HAL
open science

Modélisation de la fissuration à froid dans un acier ferritique de type 16MND5

Qianqiang Chen

To cite this version:

Qianqiang Chen. Modélisation de la fissuration à froid dans un acier ferritique de type 16MND5. Sciences de l'ingénieur [physics]. ENSTA ParisTech, 2015. Français. NNT : . tel-01144540

HAL Id: tel-01144540

https://pastel.hal.science/tel-01144540v1

Submitted on 21 Apr 2015

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.

Copyright

Thèse

Modélisation de la fissuration à froid dans un acier ferritique de type 16MND5

Pour l'obtention du grade de

Docteur de l'ENSTA ParisTech

École doctorale : École Polytechnique

Spécialité : Mécanique

Par

Qianqiang CHEN

Soutenue le 19 février 2015 devant la Commission d'examen

Jury

Lakhdar TALEB	Professeur (INSA Rouen)	Rapporteur
Philippe PILVIN	Professeur (Université de Bretagne-Sud)	Rapporteur
Ioannis POLITOPOULOS	HDR (CEA)	Examinateur
Frédéric ROGER	Professeur (Mines Douai)	Examinateur
Jean ANGLES	Ingénieur Chercheur (EDF)	Co-encadrant
Corinne ROUBY	Enseignante chercheuse (ENSTA ParisTech)	Co-encadrante
Ziad MOUMNI	Professeur (ENSTA ParisTech)	Directeur de thèse

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé à l'Unité de Mécanique ENSTA ParisTech et EDF MRI dans le cadre du projet Simuler Pour Anticiper les Réparations (SPAR). Je tiens à remercier d'abord les membres de Jury, M. Lakhdar TALEB, M. Philippe PILVIN, M. Frédéric ROGER et M. Ioannis POLITOPOULOS, d'avoir accepté d'évaluer ce travail de thèse.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à mes encadrants, M. Ziad MOUMNI, Mme Corinne ROUBY et M. Jean ANGLES, pour avoir encadré cette thèse. Leurs qualités scientifiques, leurs qualités humaines, leur grande et constante disponibilité ont été pour moi un soutien inestimable. Je remercie également M. Jean-Michel CARPREAU et M. Frédéric ROGER qui ont encadrés une partie des travaux de cette thèse.

Ma reconnaissance s'adresse également à M. David CASTRO, M. Alexandre PARIS, M. Laurent FERNANDES d'EDF, et M. Lachene CHERFA, M. Alain VAN HERPEN de l'Unité de Mécanique ENSTA ParisTech pour leurs soutiens au cours des essais expérimentaux. Leurs expertises et leurs conseils m'ont beaucoup aidé pour achever les travaux de cette thèse.

En outre, mes remerciements vont à l'ensemble des personnes d'UME et EDF MRI/T57 (sans les nommer, car la liste est un peu longue). Merci pour leur chaleureux accueil. L'ambiance de travail dans les deux équipes est très agréable. Ils m'ont beaucoup aidé et encouragé dans le cadre de cette thèse et dans la vie quotidienne.

Enfin, un grand merci à ma famille, à mes amis, et à tous mes proches. Merci de m'avoir soutenu tout au long de ce projet. Une mention spéciale à ma chère fiancée, Xi, pour ton amour et ton soutien qui ont rendu ces années bien plus joyeuses.

Qianqiang CHEN

Résumé :

L'objectif de cette thèse est l'étude du phénomène de fissuration à froid qui se produit dans la zone affectée thermiquement (ZAT) lors de l'opération du soudage. Il s'agit plus précisément de développer un critère pour prédire ce phénomène.

Il est bien établi que la fissuration à froid se produit sous l'effet combiné de trois facteurs : i) une microstructure dure et fragile qui est ici la martensite ; ii) une teneur en hydrogène suffisamment élevée ; et iii) une contrainte critique.

Pour ce faire, nous avons tout d'abord réalisé des essais de traction sous hydrogène sur des éprouvettes martensitiques afin d'étudier la fragilisation de la martensite par l'hydrogène. Ensuite, et sur la base des résultats expérimentaux, un modèle d'endommagement ductile-fragile est proposé. Ce modèle a permis d'établir le critère de fissuration à froid recherché.

Pour valider ce critère, nous avons réalisé des essais de type Tekken. L'avantage de cet essai est qu'il permet de contrôler les paramètres du soudage pour provoquer la fissuration à froid.

Enfin, cet essai a été reproduit à l'aide d'une modélisation thermo-métallo-mécanique-diffusion. Ainsi, la teneur en hydrogène dans la ZAT, la proportion de martensite et les contraintes résiduelles ont été calculées. L'application de notre critère montre une bonne corrélation entre la modélisation et l'essai. La fissuration à froid est bien prédite.

Mots clés : Fissuration à froid, Fragilisation par l'hydrogène, Soudage, 16MND5

Abstract :

This thesis is aimed at studying the hydrogen induced cold cracking (HICC) in the heated affected zone (HAZ) of weldments and at proposing a criterion to predict this phenomenon.

HICC is attributable to three factors: i) a susceptible microstructure; ii) hydrogen concentration; and iii) a critical stress.

To this end, first tensile tests on smooth specimens charged with hydrogen were performed to investigate hydrogen embrittlement of martensite. According to these results, a ductile-brittle damage model is proposed in order to establish a HICC criterion.

In order to validate this criterion, we performed the modified Tekken tests. The Tekken test was chosen because one can control the welding parameters in order to induce cold cracking. The modified Tekken tests have then been modeled using a fully coupled thermo-metallo-mechanical-diffusion model using the finite element method. This model allows to compute martensite's portion, residual stress level and hydrogen concentration in the HAZ. By applying the HICC criterion to these tests, cold cracking phenomenon has been correctly predicted.

Keywords : Cold cracking, Hydrogen Embrittlement, Welding, 16MND5

Table des matières

Introduction générale 1
Chapitre I : Etat de l'art 5
I.1 Introduction 7
I.2 Mécanismes physiques de la fissuration à froid 10
I.2.1 Rôle de la microstructure 10
I.2.1.1 Composition de l'alliage 11
I.2.1.2 Vitesse de refroidissement 13
I.2.1.3 Autres éléments influents 15
I.2.2 Rôle de l'hydrogène 16
I.2.2.1 Caractéristiques de l'hydrogène dans l'acier 16
I.2.2.2 Introduction de l'hydrogène dans le bain de fusion 19
I.2.2.3 Diffusion de l'hydrogène 22
I.2.2.4 Méthodes de mesure de l'hydrogène diffusible 30
I.2.2.5 Mécanisme de fragilisation par l'hydrogène 31
I.2.3 Rôle de contrainte et essais de fissuration à froid 35
I.2.3.1 Essais sur éprouvettes auto-bridées 35
I.2.3.2 Essais sur éprouvettes soumises à une charge extérieure 36
I.2.3.3 Conclusion 37
I.3 Prévention de la fissuration à froid 38
I.4 Synthèse et critère de la fissuration à froid 41
Chapitre II : Modélisation de la fragilisation de la martensite par l'hydrogène 44
II.1 Introduction 46
II.2 Essais de traction sous hydrogène 47
II.2.1 Formation de la martensite 47
II.2.2 Chargement en hydrogène 50
II.2.3 Essais de traction sous hydrogène 51
II.2.4 Analyses fractographiques et mécanismes de FPH 53
II.3 Modélisation de la fragilisation par l'hydrogène 57
II.3.1 Modèle d'endommagement ductile-fragile 57
II.3.2 Modélisation de la fragilisation par l'hydrogène 62
II.3.3 Proposition d'un critère de fissuration à froid 65

