA2139 al alloy sheet. *Acta Mater.*, 57(13) :3902–3915.
- [Morgeneyer and Besson, 2011] Morgeneyer, T. F. and Besson, J. (2011). Flat to slant ductile fracture transition : Tomography examination and simulations using shear-controlled void nucleation. *Scripta Metall. Mater.*, 65 :1002–1005.
- [Morgeneyer et al., 2016] Morgeneyer, T. F., Taillandier-Thomas, T., Buljac, A., Helfen, L., and Hild, F. (2016). On strain and damage interactions during tearing : 3d in situ measurements and simulations for a ductile alloy (AA2139-t3). *Journal of the Physics and Mechanics of Solids*, 96 :550–571.
- [Munier et al., 2010] Munier, R., Doudard, C., Calloch, S., and Weber, B. (2010). Towards a faster determination of high cycle fatigue properties taking into account the influence of a plastic pre-strain from selfheating measurements. *Procedia Engineering* 2, pages 1741–1750.
- [Neubauer, 1984] Neubauer, B. (1984). Remaining-life estimation for high-temperature materials under creep load by replicas. *Nuclear Technology*, 66(2) :308–312.



- [Nicolas et al., 2015] Nicolas, R., L ev eque, G., Mara e-Djouda, J., Montay, G., Madi, Y., Plain, J., Herro, Z., Kazan, M., Adam, P.-M., and Maurer, T. (2015). Plasmonic mode interferences and fano resonances in metal-insulator- metal nanostructured interface. *Scientific Reports*, 5.
- [Pardo en and Hutchinson, 2000] Pardo en, T. and Hutchinson, J. (2000). An extended model for void growth and coalescence. *J. Mech. Phys. Solids*, 48(12) :2467–2512.
- [Peng et al., 2019] Peng, Y., Wu, C., Gan, J., and Dong, J. (2019). Characterization of heterogeneous constitutive relationship of the welded joint based on the stress-hardness relationship using micro-hardness tests. *Construction and Building Materials*, 202 :37 – 45.
- [Pineau, 1980] Pineau, A. (1980). Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels. In *Proc. ICF 5 conference, Cannes (France)*, volume 2, pages 533–577.
- [Pineau et al., 2016] Pineau, A., Benzerga, A. A., and Pardo en, T. (2016). Failure of metals I : Brittle and ductile fracture. *Acta Mater.*, 107 :424–483.
- [Rivalin et al., 2000] Rivalin, F., Besson, J., Di Fant, M., and Pineau, A. (2000). Ductile tearing of pipeline-steel wide plates — II. : Modeling of in-plane crack propagation. *Eng. Fract. Mech.*, 68(3) :347–364.
- [Rodr iguez and Gutierrez, 2003] Rodr iguez, R. and Gutierrez, I. (2003). Correlation between nanoindentation and tensile properties : Influence of the indentation size effect. *Materials Science and Engineering : A*, 361(1) :377 – 384.
- [Ruggieri and Dodds, 2018] Ruggieri, C. and Dodds, R. H. (2018). A local approach to cleavage fracture modeling : An overview of progress and challenges for engineering applications. *Engineering Fracture Mechanics*, 187 :381 – 403. SI : 50th Anniversary Issue.
- [Selvarajou et al., 2017] Selvarajou, B., Joshi, S. P., and Benzerga, A. A. (2017). Three dimensional simulations of texture and triaxiality effects on the plasticity of magnesium alloys. *Acta Materialia*, 127 :54 – 72.
- [Shinohara, 2014] Shinohara, Y. (2014). *Prestrain effect on anisotropic ductile damage*. PhD thesis, Mines ParisTech.
- [Shinohara et al., 2010] Shinohara, Y., Madi, Y., and Besson, J. (2010). A combined phenomenological model for the representation of anisotropic hardening behavior in high strength steel line pipes. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 29(6) :917–927.
- [Shinohara et al., 2016] Shinohara, Y., Madi, Y., and Besson, J. (2016). Anisotropic ductile failure of a high-strength line pipe steel. *International Journal of Fracture*, 197(2) :127–145.
- [Shinohara et al., 2008] Shinohara, Y., Tsuru, E., Asahi, H., Hara, T., Terada, Y., Doi, N., Ayukawa, N., and Murata, M. (2008). Development of high-strength steel line pipe for SBD applications. *Int. J. of offshore and polar engineering*, 18(3) :220–225.
- [Sivaprasad et al., 2000] Sivaprasad, S., Tarafder, S., Ranganath, V., and Ray, K. (2000). Effect of prestrain on fracture toughness of hsla steels. *Mater. Sci. Engng A*, 284 :195–201.
- [Song and Wu, 2018] Song, R. and Wu, S. (2018). Microstructure evolution and residual life assessment of service exposed Cr35Ni45 radiant tube alloy. *Engineering Failure Analysis*, 88 :63–72.
- [Sonmez and Demir, 2007] Sonmez, F. O. and Demir, A. (2007). Analytical relations between hardness and strain for cold formed parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1) :163 – 173.