II.3.4 Conclusion 68
Chapitre III : Modélisation de la fissuration à froid 69
II.1 Introduction 71
II.2 Essais expérimentaux 73
II.2.1 Essais de validation 73
II.2.1.1 Description des essais de type Tekken 73
II.2.1.2 Emissions acoustiques 76
II.2.1.3 Observation au microscope optique 79
II.2.1.4 Analyses fractographiques 82
II.2.1.5 Mesure de la dureté 84
II.2.2 Essais de mesure de l'évolution du champ thermique 86
II.2.2.1 Dispositif des essais 86
II.2.2.2 Résultats et discussion 87
II.2.3 Essais de mesure de la teneur en hydrogène 89
II.2.3.1 Description des essais 89
II.2.3.2 Résultats et discussion 92
II.2.4 Synthèse 94
II.3 Modélisation et simulation de la fissuration à froid 95
II.3.1 Modélisation thermique 97
II.3.1.1 Equation de la chaleur 97
II.3.1.2 Conditions aux limites 99
II.3.1.3 Source de chaleur 100
II.3.2 Modélisation métallurgique 102
II.3.2.1 Diagrammes d'équilibre des phases 103
II.3.2.2 Facteurs d'influence de la transformation métallurgique 104
II.3.2.3 Modélisation des transformations métallurgiques 105
II.3.3 Modélisation thermomécanique 108
II.3.4 Diffusion de l'hydrogène 113
II.3.5 Validation du modèle thermo-métallo-mécanique-diffusion 115
II.3.5.1 Description de l'essai 115
II.3.5.2 Simulation du problème thermique 117
II.3.5.3 Simulation du problème métallurgique 118
II.3.5.4 Simulation du problème thermomécanique 119

II.3.6 Simulation de la fissuration à froid et résultats.....122
II.3.6.1 Modèle thermique équivalent 123
II.3.6.2 Transformation métallurgique 127
II.3.6.3 Calcul thermomécanique 130
II.3.6.4 Diffusion de l'hydrogène.....138
II.4 Validation du critère de fissuration à froid 140
Chapitre IV : Conclusions et perspectives 144
Annexe A : Les fissures à froid des essais de type Tekken 148
Annexe B : Schéma du positionnement des thermocouples.....151
Annexe C : Les courbes de température 152
Annexe D : Caractéristiques thermiques du 16MND5 et du 316L 156
Annexe E : Diagramme TRC du 16MND5.....159
Annexe F : Caractéristiques thermomécaniques du 16MND5 et du 316L.....163
Annexe G : Implantation du modèle de diffusion de l'hydrogène dans Code_Aster 165
Bibliographie.....168

Introduction générale

La maîtrise des défauts engendrés par une opération de soudage, durant la mise en place des pénétrations de fond de cuve (PFC[1], Figure 1), ou bien au cours de la réparation de défaut est un enjeu principal pour EDF.

Des défauts tels que des fissures, des cavités, des inclusions solides, le manque de fusion et de pénétration, des défauts de forme et défauts dimensionnels, et d'autres défauts divers [ISO6520] peuvent être présents dans la soudure ou le métal de base. La fissure à froid est un type de défaut classique qui peut apparaître dans l'acier de cuve à cause de ses caractéristiques métallurgiques et du cycle thermique lors du soudage. Lors de la mise en place d'une PFC, le procédé de soudage TIG[2] avec un métal d'apport inoxydable est utilisé. Dans les conditions où l'humidité est élevée et où aucun pré-chauffage ni postchauffage n'est appliqué, une fissure à froid peut apparaître dans la zone affectée thermiquement (ZAT) durant ou après le refroidissement de la soudure à une température inférieure à 200°C.

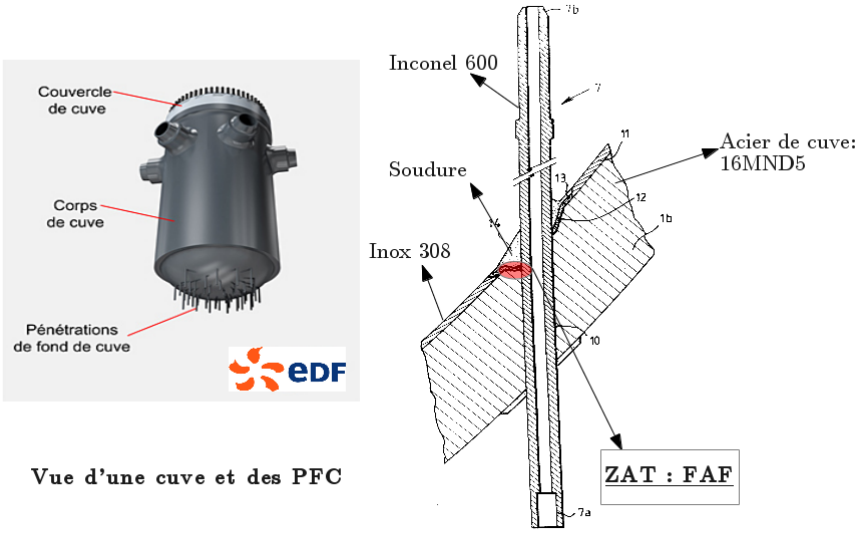


Figure 1 : La fissuration à froid (FAF) dans une PFC

Malgré les travaux effectués sur le phénomène de fissuration à froid depuis plusieurs dizaines d'années, le mécanisme physique de ce dernier n'est pas encore complètement compris. Cependant,

[1] Une PFC est un tube implanté dans le fond de la cuve du réacteur. La PFC est soudée au fond de la cuve. Son rôle est de permettre l'introduction de sondes d'instrumentation dans le cœur du réacteur.

2 Le soudage TIG est un procédé de soudage à l'arc avec une électrode non fusible, en présence d'un métal d'apport. TIG est l'acronyme de Tungsten Inert Gas, où Tungsten (Tungstène) désigne l'électrode et Inert Gas (Gaz inerte) le type de gaz de protection.

il ressort que trois ingrédients principaux sont nécessaires pour provoquer la fissuration à froid : la présence d'hydrogène, la structure métallurgique et les sollicitations mécaniques.

La première interprétation du mécanisme de fissuration à froid est basée sur le fait que l'hydrogène joue un rôle prédominant dans sa mise en place [Hopkin 1944]. On retrouve cette interprétation dans la littérature en anglais qui précise le rôle de l'hydrogène en utilisant l'expression « hydrogen induced cold cracking ». Durant l'opération de soudage, l'hydrogène pénètre dans la soudure et fragilise la microstructure de la soudure en diminuant sa ductilité et en facilitant ainsi la fissuration. Par exemple, la fameuse catastrophe de la plateforme pétrolière d'Alexander L. Kielland en 1980 est due à la fissuration induite par l'hydrogène dans ses structures [Gedeon 1987]. Un des enjeux principaux de cette thèse est de préciser le rôle de l'hydrogène dans la fissuration à froid.

Des travaux plus récents [Yurioka et Suzuki 1990] ont montré que la microstructure métallurgique a un effet significatif sur la fissuration à froid. La martensite est particulièrement sensible à la fissuration à froid à cause de sa microstructure sursaturée en carbone. En effet, lors d'un refroidissement trop rapide, comme cela peut être le cas lors d'une opération de soudage, la diffusion de carbone n'a pas le temps de se produire, engendrant des solutions sursaturées en carbone. Le terme « trempabilité » est défini comme étant la facilité à obtenir une structure martensitique dans un acier ferritique. Le carbone est un élément prédominant dans la formation de la martensite. Les autres éléments de l'alliage tels que le manganèse, le molybdène, le chrome, *etc.* jouent un rôle similaire à celui du carbone. Afin de prendre en compte l'effet de tous les éléments de l'alliage sur la trempabilité, on définit le carbone équivalent (CE) qui est une formule permettant de convertir en pourcentage des éléments autres que le carbone en carbone équivalent. Plus le CE est élevé, plus le risque de former de la martensite est élevé, et moins la structure est résistante à la fissuration à froid. Comme la transformation martensitique dépend également de la vitesse de refroidissement, un deuxième facteur T_{85} qui est le temps de refroidissement de 800°C à 500°C (certains auteurs utilisent le temps de refroidissement de 700°C à 300°C) doit être pris en compte.

Enfin, la force motrice provoquant la rupture finale de la structure est une contrainte critique. Durant l'opération de soudage, des contraintes résiduelles dues à la dilatation locale et au retrait sont le troisième élément qui cause la fissuration à froid. Ainsi, il y a trois facteurs à étudier dans la problématique de fissuration à froid :

i) une teneur en hydrogène ;
ii) une microstructure sensible ;

iii) des contraintes résiduelles critiques.

La fissuration à froid peut être décrite d'une manière simple : *dans l'opération de soudage, la fissuration à froid est due au manque de résistance à la contrainte résiduelle d'une microstructure sensible qui a été fragilisée par l'hydrogène.*

Cette thèse consiste à étudier et modéliser le mécanisme physique de la fissuration à froid afin d'en proposer un critère d'amorçage. Pour ce faire, nous avons suivi la démarche suivante :

1. étude du mécanisme de la fissuration à froid à partir de la littérature afin de mettre en évidence le rôle de chaque facteur qui y contribue ;
2. conception et réalisation d'essais de caractérisation permettant d'étudier le rôle de chaque facteur et proposer un critère de fissuration à froid ;
3. réalisation d'essais de fissuration à froid pour valider le critère obtenu ;
4. enfin, modélisation thermo-métallo-mécanique-diffusion couplée théorique et numérique des essais de fissuration à froid ;
5. comparaison des résultats numériques et expérimentaux.

Cette thèse est organisée de la manière suivante :

Le premier chapitre est dédié à l'analyse de l'état de l'art sur le sujet. On y donne les plus importants résultats et modèles de la littérature. Ceci nous permet non seulement de cerner les lacunes de la littérature et ainsi orienter notre recherche de critère de fissuration à froid, mais également de mettre en évidence le rôle de chaque facteur physique contribuant à la fissuration à froid.

Le deuxième chapitre est consacré à l'étude de l'effet de l'hydrogène sur la fragilisation de la martensite. On y présente les différents essais conçus et réalisés pour mettre en évidence cette fragilisation. Un modèle de fragilisation de la martensite par l'hydrogène est ensuite proposé.

Le troisième chapitre présente non seulement les essais réalisés pour mettre en évidence la fissuration à froid, à savoir les essais de type Tekken, mais également la modélisation thermo-métallo-mécanique-diffusion correspondante. Le critère proposé est ainsi testé et validé par comparaison entre les résultats de l'essai Tekken et la modélisation théorique et numérique.

Chapitre I - Etat de l'art

Sommaire

I.1 Introduction 7

I.2 Mécanismes physiques de la fissuration à froid 10

I.2.1 Rôle de la microstructure 10

I.2.1.1 Composition de l'alliage 11

I.2.1.2 Vitesse de refroidissement 13

I.2.1.3 Autres éléments influents 15

I.2.2 Rôle de l'hydrogène 16

I.2.2.1 Caractéristiques de l'hydrogène dans l'acier 16

I.2.2.2 Introduction de l'hydrogène dans le bain de fusion 19

I.2.2.3 Diffusion de l'hydrogène 22

I.2.2.4 Méthodes de mesure de l'hydrogène diffusible 30

I.2.2.5 Mécanisme de fragilisation par l'hydrogène 31

I.2.3 Rôle de contrainte et essais de fissuration à froid 35

I.2.3.1 Essais sur éprouvettes auto-bridées 35

I.2.3.2 Essais sur éprouvettes soumises à une charge extérieure 36

I.2.3.3 Conclusion 37

I.3 Prévention de la fissuration à froid 38

I.4 Synthèse et critère de la fissuration à froid 41

Résumé :

Ce chapitre permet d'introduire l'état de l'art sur la problématique de fissuration à froid. Les trois facteurs et leur rôle dans la fissuration à froid sont étudiés. A la fin de ce chapitre, nous précisons la raison pour laquelle nous voudrons réaliser ces travaux de recherche.

I.1 Introduction

La fissuration à froid (FAF) ou fissuration induite par l'hydrogène est un des risques industriels souvent rencontré dans l'opération de soudage sur des aciers peu alliés. On parle de fissuration *à froid* parce qu'elle se produit à une température inférieure à 200°C durant ou jusqu'à plusieurs jours après le refroidissement. Les fissures à froid présentent certaines autres caractéristiques :

1. elles peuvent se produire dans la zone affectée thermiquement (ZAT) ou le métal fondu (MF) (Figure I.1);
2. elles peuvent être longitudinales ou transversales par rapport à la direction de soudage ;
3. la fissuration à froid peut arriver dans un délai de quelques secondes, de quelques minutes, voire de quelques jours. Le délai d'apparition dépend du type d'acier du métal d'apport, de la contrainte résiduelle et de la teneur en hydrogène [Lee 2007].

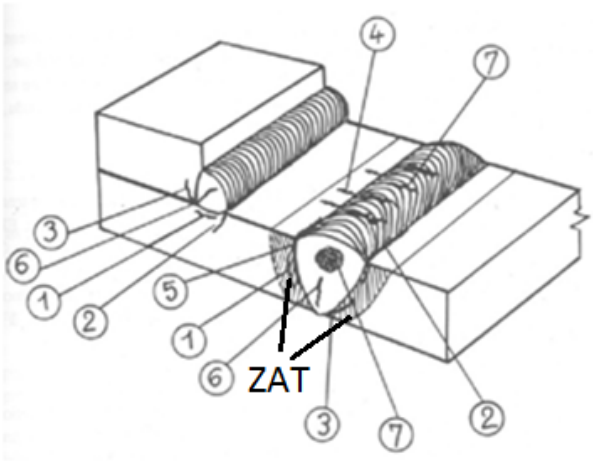


Figure I.1 : *Les fissures à froid: 1 fissures dans la ZAT; 2 fissures longitudinales au raccordement; 3 fissures longitudinales à la racine; 4 fissures transversales; 5 fissures dans la zone de liaison; 6 fissures longitudinales dans le cordon; 7 fissures transversales dans le cordon [Granjon 2007]*

On parle également de fissuration *induite par l'hydrogène* parce que ce dernier joue le rôle de facilitateur dans l'apparition de ce phénomène. L'hydrogène provenant de l'humidité de l'électrode, apporté par le flux ou de l'atmosphère pénètre dans le bain de fusion et se diffuse vers la ZAT. La présence d'hydrogène dans le réseau cristallin du métal peut entraîner des détériorations importantes que nous appelons « fragilisation par l'hydrogène ».

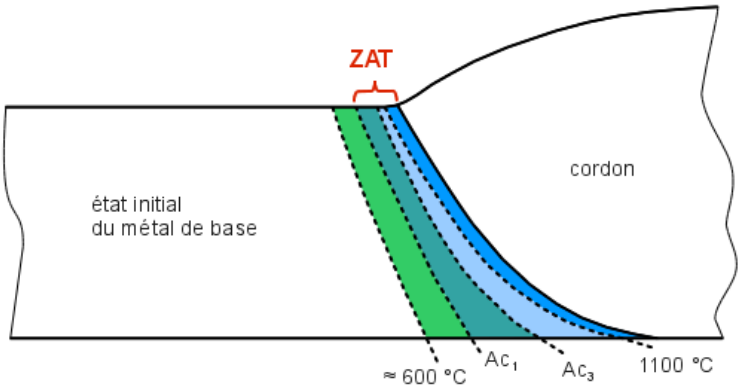


Figure I.2 : *Zones voisines d'un cordon de soudure [Angles 2011].* AC_1 *la température de début de transformation austénitique ;* AC_3 *la température de fin de transformation austénitique*

Dans la ZAT (Figure I.2), le métal de base très près du bain de fusion est chauffé à une température supérieure à la température d'austénitisation. Lors du refroidissement, cette région est généralement refroidie plus rapidement et de ce fait la microstructure métallurgique a tendance à se transformer en bainite ou martensite. Ce type de microstructure à la dureté élevée peut induire des fragilisations, des baisses de résistance mécanique et des manques de ductilité. Elle est par conséquent sensible à la fissuration à froid. Dans cette thèse, nous nous intéressons à la fissuration à froid dans la ZAT dans la mesure où elle présente le plus de risque de se produire.