- [Soret, 2017] Soret, C. (2017). *Strain-based design of pipelines in extreme environments*. PhD thesis, Mines Paristech.
- [Soret et al., 2018] Soret, C., Djouda, J., Bonnaudet, M., Zarea, M., and Madi, Y. (2018). Implementation of a new tool for pipelines integrity evaluation : A correlation between local strains and hardness.
- [Soret and Madi, 2016] Soret, C. and Madi, Y. (2016). Influence des porosités sur l'intégrité d'un joint soudé. Technical report, Rapport interne, EPF innovation.
- [Soret et al., 2016] Soret, C., Madi, Y., Besson, J., and Gaffard, V. (2016). Justification of weld overmatch for strain based design applications. In *Proceedings of the Biennial International Pipeline Conference, IPC*, pages 406–415.
- [Soret et al., 2017] Soret, C., Madi, Y., Gaffard, V., and Besson, J. (2017). Local approach to fracture applied to the analysis of a full size test on a pipe containing a girth weld defect. *Engineering Failure Analysis*, 82 :404–419.
- [Steglich et al., 2016] Steglich, D., Tian, X., and Besson, J. (2016). Mechanism-based modelling of plastic deformation in magnesium alloys. *Eur. J. Mech./A*, 55 :289–303.
- [Tabor, 1951] Tabor, D. D. (1951). *The hardness of metals*. Oxford : Clarendon Press ; New York : Oxford University Press.
- [Tammam-Williams et al., 2015] Tammam-Williams, S., Zhao, H., Léonard, F., Derguti, F., Todd, I., and Prangnell, P. (2015). XCT analysis of the influence of melt strategies on defect population in Ti–6Al–4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting. *Materials Characterization*, 102 :47 – 61.
- [Tanguy et al., 2008] Tanguy, B., Luu, T., Perrin, G., Pineau, A., and Besson, J. (2008). Plastic and damage behavior of a high strength X100 pipeline steel : experiments and modelling. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, 85(5) :322–335.
- [Thomas et al., 2016] Thomas, N., Basu, S., and Benzerga, A. (2016). On fracture loci of ductile materials under non-proportional loading. *Int. J. Mech. Sci.*, 117 :135–151.
- [Thomason, 1985] Thomason, P. F. (1985). Three-dimensional models for the plastic limit-loads at incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids. *Acta Metall.*, 33(6) :1079–1085.
- [Tkaczyk et al., 2011] Tkaczyk, T., O'Dowd, N., and Nikbin, K. (2011). The effect of prestrain on ductile fracture toughness of reeled pipeline steels. *J. Pressure Vessel Technol.*, 133.
- [Tsuru et al., 2008] Tsuru, E., Shinohara, Y., and Asahi, H. (2008). Evaluation precept for buckling resistance of high-strength uoe line pipes used in strainbased design SBD applications. *Int. J. of offshore and polar engineering*, 18(3) :176–182.
- [Tu et al., 2018] Tu, S., Ren, X., Kristensen, T., He, J., and Zhang, Z. (2018). Study of low-temperature effect on the fracture locus of a 420-MPa structural steel with the edge tracing method. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 41(8) :1649–1661.
- [Tvergaard, 1990] Tvergaard, V. (1990). Material failure by void growth to coalescence. *Advances in Applied Mechanics*, 27 :83–151.
- [Tvergaard and Needleman, 1984] Tvergaard, V. and Needleman, A. (1984). Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall.*, 32 :157–169.
- [Vignollet et al., 2014] Vignollet, J., May, S., de Borst, R., and Verhoosel, C. V. (2014). Phase-field models for brittle and cohesive fracture. *Meccanica*, 49(11) :2587–2601.
- [Wahab and Kral, 2005] Wahab, A. and Kral, M. (2005). 3D analysis of creep voids in hydrogen reformer tubes. *Materials Science and Engineerin : A*, 412(1-2, SI) :222–229. International Conference on Recent Advances in Composite Materials (ICRACM 2004), Banaras Hindu Univ, Varanasi, INDIA, DEC 17-19, 2004.

- [Wahab et al., 2006] Wahab, A. A., Hutchinson, C. R., and Kral, M. V. (2006). A three-dimensional characterization of creep void formation in hydrogen reformer tubes. *Scripta Materialia*, 55(1) :69–73.
- [Yang et al., 2016] Yang, H. K., Doquet, V., and Zhang, Z. F. (2016). Micro-scale measurements of plastic strain field, and local contributions of slip and twinning in TWIP steels during in situ tensile tests. *Materials Science and Engineering : A*, 672 :7–14.
- [Yang and Wang, 1996] Yang, Z. and Wang, Z. (1996). Effect of prestrain on cyclic creep behaviour of a high strength spring steel. *Materials Science And Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure And Processing*, 210(1-2) :83–93.
- [Yoo et al., 2011] Yoo, J.-Y., Ahn, S.-S., Seo, D.-H., Song, W.-H., and Kang, K.-B. (2011). New development of high grade x80 to x120 pipeline steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 26(1) :154–160.
- [Zeigham-Pour, 2016] Zeigham-Pour, L. (2016). Mechanical characterization of weld metal for pipeline. Rapport de fin d'études, EPF Ecole d'ingénieurs, SAIPEM.
- [Zhang and Skallerud, 2010] Zhang, Z. and Skallerud, B. (2010). Void coalescence with and without prestrain history. *Int. J. Damage Mech.*, 19 :153–174.
- [Zheng et al., 2005] Zheng, M., Luo, J., Zhao, X., Bai, Z., and Wang, R. (2005). Effect of pre-deformation on the fatigue crack initiation life of X60 pipeline steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 82(7) :546–552.