Enfin, des contraintes résiduelles dues au cycle thermique de soudage, au bridage et à la transformation métallurgique peuvent causer la rupture finale des microstructures qui sont fragilisées par l'hydrogène.

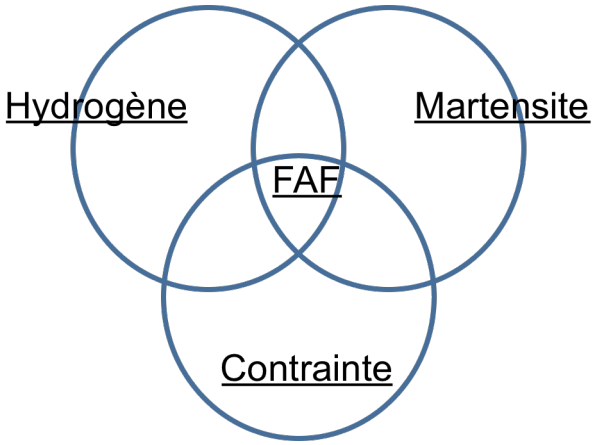


Figure I.3 : *Les trois facteurs de la fissuration à froid*

C'est pourquoi, on dit que c'est la combinaison de trois facteurs qui est à l'origine de la fissuration à froid (Figure I.3) [Nevasmaa 2003, Pitrun 2004, Viyanit 2005] :

1. Une microstructure dure et fragile ;
2. Une teneur en hydrogène suffisamment élevée ;
3. Des contraintes résiduelles critiques.

I.2 Mécanismes physiques de la fissuration à froid

Dans cette section, nous détaillons le rôle de chacun des trois facteurs dans le mécanisme de la fissuration à froid.

I.2.1 Rôle de la microstructure

Certains matériaux comme les aciers faiblement alliés à haute résistance sont plus sensibles à la fragilisation par l'hydrogène (FPH) que d'autres matériaux comme les aciers inoxydables. Le tableau I.1 illustre l'ordre de sensibilité de quelques matériaux à la fragilisation par l'hydrogène [Pitrun 2004].

Sensibilité	Matériaux
Elevée	Aciers à haute résistance Aciers à haute résistance de type nickel Aciers à moyenne ou basse résistance Alliage de cobalt
Basse	Aciers inoxydables austénitiques: 310, 304
Très basse ou inexistante	Aciers inoxydables stabilisés Alliage d'aluminium

Tableau I.1 : *Sensibilité à la FPH*

Dans les premiers travaux sur la fissuration à froid, la dureté de la microstructure (Figure I.4) est considérée comme un indicateur de la sensibilité à la fragilisation par l'hydrogène [Yurioka et Suzuki 1990, Gedeon 1987]. La valeur 350 HV[3] provenant de l'expérience de [Dearden et O'Neill, 1940] est considérée comme la dureté maximale acceptable de la ZAT pour éviter la fissuration à froid. Cette valeur n'est pas universelle, elle ne s'applique pas à tous les matériaux. Mais pour un matériau donné, plus la dureté de la microstructure est élevée, plus sa sensibilité à la fissuration à froid est grande. La dureté de la ZAT dépend à la fois de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement.

[Debiez 1984] a étudié la soudabilité[4] de quelques aciers à haute résistance et a suggéré que les matériaux qui ont une résistance mécanique plus élevée sont moins soudables. Plus tard, [Davidson et al. 1996] ont conclu que ni la dureté ni la résistance mécanique du matériau ne peuvent être un indicateur fiable de la sensibilité à la fragilisation par l'hydrogène, mais plutôt des microstructures

[3] HV est la dureté Vickers [ISO 6507].
[4] La soudabilité : la capacité d'un matériau à être lié avec lui-même ou d'autres par soudage.

particulières comme la martensite et la bainite qui sont à l'origine de l'apparition de la fissuration à froid. Plus le matériau peut se transformer aisément en martensite, moins il est soudable. Ce qui conduit à introduire la notion *trempabilité,* qui définit la facilité d'un acier peu allié à avoir une microstructure martensitique après un chauffage et un refroidissement.

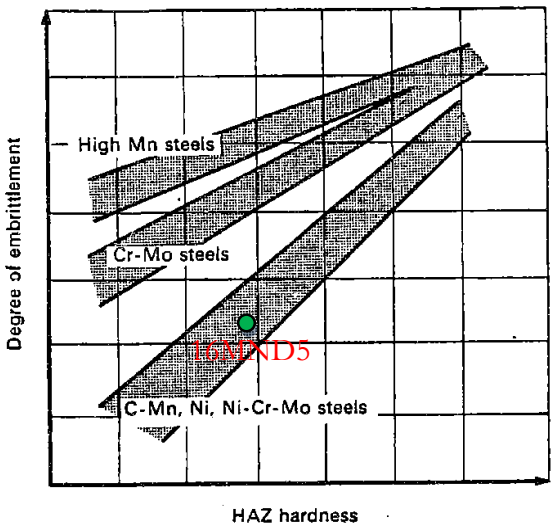


Figure I.4 : *Sensibilité à la fragilisation par l'hydrogène en fonction de la dureté de la ZAT [Gedeon 1987]*

I.2.1.1 Composition de l'alliage

La microstructure métallurgique d'une soudure peut être déterminée approximativement par le diagramme Schaeffler lorsque sa composition chimique est connue. Cette méthode consiste à calculer le chrome équivalent et le nickel équivalent :

- Chrome équivalent : $(Cr)_{eq} = (\%Cr) + 1{,}5(\%Si) + (\%Mo) + 0{,}5(\%Nb)$
- Nickel équivalent : $(Ni)_{eq} = (\%Ni) + 0{,}5(\%Mn) + 30(\%C)$

Par exemple (Figure I.5), le 16MND5 se transforme principalement en ferrite et martensite lors du soudage. Au contraire, l'acier inoxydable 316L reste dans la phase austénitique.

Pour classer facilement les différents aciers vis-à-vis du risque de trempe en fonction de leur composition chimique, les métallurgistes ont défini la notion de carbone équivalent (CE). La valeur du CE est une fonction de la composition chimique d'un alliage. Pour un acier, on utilise classiquement la formule du CE, en pourcentage massique des éléments chimiques. La présence du carbone dans l'acier favorise la trempe de ce dernier. D'autres éléments d'addition tels que le

Manganèse, le Chrome, le Molybdène, le Cuivre et le Nickel ont le même effet que le carbone. On définit le carbone équivalent pour lequel, le carbone est l'élément de base, chaque élément d'addition a un coefficient d'équivalence. Le CE est historiquement l'indicateur de la soudabilité. Plus la teneur en CE est élevée, moins l'acier est soudable.

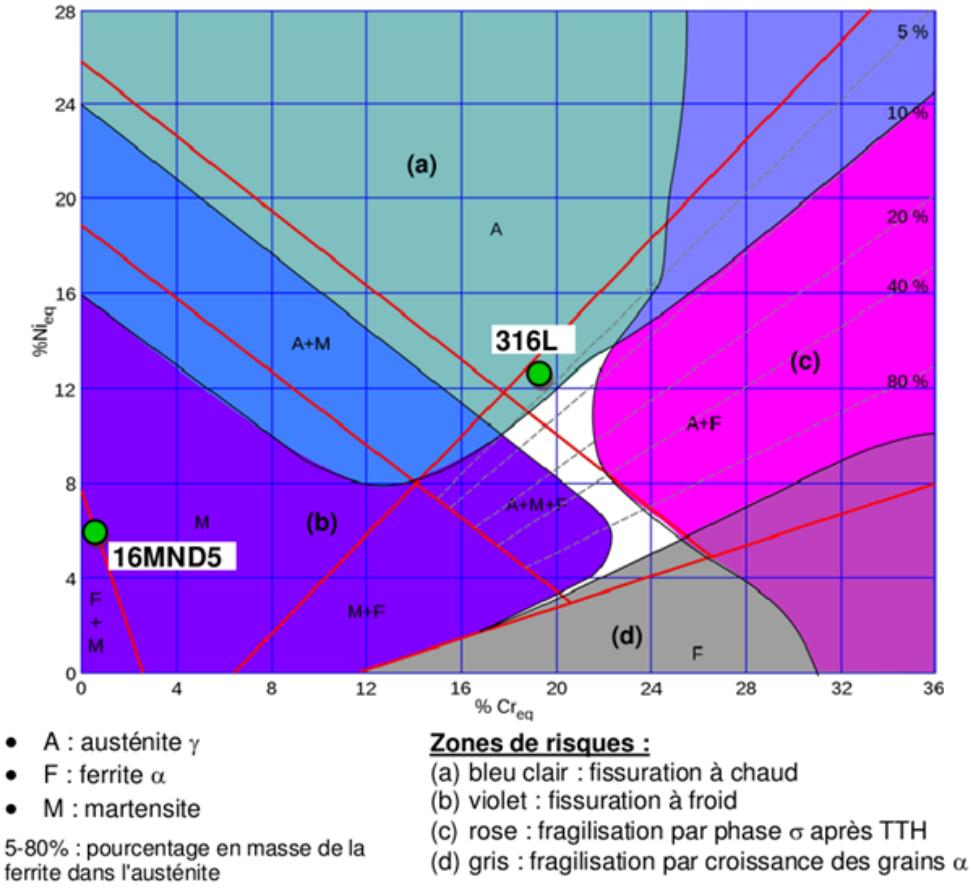


Figure I.5 : *Diagramme de Schaeffler et Bystram [Moiron et al. 2000]*

Beaucoup de formules pour calculer le CE ont été proposées. Ici, on présente la formule d'IIW (International Institut of Welding) qui est largement utilisée dans les études portant sur la fissuration à froid. Elle permet, notamment de prédire la trempabilité des aciers au carbone ou au carbone-manganèse [Ginzburg et Ballas 2000] :

$$CE_{IIW}(\%) = (\%C) + \frac{(\%Mn)}{6} + \frac{(\%Cr + \%Mo + \%V)}{5} + \frac{(\%Cu + \%Ni)}{15} \qquad \text{(I.1)}$$

Pour les aciers faiblement alliés, les essais sur implant[5] effectués par [Debiez 1984] ont montré que pour une teneur en hydrogène diffusible comprise entre 2,5 et 3,5 ml/100g de métal fondu, la limite

[5] Essai sur implant : un type d'essai de fissuration à froid sur éprouvettes soumise à une charge extérieure.

de sécurité du CE est 0,43. Au-delà de cette valeur, la résistance à la fissuration à froid ne peut plus être assurée.

On peut appliquer la formule du CE à deux nuances d'acier qui sont utilisées pour fabriquer certains composants des centrales nucléaires :

- 16MND5, représentatif de la cuve ;
- 20MND5, représentatif des gros composants REP (Réacteur à Eau Pressurisée), comme le bol GV (Générateur de Vapeur).

Application pour le 16MND5 [Pesci 2004] :

$(\%C) = 0{,}159$; $(\%Mn) = 1{,}37$; $(\%Cr) = 0{,}17$; $(\%Mo) = 0{,}5$; $(\%V) < 0{,}01$; $(\%Cu) = 0{,}06$; $(\%Ni) = 0{,}7$; les autres composants chimiques sont négligés. L'application de la formule (I.1) conduit au CE : $(\%C) = 0{,}499$.

Application pour le 20MND5 [Angles 2011] :

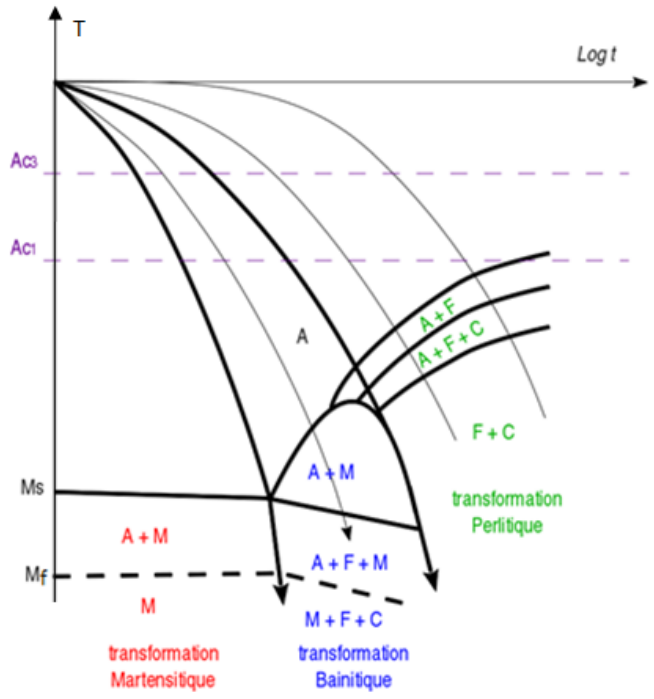
$(\%\,C) < 0{,}23$; $1{,}15 < (\%\,Mn) < 1{,}65$; $0{,}1 < (\%\,Si) < 0{,}3$; $0{,}5 < (\%\,Ni) < 0{,}8$; $(\%\,C_r) < 0{,}25$; $0{,}43 < (\%\,Mo) < 0{,}57$; ce qui conduit à l'encadrement du CE suivant : $0{,}4 < (\%\,CE) < 0{,}7$.

Lors du soudage, pour ces deux types d'acier, des précautions doivent être prises pour éviter la fissuration à froid.

I.2.1.2 Vitesse de refroidissement

La composition chimique de l'alliage définit sa trempabilité, c'est-à-dire la facilité à obtenir la martensite. Mais c'est le cycle thermique qui définit la proportion de martensite transformée dans la ZAT. A haute température, l'acier est en état austénitique. Lorsque la vitesse de refroidissement est extrêmement rapide, la diffusion des atomes de soluté n'a pas le temps de se produire. La ZAT se transforme en martensite comme le montre le graphe de la Figure I.6 où l'on trouve en abscisse le temps exprimé en seconde et en ordonnée la température en degrés Celsius. Au cours du refroidissement, les deux températures repérées par Ms et Mf indiquent respectivement les températures de début et de fin de la transformation martensitique. Pour les vitesses de refroidissement intermédiaires, la diffusion des atomes de soluté se produit à courte distance. Cela crée de la bainite. Pour les vitesses de refroidissement assez lentes, le déplacement des atomes de

soluté est assez important (de l'ordre de plusieurs distances inter-atomiques) [Trinh 2008]. L'austénite se transforme en perlite.



A = Austénite ; **F** = Ferrite ; **M** = Martensite ; **C** = Cémentite (ou Fe_3C)

Figure I.6 : *Diagramme de Transformation en Refroidissement Continu (TRC) [Angles 2011].*

Dans les études sur la fissuration à froid, la durée de refroidissement entre 800°C et 500°C T_{85} est souvent adopté (certains auteurs utilisent le temps de refroidissement de 700°C à 300°C) pour caractériser la vitesse de refroidissement. Cette vitesse de refroidissement dépend principalement de trois paramètres :

1. La température initiale de la pièce (plus celle-ci est faible, plus la vitesse de refroidissement sera grande et donc le risque d'apparition de la martensite élevé) ;
2. L'épaisseur de la pièce (plus la pièce est épaisse, plus la vitesse de refroidissement est grande, puisque la chaleur est principalement évacuée par conduction) ;
3. L'énergie de soudage (plus l'énergie de soudage est faible, plus la température initiale est faible et donc la vitesse de refroidissement grande).

I.2.1.3 Autres éléments influents

D'autres éléments tels que les éléments micro-alliés, les inclusions, la taille de grain, les ferrites de joint de grains ont des influences favorable ou défavorable sur la fissuration à froid.

Certains éléments micro-alliés rendent l'acier plus trempable. Par exemple, le bore dans l'acier facilite la formation de la martensite. Parce que le grain austénitique dans la ZAT est gros, une très faible quantité de bore peut séparer les grains au niveau du joint de grains austénitiques et retarder la nucléation de ferrite. Ainsi, l'austénite se transforme plus facilement en martensite.