---

# YAZID MADI

+33(0)1 60 76 30 61 ◊ yazid.madi@epf.fr / yazid.madi@mines-paristech.fr

45 ans, marié, 3 enfants. Adresse : 5 Rue Victor Basch, 91 300 Massy

## FORMATION

---

<b>Agrégation de génie civil</b>	2005
<b>Ecole Normale Supérieure de Cachan</b> Auditeur libre, préparation de l'agrégation de génie civil	2002-2003
<b>Université B. Pascal Clermont II</b> Doctorat, spécialité Génie Mécanique	2001 Félicitations du jury
<b>Université B. Pascal Clermont II</b> DEA, Matériaux, Structures et Fiabilité	1997 Major de promotion
<b>Polytech Clermont-Ferrand (CUST)</b> Ingénieur Génie civil	1997

## THÉMATIQUES DE RECHERCHE

---

<b>Endommagement / rupture</b>	Fatigue, rupture ductile
<b>Plasticité, plasticité cyclique</b>	Anisotropie, pré-déformation, soudures
<b>Transférabilité éprouvette - structure</b>	Liens approche locale et approche globale
<b>Instrumentation et méthode</b>	Capteur optique de déformation Mini-éprouvettes de ténacité Micro-tomographie X / Corrélation d'images

## DISCTINCTION & VALORISATIONS

---

Prix Thomas A. JAEGER (en premier auteur) décerné à Prague par l'IASMIRT (International Association for Structural Mechanics in Reactors Technology) pour les résultats de l'article intitulé : *Low Cycle Fatigue of Welded Joints: Coupled Initiation Propagation Model (2003)*

Prix coup de cœur du Jury Challenge Open Innovation GTRgaz n° 5 (2018) : Création d'une barrière physique par projection *cold spray* pour protéger les réseaux acier vis-à-vis des effets de l'hydrogène

2 brevets, 2 déclarations d'invention (2018)

## PUBLICATIONS ET COMMUNICATIONS

---

<b>Publications acceptées ou publiées</b>	<b>Nbre</b>
Revue internationale avec comité de sélection	19
Conférences internationales avec publication et comité de sélection	17
Conférences internationales avec présentation orale (depuis 2014)	11

## ENCADREMENTS

---

8 thèses soutenues, 1 thèse en cours.

1 stage DUT, 2 stages M1, 5 stages M2, 4 stages Mastère dont 1 en cours.

---

## RESPONSABILITÉS

---

2013-2018 Membre du Conseil scientifique de l'EPF - Représentant des Enseignants-Chercheurs

## ENSEIGNEMENT

---

### Principaux cours et formation

Méthode des éléments finis	Formation mesures de champs
Dynamique des structures	Projet recherche Virtual Testing
Lois de comportement des matériaux	Projet Personnel Recherche
Propriétés des matériaux	DAO : Autocad
TP caractérisation (dureté, traction, ténacité)	Techniques du géomètre / topographe

## EXPÉRIENCE

---

**EPF-Ecole d'ingénieur-e-s – Sceaux (92)** Sept. 2008 - présent  
*Enseignant-chercheur en détachement de l'éducation nationale (corps initial : agrégé de classe normale, discipline Sciences industrielles de l'ingénieur, option ingénierie des constructions)*

- Intégré à l'axe de recherche Mécanique de l'EPF. Mission de développement de la recherche partenariale en lien avec des études industrielles à l'EPF.
- **Chercheur-associé au centre des Matériaux Mines-ParisTech** - Equipe de recherche MIMEX (Microstructure, Mécanique, EXpérimentation).
- Enseignements dans les formations suivantes : cycle généraliste, majeure structures & matériaux, majeure aéronautique & espace, formation franco-allemande, formation franco-québécoise

**Lycée Polyvalent Viollet-le-Duc – Villier Saint Frédéric (78)** 2003 - 2008  
*Enseignant*

- Discipline : techniques du géomètre et de la topographie (18h/semaine)

**Centre des Matériaux Mines-ParisTech – Evry (91)** 2001 - 2002  
*Post-doc*

- Thématique : Mécanique de l'endommagement en milieu hétérogène
- Collaboration internationale : GKSS-Allemagne, EdF/Renardières
- Réalisations : Etudes expérimentales et numériques des liaisons bimétalliques austéno-ferritique (cuve de réacteur nucléaire) pour évaluer l'influence de la proximité d'une interface sur la déchirure ductile.
- Référence : Pr. Jacques Besson (jacques.besson@mines-paristech.fr)

**CEA – Saclay (91)** 1998 - 2001  
*Doctorant*

- Thématique : Comportement et durée de vie en fatigue d'une jonction tubulaire soudée en inox 316L à 600°C.
- Jury : Pr. D. Marquis (IFMA), Pr. G. Degallais (Ecole Centrale Lille), Pr. R. Piques (Mines-ParisTech), Pr. N. Recho (Univ. Clermont II), Dr. S. Chapuliot (CEA), M. Y. Meziere (EDF), M. L. Le Ber (CEA).