Les inclusions peuvent favoriser la fissuration à froid de trois manières :

i) Les inclusions empêchent la nucléation des ferrites intergranulaires, cela augmente la trempabilité [Hart 1984] ;
ii) Le mode de fissuration par clivage s'amorce à partir des inclusions [Lynch et al. 1996]. Les inclusions grossières sont plus susceptibles de provoquer une fissuration par clivage car l'intensité de contrainte y est plus élevée.
iii) Les inclusions piègent également l'hydrogène : dans les inclusions où beaucoup d'hydrogène est piégé, la fissuration peut se produire plus aisément.

Les grains ferritiques plus fins sont moins sensibles à la fissuration par clivage qui est un type de rupture selon des surfaces planes dans des directions privilégiées. La propagation de la fissure par clivage est fortement perturbée par les grains très fins car elle a besoin de changer fréquemment de direction [Pitrun 2004].

Le rôle des ferrites de joint de grains a été justifié par l'observation expérimentale. [Graville 1986] a observé que la déformation plastique s'accumule et crée des micro-fissures au niveau des ferrites des anciens joints de grains de l'austénite. L'hydrogène est transporté par les dislocations et piégé dans les micro-fissures de cette zone, et ainsi favorise la fissuration à froid.

D'autres éléments sont également importants dans la compréhension du rôle de la microstructure, comme par exemple l'hydrure formé par l'hydrogène et le métal.

Mais la microstructure seule ne permet pas d'expliquer l'amorçage de la fissuration à froid. L'hydrogène et la contrainte sont nécessaires à l'explication de ce phénomène, nous les verrons dans les sections suivantes où on introduira l'effet de l'hydrogène et de la contrainte.

I.2.2 Rôle de l'hydrogène

L'hydrogène qui pénètre dans la structure cristalline du métal peut entraîner des dégradations importantes. Dans l'opération de soudage, l'hydrogène provenant de l'humidité et d'autres sources entre dans le bain de fusion sous forme atomique et se diffuse vers le métal de base. Une partie de l'hydrogène se diffuse vers l'extérieur au cours de la solidification. Une partie est piégée dans les défauts tels que les lacunes, joints de grains, micro-cavités *etc*. La dernière partie appelée *hydrogène diffusible* désigne l'hydrogène qui peut se diffuser librement vers le métal de base à partir du métal fondu. L'hydrogène diffusible est le facteur causal [Leblond 1984, Nevasmaa 2003, Viyanit 2005] de la fissuration à froid. Cela a été justifié par le fait qu'un postchauffage à basse température (100-150°C) élimine le plus souvent la fissuration à froid, car le postchauffage permet de chasser l'hydrogène diffusible efficacement. Mais cette température n'est pas assez élevée pour chasser l'hydrogène piégé. On s'intéresse donc ici à la diffusion de l'hydrogène dans l'acier et la fragilisation de l'acier par l'hydrogène.

I.2.2.1 Caractéristiques de l'hydrogène dans l'acier

L'hydrogène est le plus petit des atomes. Son faible rayon atomique de $5{,}3.10^{-2}\ nm$ lui permet de s'insérer dans la structure des aciers. Pour les structures cubiques centrées (Fe_{α}, ferrite, bainite, perlite ou martensite, phase α), l'hydrogène peut s'insérer dans les 12 sites tétraédriques de rayon $3{,}7.10^{-2}\ nm$ tandis que pour les structures cubiques à faces centrées (Fe_{γ}, austénite, phase γ), il peut s'introduire dans les 6 sites octaédriques de rayon $5{,}2.10^{-2}\ nm$ (Figure I.7) [Brass et al. 2005]. On remarque que le rayon atomique de l'hydrogène est du même ordre de grandeur que les rayons des sites dans lesquels il est susceptible de pénétrer, mais qu'il est toutefois plus grand. L'énergie d'activation permet à l'atome d'hydrogène de se déplacer plus ou moins facilement dans la structure métallurgique [Hipolite 2010].

Puisque la solubilité est définie comme la concentration maximale d'hydrogène que l'on peut dissoudre ou dissocier dans le métal, elle dépend nécessairement de la phase courante de l'acier.

De par sa taille, sa masse et l'existence d'une forte densité de sites interstitiels, la mobilité de l'atome d'hydrogène est très grande dans l'acier. D'après [Brass et al. 2005], la valeur de son coefficient de diffusion correspond à un parcours quadratique moyen de l'ordre de 1mm en 1 minute à 20°C dans la

structure du Fe_{α}. Cette grande mobilité favorise la pénétration des atomes d'hydrogène dans les aciers ferritiques et les défauts.

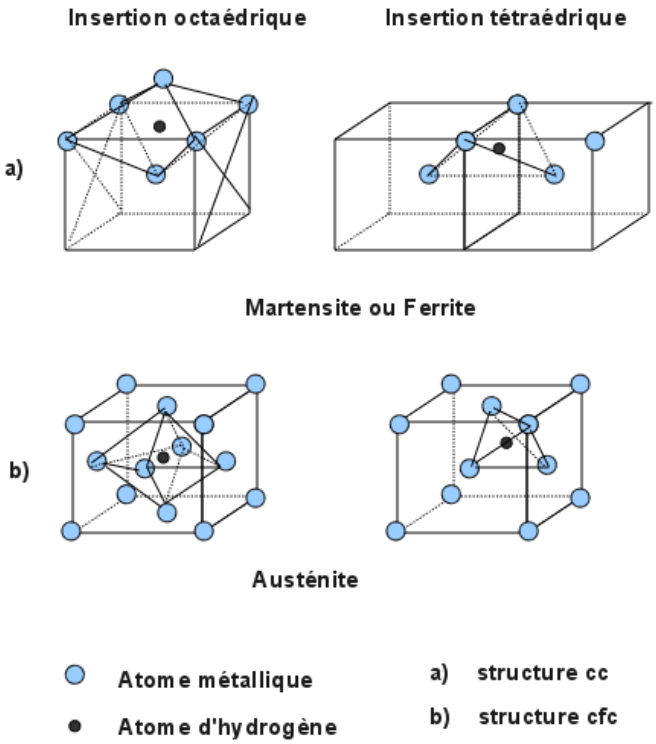


Figure I.7 : *Insertion octaédrique et insertion tétraédrique*

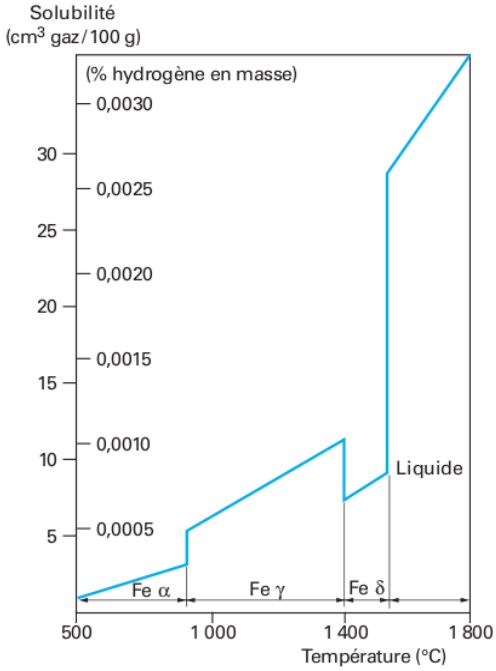


Figure I.8 : *Variation de la solubilité associée aux différentes phases [Brass et al. 2005]*

L'hydrogène est soluble dans le fer ainsi que dans l'acier liquide. Cette solubilité (faculté d'une substance à se dissoudre dans un liquide) diminue à température décroissante, non seulement au passage de l'état liquide à l'état solide (Figure I.8), marqué par une importante discontinuité, mais aussi durant le refroidissement en phase solide. La solubilité de l'hydrogène dans l'austénite est bien plus importante que dans la ferrite ou la martensite car les sites interstitiels y sont plus grands. Une solidification et un refroidissement l'un et l'autre rapides maintiennent dans le métal liquide puis solide un excès d'hydrogène, d'où la formation de soufflures au moment de la solidification, si ce gaz a le temps de se rassembler, ou le maintien de l'hydrogène sous forme d'ions H+ dans le métal solidifié à l'état de solution sursaturée. C'est ce second cas qui correspond à la fissuration à froid.