- 
- Réalisations : Elaboration d'une méthode de conception pour l'étude de la fatigue des joints soudés basée sur une nouvelle approche expérimentale. Etude de la transférabilité éprouvette/structure.
  - Références : Pr. Naman Recho (naman.recho@uca.fr), Dr. Claude Saint-Catherine (CEA)

**Bureau d'Etudes Greisch – Liège (Belgique)**

6 mois - 1997

*Stage de fin d'études*

- Thématique : Etudes d'instabilité des profilés ouverts utilisés en construction métallique.
- Réalisations : Adaptation des courbes européennes de flambement au cas des profilés en U et en C. Prise en compte de la torsion pour vérifier l'instabilité de déversement des profilés en C. Approche analytique et validation numérique.
- Références : Dr. Vincent de Ville de Goyet (vdeville@greisch.com)

---

## SÉJOURS POST-DOCTORAUX

**TAMU – College Station (Tx-USA)**

Juillet 2015 - Novembre 2015

*Séjour collaboration recherche*

*Aerospace Engineering Department*

- Thématique : Comportement, endommagement et rupture d'un alliage de Magnesium.
- Réalisations : Exploitation d'une base de données fournies par Texas A&M pour modéliser le comportement anisotrope complexe du magnésium (cf. Kondori, et al. (IJP, 2018)). Réalisation d'essais complémentaires en déformation plane à l'aide de la corrélation d'images et éprouvettes fissurées de ténacité (CT). 1 publication publiée et une autre en cours de rédaction.
- Référence : Pr. Amine Benzerga (benzerga@tamu.edu)

---

## PRINCIPALES COOPÉRATIONS INTERNATIONALES

**TAMU – College Station (Tx-USA)**

2016/2017

*Participation Summer School*

*IIMEC*

- Thématique : Computational Materials Science Across Scales at Texas A&M University.
- Réalisations : Cours et TP sur l'endommagement et la rupture ductile avec application autour du code de calcul Elément finis Z-set développé notamment par le Centre des Matériaux MINES ParisTech.

**Institute of Physics of Materials – Brno (République tchèque)**

2017

*Accueil de Ludek Stratil, chercheur, 6 mois Academy of Sciences of the Czech Republic*

- Thématique : Transférabilité en rupture ductile.
- Réalisation : Etablissement d'une base de données multi-échelles sur un matériau de pipe moderne (X65) très ductile sur éprouvettes lisses, entaillées et fissurées (CT et Mini-CT) pour étudier la transférabilité éprouvette-structure.
- 1 conférence commune (ECF22), 1 publication en cours de rédaction.

**Kyoto University – Kyoto (Japon)**

2017–2018

*Accueil de Akinobu SHIBATA, Professeur associé, 12 mois Department of Materials Science and Engineering*

- Thématique : Fragilisation hydrogène d'aciers haute résistance.

- Réalisation : Mise en œuvre au Centre des Matériaux MINES ParisTech d'une méthode électrolytique de chargement en hydrogène pour étudier la fragilisation de plusieurs aciers : principalement un acier martensitique fabriqué au Japon et deux aciers de pipe (vintage A42 et moderne X70).
- 2 conférences communes, 1 publication en cours de rédaction.

**TAMU – College Station (Tx-USA)**

Nov. 2018- Av. 2019

*Accueil de Ana Rodrigues, doctorante*

*Aerospace Engineering Department*

- Bourse Chateaubriand Fellow obtenue pour l'accueil de l'étudiante en dernière année de thèse
- Objectifs : Ana a étudié durant sa thèse l'effet du vieillissement par photo-oxydation sur des polymères semi-cristallins au travers d'une campagne expérimentale conséquente. Elle poursuivra son étude au centre des matériaux sur le volet numérique (comportement, endommagement et rupture).

## THÈSES ENCADRÉES

**8 thèses soutenues, 1 thèse en cours.**

**Jianqiang CHEN**

2008-2011

*Financement ANR ALICANDTE, encadrement 30%*

*Constellium*

- Modélisation de la déchirure ductile en relation avec la microstructure dans les alliages Aluminium-lithium pour application aéronautique.
- Co-encadrements : J. Besson, T. Morgener.

**Yasuhiro SHINOHARA**

2008-2014

*Financement industrie, encadrement 50%*

*Nippon Steel*

- Effet de la pré-déformation en rupture ductile.
- Co-encadrement : J. Besson.

**Christophe LEGUYADER**

2010-2014

*Financement industriel, encadrement 50%*

*Euro-cryospace*

- Propagation instable dans les tôles minces d'aluminium.
- Co-encadrement : J. Besson.

**Philippe BURLLOT**

2011-2015

*Financement industriel, encadrement 50%*

*GDF Suez*

- Confinement plastique et rupture ductile (pipeline).
- Co-encadrement : J. Besson.

**Clément SORET**

2012-2015

*Financement industriel, encadrement 50%*

*TOTAL*

- Conception par la déformation en rupture ductile (Strain based design, pipeline).
- Co-encadrement : J. Besson.

**Joseph MARAE-DJOUA**

2012-2015

*Financement Bourse du grand Troyes, encadrement 50%*

*UTT/EPF*

- Caractérisation Optique des Déformations à l'Echelle Nanométrique.
- Co-encadrements : T. Maurer, G. Montay.

---

**Takahiro SAKIMOTO** 2014-2017  
*Financement industriel, encadrement 50%* *JFE Steel Corporation*

- Etude de fracture inverse pendant les essais DWTT.
- Co-encadrement : J. Besson.