A température ambiante dans le métal solidifié, l'hydrogène qui diffuse facilement à travers la ferrite, tend à s'échapper à l'extérieur à travers la surface et ceci en fonction du temps jusqu'à une limite qui correspond à l'hydrogène dit « diffusible ». Cette évolution est accélérée par l'élévation de la température. L'hydrogène est également à même d'évoluer par diffusion en phase solide, dans la zone fondue comme dans la ZAT. Cette diffusion, qui commence dès le refroidissement et se poursuit ultérieurement, est déterminée d'une part par la teneur initiale en hydrogène à la fin du refroidissement, d'autre part par la différence de coefficient de diffusion entre l'austénite et la ferrite, car l'hydrogène diffuse bien plus facilement dans la ferrite que dans l'austénite (Figure I.9). Par exemple pour le 16MND5, le coefficient de diffusion de l'austénite à 800 °C est de 0,0021 $cm^2 \cdot s^{-1}$ et celui de la martensite à 400 °C est de 0,0016 $cm^2 \cdot s^{-1}$. De plus, la diffusion est favorisée par la déformation, élastique ou plastique, car les ions H+, de très faible dimension, se déplacent à la faveur du mouvement des dislocations.

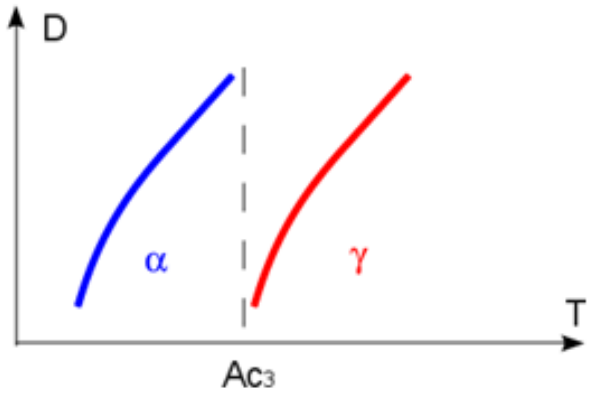


Figure I.9 : *Coefficients de diffusion de* Fe_α *et* Fe_γ *[Angles 2011]*

I.2.2.2 Introduction de l'hydrogène dans le bain de fusion

Sources de l'hydrogène

Lors du soudage, l'hydrogène entre dans le bain de fusion de plusieurs façons (Figure I.10). D'après [ISO 3690], les principales sources d'hydrogène sont :

1. l'humidité présente et captée dans les flux et les enrobages des électrodes ;
2. les autres éléments contenant de l'hydrogène susceptibles de se décomposer à la chaleur de l'arc ;
3. l'huile, les impuretés et la graisse à la surface de la tôle ou bien piégées dans les couches superficielles des fils-électrodes ;
4. l'humidité atmosphérique lors du soudage.

L'hydrogène qui peut être absorbé par le bain de fusion dépend du type de soudage que l'on utilise. Par exemple, pour un soudage à l'arc avec une électrode enrobée, la source principale est l'humidité présente dans le flux, c'est-à-dire l'électrode elle-même.

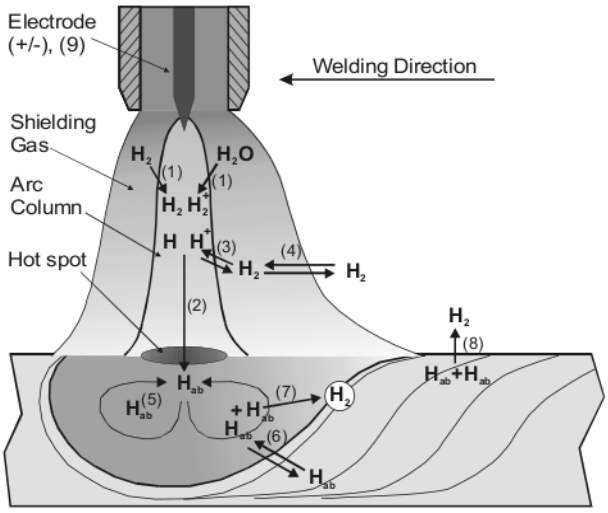


Figure I.10 : *Schéma d'introduction de l'hydrogène par le soudage [Viyanit 2005]*

Absorption de l'hydrogène dans le bain de fusion

L'humidité H_2O se dissocie en hydrogène et oxygène à haute température. Cette dissociation commence à 850°C et est complète à 2500°C. L'hydrogène provenant de l'humidité a été étudié par Coe [Gedeon 1987]. Cette étude a amené l'auteur à formuler l'hypothèse suivante:

$$1{,}0g\,H_2O = 1250ml\,H_2 \qquad \text{(I.1)}$$

Cette relation n'est pas toujours vraie, notamment lorsque d'autres éléments chimiques (O_2, CO_2, etc) sont ajoutés dans l'électrode. Par conséquent, l'absorption de l'hydrogène dépend de l'électrode utilisée pendant le soudage. En outre, seule une partie de l'hydrogène est absorbée dans le bain de fusion [Gedeon 1987]. D'après Hirai et al. [Pitrun 2004], la teneur de *l'hydrogène diffusible* H_d est donnée par :

$$H_d = \underline{H} - (H_r + H_e) \tag{I.2}$$

Où :

- $\underline{H}$ est l'hydrogène dissocié total apporté par le procédé dans le bain ;
- H_r est l'hydrogène résiduel (soit l'hydrogène piégé dans les défauts) ;
- H_e est l'hydrogène échappé.

La loi de Sievert permet de décrire l'hydrogène dissocié $\underline{H}$. D'après la loi de Sievert, l'hydrogène se dissocie en équilibre dans le bain de fusion:

$$H_2 = 2\underline{H} \tag{I.3}$$

L'équilibre de cette réaction est caractérisé par une constante d'équilibre (sans unité) [Gedeon et Eagar 1990b]:

$$K = C / \sqrt{P_{H_2}} = \exp(-4388/T + 5.55) \tag{I.4}$$

- C la concentration d'hydrogène ;
- $\sqrt{P_{H_2}}$ la pression partielle de l'hydrogène.

La relation de Sievert est basée sur trois hypothèses :

1. Le gaz est parfait ;
2. La solution gaz-métal est idéal ;
3. La molécule est dissoute dans le métal sous forme atomique.

D'après cette relation, la concentration d'hydrogène à l'équilibre est une fonction croissante de la température et de la pression partielle d'hydrogène diatomique. Dans la pratique, il est très difficile d'évaluer la pression partielle de l'hydrogène dans le gaz de protection. Il est donc usuel de prendre l'hydrogène diffusible mesuré expérimentalement comme l'hydrogène absorbé. Comme cela a été

montré par Hirai et al. [Pitrun 2004], une incertitude importante peut exister sur cette valeur à cause de la perte d'hydrogène durant la mesure.

D'après la loi de Sievert, la concentration en hydrogène doit être maximale au centre du bain de fusion. D'après l'analyse de [Gedeon et Eagar 1990b], si la loi de Sievert s'applique, la température de réaction d'absorption doit être supérieure à 2500°C. Mais dans l'opération du soudage, la température maximale au centre du bain de fusion est inférieure à 2600°C. Si l'on applique la loi de Sievert, la quantité d'hydrogène théoriquement absorbée à température 2600°C est bien inférieure à celle de la mesure expérimentale. Dans la loi de Sievert, tout l'hydrogène dissocié se trouve sur la surface du bain et est absorbé dans le bain de fusion. D'après Gedeon, la loi de Sievert a négligé le phénomène de dissociation d'hydrogène dans le gaz à température élevée. Cette partie d'hydrogène dissocié porte de quantité importante et provoque l'absorption monoatomique dans le bain.