**Guillaume BURGAUD** 2012-2017  
*Financement industriel, encadrement 30%* *GDF Suez / ENGIE*

- Influence de la prédéformation sur la rupture en fatigue d'aciers de gazoduc.
- Co-encadrements : G. Cailletaud, G. Rousselier.

**Chiraz BEL HADJ** 2018-2021  
*Financement industriel, encadrement 70%* *GRTgaz*

- Ductilité et ténacité des aciers: de la mini-éprouvette à la structure.
- Co-encadrement : J. Besson.

## MASTERS, MASTÈRES & STAGES ENCADRÉS

---

**1 stage DUT, 2 stages M1, 5 stages M2, 4 stages Mastère**

**Franck TANKOUA** 4 mois, 2009  
*Stage M1* *EPF*

- Comportement mécanique en mode mixte.

**Arnaud KOUEKAM** 4 mois, 2010  
*Stage M1* *EPF*

- Influence des contraintes résiduelles sur la rupture immédiate dans le domaine fragile des aciers de gazoduc.

**Thomas GERMAIN** 4 mois, 2014  
*Master MAGIS* *TOTAL*

- Characterization of tensile strain capacity of welded pipelines with SENT tests and DIC.

**Juan-Manuel GARCIA** 6 mois, 2015  
*Stage M2* *Nippon Steel*

- Anisotropic rupture of X100 linepipe steel based on X-ray microscopic tomography observations.

**Laura ZEIGHAM-POUR** 6 mois, 2016  
*Master MAGIS* *SAIPEM*

- Caractérisation mécanique des soudures de pipeline offshore.

**Driss EL KHOUKHI** 2015-2016  
*Mastère DMS* *Euro-Cryospace*

- Etude des mécanismes de rupture des soudures des alliages d'Aluminium 2219 par la technique de Laminographie X.

**Nhat Minh HOANG** 4 mois, 2017  
*Master MAGIS* *ENS / MINES ParisTech*



- 
- Evaluation de grandes déformations par corrélation d'images.

**Benjamin PRIME**

*Master M2*

5 mois, 2017

*EPF / MINES ParisTech*

- Etude de l'endommagement de micro-éprouvettes entaillées de matériaux de gazoduc à l'aide de la technique de tomographie X.

**Siham HJIEJ**

*Mastère DMS*

2016-2017

*ENGIE*

- Modélisation numérique de la propagation des fissures dans des tubes de transports de gaz.

**Adrien DIAMANTINO**

*IUT Génie mécanique et productique*

2 mois, 2018

- Prototypage de système vidéo de suivi de fissure motorisé.

**Farouk MAABOUDALLAH**

*Mastère DMS*

2017-2018

*RICE-GRTgaz*

- Influence des forts niveaux de pré-déformation sur l'amorçage et la propagation en fatigue.

**Vincent FARRUGIA**

*Mastère DMS*

2018-2019

*GRTgaz-RICE*

- Etude de la rupture de pipeline : conception et mise en œuvre d'essais de laboratoire subsizes instrumentés.

## **PUBLICATIONS DANS DES REVUES À COMITÉ DE LECTURE**

---

19 publications acceptées ou publiées, 1 publication soumise, 3 publications en cours de rédaction.

- 2003** 1. Mongabure, P., Matheron, P., and Madi, Y. (2003). Mechanical cyclic behaviour of 316L welded joint [comportement cyclique de joints soudés en 316L]. *Mécanique & industries*, 4(6):619-626.
- 2004** 2. Madi, Y., Matheron, P., Recho, N., and Mongabure, P. (2004). Low cycle fatigue of welded joints: new experimental approach. *Nuclear Engineering and Design*, 228(1-3):161-177.
3. Madi, Y., Recho, N., and Matheron, P. (2004). Low-cycle fatigue of welded joints: Coupled initiation propagation model. *Nuclear Engineering and Design*, 228(1-3):179-194.
- 2005** 4. Besson, J. and Madi, Y. and Motarjemi, A. and Kocak, M. and Martin, G. and Hornet, P., Crack initiation and propagation close to the interface in a ferrite-austenite joint, *Materials Science and Engineering: A*, 397 (1-2), 84-91, 2005.
- 2009** 5. Chen, J., Besson, J., and Madi, Y. (2009). Characterization and modeling of ductile rupture with relationship to microstructures in 2198 al-li alloy for aeronautic application. In *ICF 12*, pages 10-p.

- 
- 2010** 6. Shinohara, Y., Madi, Y., Besson, J. A combined phenomenological model for the representation of anisotropic hardening behavior in high strength steel line pipes, *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 29 (6) 917–927 (2010)
- 2011** 7. Chen, J., Madi, Y., Morgenevner, T. F., and Besson, J. (2011). Plastic flow and ductile rupture of a 2198 al-cu-li aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 50(4):1365-1371.
- 2012** 8. Shinohara Y., Besson J. and Madi Y. (2012). Anisotropic damage behavior in high-strength line pipe steels, *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, 22 [1] 83-89.
- 2015** 9. Soret, C., Madi, Y., Besson, J., and Gaffard, V. (2015). Use of the sent specimen in pipeline design. In *20th JTM-EPRG European pipeline research group*, pages 34 p.
10. Maurer, T., Marae-Djouda, J., Cataldi, U., Gontier, A., Montay, G., Madi, Y., Panicaud, B., Macias, D., Adam, P.-M., Lévêque, G., et al. (2015). The beginnings of plasmomechanics: towards plasmonic strain sensors. *Frontiers of Materials Science*, 9(2):170-177.
11. Nicolas, R., Lévêque, G., Marae-Djouda, J., Montay, G., Madi, Y., Plain, J., Herro, Z., Kazan, M., Adam, P.-M., and Maurer, T. (2015). Plasmonic mode interferences and fano resonances in metal-insulator-metal nanostructured interface. *Scientific reports*, 5:14419.
- 2016** 12. Shinohara, Y., Madi, Y., and Besson, J. (2016). Anisotropic ductile failure of a high-strength line pipe steel. *International Journal of Fracture*, 197(2):127-145.
- 2017** 13. C. Soret, Y. Madi, V. Gaffard, J. Besson, Local approach to fracture applied to the analysis of a full size test on a pipe containing a girth weld defect, *Engineering Failure Analysis*, 82, 404-419 (2017)
14. Testa, G., Bonora, N., Gentile, D., Ruggiero, A., Iannitti, G., Carlucci, A., and Madi, Y. (2017). Strain capacity assessment of api X65 steel using damage mechanics. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 11(42):315-327.
15. Djouda, J. M., Montay, G., Panicaud, B., Béal, J., Madi, Y., and Maurer, T. (2017). Nanogauges gratings for strain determination at nanoscale. *Mechanics of Materials*, 114:268-278.
16. Gontier, A., Marae-Djouda, J., Caputo, R., Madi, Y., Molinari, M., Lévêque, G., Adam, P.-M., and Maurer, T. (2017). Optical properties of gold nanorods macro-structure: a numerical study. *Photonics Letters of Poland*, 9(1):23-25.
- 2018** 17. Kondori, B., Madi, Y., Besson, J., and Benzerga, A. (2018). Evolution of the 3D plastic anisotropy of hcp metals: Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*.
18. Marae-Djouda, J., Gontier, A., Caputo, R., Lévêque, G., Bercu, B., Madi, Y., Montay, G., Adam, P.-M., Molinari, M., Stagon, S., et al. (2018). Dense brushes of tilted metallic nanorods grown onto stretchable substrates for optical strain sensing. *ACS Applied Nano Materials*, 1(5):2347-2355.
- 2019** 19. Marae-Djouda, J., Madi, Y. Gaslain, F., Beal, J., Crépin, J., Montay, G., Le Joncour, L. Recho, N., Panicaud, B., Maurer, T. (2019). Investigation of Nanoscale Strains at the Austenitic stainless steel 316L surface: Coupling between

---

Nanogauges Gratings and EBSD Technique during in situ Tensile Test. *Materials Science and Engineering: A*, accepted.

20. Marae-Djouada, J., Panicaud, B., Gaslain, F., Beal, J., Madi, Y., Montay, G., Le Joncour, L., Gardan J., Recho, N., Crépin, J., Maurer, T. (2019). Local microstructural characterization of an aged UR45N rolled steel: Application of the nanogauges grating coupled EBSD technique. *Materials Science and Engineering: A*, submitted.

**En cours de soumission :**

21. Madi, Y., Shinohara, Y., Besson, J. Effect of prestrain on ductility and toughness in a high-strength line pipe steel. *International Journal of Fracture*.
22. Shibata A., Okada K., Madi Y., Besson J., Tsuji N. Analysis of stress state at slant ductile crack in DWTT. *Engineering Fracture Mechanics*.
23. Sakimoto, T., Besson, J., Madi, Y., Yastrebov, V.A., Handa, T., Igi, S. Effect of prestrain on ductility and toughness in a high-strength line pipe steel. *International Journal of Fracture*.
24. Madi, Y., Garcia J-M., Morgeneyer, T., Proudhon, H., Shinohara Y., Helfen L., Besson, J. On the origin of the anisotropic damage of X100 line pipe steel. Part I: *In-situ* synchrotron tomography experiments. *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*.

---

**PROCEEDINGS À COMITÉ DE LECTURE**

---

17 conférences internationales avec publication et comité de sélection.

- 2000** 1. Madi, Y. and Le Ber, L. (2000). A new experimental method to predict the fatigue life of high temperature austenitic 316l weldments. In *Advances in Mechanical Behaviour, Plasticity and Damage: Proceedings of Euromat 2000*, page 121. Elsevier Science.
- 2002** 2. Madi, Y., Besson, J., Martin, G., Hornet, P., and Kocak, M. (2002). Fracture behaviour of mis-matched dissimilar welds: Numerical simulation using local approach. In *ASME 2002 Pressure Vessels and Piping Conference*, pages 11–16. American Society of Mechanical Engineers.
- 2006** 3. Madi, Y. and Besson, J. Modelling of ductile rupture of bi-material components using local approach. In *CP2006*.
- 2008** 4. Besson, J., Shinohara, Y., Morgeneyer, T. F., and Madi, Y. (2008). Effect of prestrain on ductility of a X100 pipeline steel. In *ECF 17*, pages 757-764.
- 2009** 5. Shinohara, Y., Besson, J., Madi, Y. (2009). Effect of prestrain on ductility in high strength line pipe steels. In *The Nineteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*. International Society of Offshore and Polar Engineers.
6. Chen, J., Besson, J., and Madi, Y. (2009). Characterization and modeling of ductile rupture with relationship to microstructures in 2198 al-li alloy for aeronautic application. In *ICF 12*, pages 10–p.
- 2010** 7. Besson, J., Shinohara, Y., Morgeneyer, T. F., and Madi, Y. (2010). Ductile rupture of prestrained X100 pipeline steel sheets. In *Fracture of materials and structures from micro to macro scale-ECF 18*, pages 8–p. DVM.

- 
8. Madi, Y., Besson, J., Tankoua, F., Chen, J., and Recho, N. (2010). Mixed mode ductile fracture of an anisotropic 2024 al-cu alloy. In *Fracture of materials and structures from micro to macro scale-ECF 18*, pages 8–p. DVM.
9. Burlot, P., Besson, J., Madi, Y., Batisse, R., and Hertz-Clémens, S. (2012). Effect of plastic constraint on anisotropic crack extension in a grade X63 line pipe steel. In *2012 9th International Pipeline Conference*, pages 267–273. American Society of Mechanical Engineers.
- 2014** 10. Burgaud, G., Batisse, R., Hertz-Clemens, S., Cailletaud, G., Madi, Y., and Rous-selier, G. (2014). In-service life estimation of damaged gas pipelines: Full-scale experiments and finite element analyses. In *MATEC Web of Conferences*, volume 12, page 06007. EDP Sciences.
- 2016** 11. Soret, C., Madi, Y., Besson, J., Gaffard, V., et al. (2016). Justification of weld overmatch for strain based design applications. In *The 26th International Ocean and Polar Engineering Conference*. International Society of Offshore and Polar Engineers.
- 2017** 12. Madi, Y., Benzerga, A., and Besson, J. (2017). Modeling the 3D plastic anisotropy of magnesium Z31B alloy. In *Contributions to the Foundations of Multidisciplinary Research in Mechanics, Proceedings of the XXIV International Congress of Theoretical and Applied Mechanics (ICTAM)*. IUTAM, pages 2730-2731.
13. Testa, G., Bonora, N., Gentile, D., Carlucci, A., and Madi, Y. (2017). Ductile fracture assessment of X65 steel using damage mechanics. *Procedia Structural Integrity*, 3:508-516.
- 2018** 14. Soret, C., Marae-Djouda, J., Bonnaudet, M., Zarea, M., and Madi, Y. (2018). Implementation of a new Tool for Pipelines Integrity Evaluation: A Correlation between Local Strains and Hardness. *International Pipeline Conference 2018, Calgary (Canada)*.
15. Hjiej, S., Osipov, N., Lebrun, A., Soret, C., and Madi, Y. (2018). Evaluation of the fatigue crack growth behavior by experiments and numerical simulations on full-scale pipeline steels. *International Pipeline Conference 2018, Calgary (Canada)*.
16. Cundiff, K., Madi, Y. and Benzerga, A. (2018). Synchrotron In Situ Tomography Observation of Damage Mechanism Transition in UV Aged Polyamide-6. *International Mechanical Engineering Congress & Exposition, Pittsburgh (USA)*.
- 2019** 17. Herrington, J., Madi, Y., Besson, J. and Benzerga, A. (2019). Modeling the 3D plastic anisotropy of a Magnesium alloy processed using severe plastic deformation. *Magnesium Technology 2019, San Antonio (USA)*.

---

#### CONFÉRENCES SANS ACTES (4 DERNIÈRES ANNÉES)

---

11 conférences internationales depuis 2014 avec présentation orale.

- 2014** 1. ECF 20, 1 présentation orale. Effect of plastic constraint on anisotropic ductile fracture in a grade X63 line pipe steel.
2. ECRS-9, Troyes, 1 poster. Effect of Residual Stresses on brittle fracture.
3. ANM2014, Aveiro (Portugal), 2 présentations orales. i) Organization of nanoparticles via copolymers templates. ii) Nanogauges gratings for strain characterization

- 
- 2015**
4. SES, TAMU, CST (USA), 1 présentation orale. Origin of the anisotropic damage of X100 line pipe steel using 3D in situ synchrotron-radiation tomography investigation.
  5. Congrès Français de Mécanique 2015, Lyon, 1 présentation orale. Mécanismes Locaux de Déformation de l'Acier Inoxydable Austénitique 316 L.
  6. ESMC 2015, Madrid, 1 présentation orale. 3D quantitative in situ synchrotron-radiation tomography study of anisotropic damage in a X100 line pipe steel and comparison with finite element simulations.
- 2016**
7. 3DMS, Chicago (USA), 1 présentation orale. On the Origin of the Anisotropic Damage of X100 Line Pipe Steel using 3D in Situ synchrotron-Radiation Tomography Investigation.
  8. ECF21, Catania (Italie), 3 présentations orales. i) Ductile fracture of a grade X65 pipeline: base metal, weld metal and full scale test. ii) Characterization of mechanical behavior of weld for offshore line pipe steel. iii) Modeling Slant Ductile Fracture in Drop Weight Tear Test.
- 2018**
9. 3DMS, Helsingør (Danemark), 1 présentation orale. Development of a Micro-single Edge Notched Tensile (Micro- SENT) Testing to Determine Toughness Using X-ray Synchrotron Tomography.
  10. ECF22, Belgrade (Serbie), 3 présentations orales. i) Evaluation of plastic eta factors using key curve for cracked specimens employed in J-R curve testing: application on CT, SENB and SENT specimens. ii) Experiments and modelling of ductile fracture behaviour and fracture toughness of lowalloy CMn steel. iii) Toughness of highly ductile pipeline steels.
  11. Matériaux, Strasbourg (France), 1 présentation orale. Influence de la pré-déformation sur la rupture en fatigue d'aciers de gazoduc.

---

## PARTENARIATS INDUSTRIELS

---

Mission de développement de la recherche partenariale en lien avec des études industrielles à l'EPF. Création d'un poste d'ingénieur d'études et de recherche financé intégralement par les contrats industriels (complémentaires à tous les partenariats recherche liés aux thèses et stages).

La nature des prestations est basée à la fois sur un besoin expérimental et sur une expertise numérique ; la finalité industrielle étant de dégager des critères de rupture, de dimensionnement ou de répondre à des problématiques d'inspection. Nous citerons les exemples d'études suivantes faites pour le compte d'industriels du domaine l'énergie (TOTAL, ENGIE, GRTgaz, SAIPEM) :

- 2015 (TOTAL) Prédiction du flambement des tubes sous chargements simples et combinés.
- 2015 (ENGIE) Caractérisation des déformations pour des aciers de gazoduc, validation de la corrélation dureté-déformation établie sur 2 autres nuances d'aciers.
- 2015 (TOTAL) Influence des porosités sur l'intégrité des jonctions soudées : caractérisation tomographique et étude numérique.
- 2016 (TOTAL) Étude de l'influence des désalignements angulaires sur la tenue mécanique de tubes de pipelines soudés.
- 2016-2017 (ENGIE) Caractérisation d'aciers de canalisations de transport de gaz : établissement d'un critère d'amorçage en rupture ductile en déformation critique.
- 2016 (SAIPEM) Caractérisation mécanique des soudures de pipeline offshore.
- 2017 (GRTgaz) Essais *in situ* en Tomographie X (Synchrotron Soleil) sur un acier de pipeline X52 Vintage.
- 2017-2018 (GRTgaz) Utilisation de micro-éprouvettes SENT pour la mesure de la ténacité dans un objectif d'inspection sur site.
- 2017-2018 (TOTAL) Caractérisation de la ténacité et prévision des courbes de transition sur mini-éprouvettes.
- 2017 (TOTAL) Observations tomographiques de faisabilité sur échantillons de fluage en acier pour la détermination d'un critère d'endommagement.
- 2018 (GRTgaz) Étude de faisabilité pour la mise en œuvre d'un protocole expérimental de chargement en hydrogène d'un acier de pipeline.
- 2018 (GRTgaz) Participation au challenge Open Innovation GRTgaz n°5<sup>1</sup> : Protéger les réseaux en acier de GRTgaz vis-à-vis des effets de l'hydrogène ➔ Proposition qui a remporté le prix coup de cœur du jury : Création d'une barrière physique par projection *cold spray*.
- 2019 (GRTgaz/TRANSVALOR) Dépôt ANR chaire industrielle sur la thématique : Mini-Eprouvettes pour le Suivi en Service des Structures Industrielles pour l'Énergie (MESSIE).

---

<sup>1</sup><http://www.grtgaz.com/medias/actualites/challenges-open-innovation-grtgaz-2018.html>

## Résumé

Les travaux de recherche portent sur l'endommagement et la rupture des matériaux métalliques. Le manuscrit commence par quelques réflexions sur l'étude expérimentale de l'endommagement et la rupture des matériaux ou des structures, avec une focalisation sur les outils et méthodes (traitement de données, instrumentation d'essais de laboratoire ou sur structure, mesures de déformations à différentes échelles, prototype de suivi de fissures, de caractérisation 3D de l'endommagement par micro-tomographie X, ...). Le second chapitre est dédié à la caractérisation et la modélisation, dans le cadre de l'approche locale, d'une anisotropie, plastique et de rupture ductile, des métaux. Le troisième chapitre est consacré à l'influence de la prédéformation sur la ténacité et la résistance à la fatigue d'aciers de transports de gaz ou de pétrole. Enfin, deux perspectives axées sur la transition énergétique et la préparation au transport d'hydrogène sont présentées : (i) le développement des mini-éprouvettes pour le suivi en service des structures industrielles, et (ii) le développement d'une protection par cold spray des réseaux en aciers.

## Mots Clés

Endommagement, rupture, matériaux métalliques, pipeline, fatigue, ductile, approche locale, instrumentation, méthode, tomographie, mini-éprouvette, structure.

## Abstract

The research focuses on the damage and failure of metallic materials. The manuscript begins with some reflections on the experimental study of damage and fracture of materials or structures, with a focus on tools and methods (data processing, instrumentation for laboratory or structural tests, deformation measurements at different scales, prototype for crack monitoring, 3D characterization of damage by X-ray microtomography, ...). The second chapter is dedicated to the characterization and modeling, within the framework of the local approach, of plastic and ductile fracture anisotropy of metals. The third chapter is devoted to the influence of pre-deformation on the toughness and fatigue strength of steels for gas or oil transport. Finally, two perspectives focusing on energy transition and preparation for hydrogen transport are presented: (i) the development of subsized specimen for in-service monitoring of industrial structures, and (ii) the development of cold spray protection of steel networks.

## Keywords

Damage, fracture, fatigue, ductile, metallic materials, pipeline, instrumentation, method, local approach, tomography, subsized specimen, structure.