Ainsi, [Gedeon et Eagar 1990b] propose la réaction d'absorption selon deux modes d'absorption: la forme monoatomique et la forme diatomique. La thermodynamique fondamentale de l'absorption de l'hydrogène monoatomique est décrite par deux étapes :

La première étape consiste à dissoudre l'hydrogène dans le gaz :

$$1/2H_2(g) = \underline{H} \tag{I.5}$$

Avec l'enthalpie libre $\Delta G_1(kcal/mol) = 8720 - 11{,}02T$

La seconde étape consiste en l'absorption de l'hydrogène monoatomique par le bain de fusion :

$$H_2(g) = 2H \tag{I.6}$$

H est l'hydrogène absorbé. L'enthalpie libre $\Delta G_2(kcal/mol) = 107000 - 28{,}8T$

En combinant les deux équations (I.5) et (I.6), on obtient :

$$H(g) = \underline{H} \tag{I.7}$$

L'enthalpie libre associée est :

$$\Delta G(kcal/mol) = -1/2\Delta G_2 + \Delta G_1 = -44780 + 3.38T$$

Avec la relation (I.7) on peut calculer l'hydrogène absorbé si l'on connait la température sur toute la surface du bain. Ainsi, la concentration d'hydrogène est plus élevée aux frontières du bain qu'au centre (Figure I.11). Pour modéliser l'absorption de l'hydrogène, en plus de l'équation (I.7), il faut

prendre en compte les autres sources potentielles d'hydrogène. Mais même en n'utilisant que l'équation (I.7), le modèle est difficile à mettre en œuvre car il existe un fort gradient de température dans le bain de fusion. C'est pour cette raison que nous adopterons l'approche de l'ISO 3690 qui prend l'hydrogène diffusible mesuré dans le bain de fusion comme étant l'hydrogène absorbé.

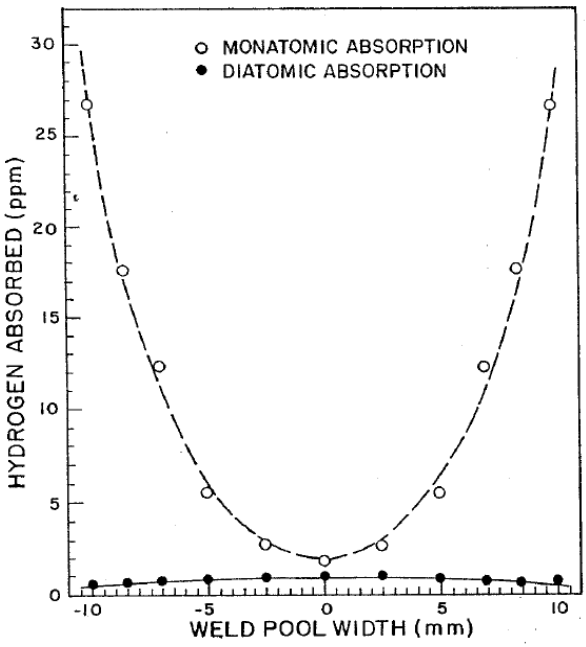


Figure I.11 : *Absorption d'hydrogène dans le bain de fusion [Gedeon et Eagar 1990b]*

I.2.2.3 Diffusion de l'hydrogène

La fissuration à froid peut se produire dans la ZAT ou le métal fondu. La manière dont l'hydrogène se diffuse est déterminante sur la zone où les fissures apparaîtront.

Dans le cas où le métal fondu subit la transformation perlitique, alors que, le métal de base subit la transformation martensitique (Figure I.12), les isothermes T_F et T_{Ms} sont décalés d'un intervalle de temps correspondant au parcours de l'électrode sur la distance AB. La transformation perlitique se produit à une température plus élevée que la transformation martensitique (Figure I.6). Ainsi, en haut de la ligne de liaison dans l'intervalle AB, le métal fondu est devenu ferrito-perlitique, dans lequel la solubilité de l'hydrogène est moins importante (Figure I.8), mais le coefficient de diffusion est plus élevé (Figure I.9). Tandis qu'en bas de la ligne de liaison de l'intervalle AB, le métal de base est toujours austénitique. Il en résulte une diffusion de l'hydrogène du métal fondu vers le métal de base. Comme l'hydrogène est moins diffusible dans l'austénite que dans la ferrite, il ne diffuse pas très profondément dans la ZAT. Lors de l'arrivée de l'isotherme T_{Ms}, la ZAT se retrouve dans un état

martensitique en sursaturation d'hydrogène. Ainsi, la fissuration à froid se produit plus facilement dans la ZAT.

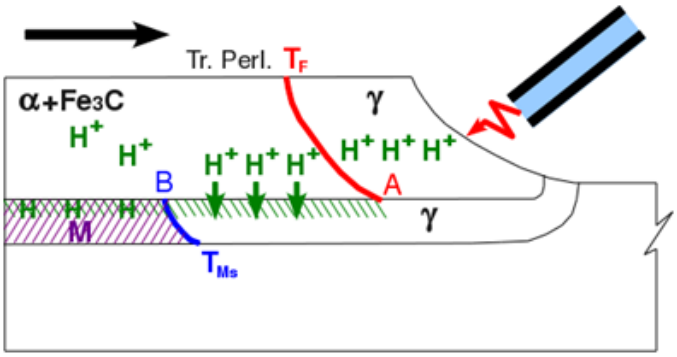


Figure I.12 *: Passage de l'hydrogène vers le métal de base à travers la zone de liaison [Granjon 2007]*

Dans le cas où le métal fondu est plus trempant que le métal de base (Figure I.13), il subit une transformation martensitique au point A. Au contraire, le métal de base se transforme en perlite au point B. Au dessus de l'intervalle AB, le métal fondu est en phase austénitique dans laquelle, l'hydrogène est moins diffusible. En dessous de l'intervalle AB, le métal de base est devenu perlite. Cela permet à l'hydrogène de se diffuser plus profondément dans le métal de base. Lors de l'arrivée de l'isotherme T_{Ms}, c'est le métal fondu qui devient martensite en sursaturation d'hydrogène. Donc, la fissuration à froid se produit plus aisément dans le métal fondu.

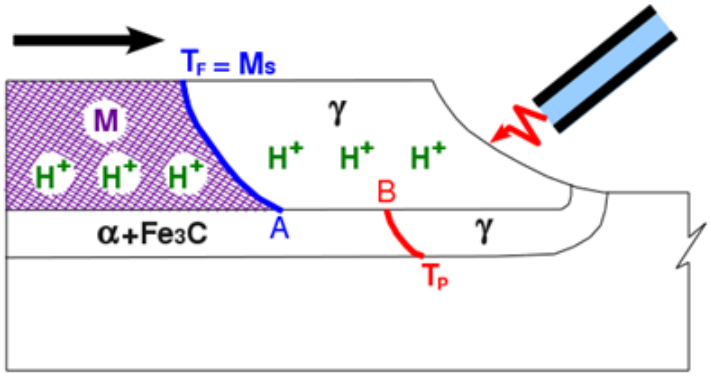


Figure I.13 *: Emprisonnement de l'hydrogène dans le métal fondu [Granjon 2007]*

Modélisation de la diffusion de l'hydrogène

Le déplacement des atomes d'hydrogène dans les sites interstitiels du métal est un mouvement aléatoire. D'après la loi stochastique, le flux des atomes traversant une plaque plane est proportionnel au gradient de la concentration. Selon la loi thermodynamique, les atomes d'hydrogène se diffusent vers les zones de bas potentiel chimique. C'est le gradient du potentiel chimique qui est la force

motrice du déplacement des atomes d'hydrogène. De par la loi stochastique, on a l'équation de la diffusion qui s'appelle la première loi de Fick :

$$\underline{J} = -\underline{\underline{D}}\frac{dC}{d\underline{x}} \tag{I.8}$$

- $\underline{J}$ le flux des atomes d'hydrogène ;
- $\underline{\underline{D}}$ le coefficient de diffusion sous forme tensorielle ($cm^2 \cdot s^{-1}$) ;
- $\frac{dC}{d\underline{x}}$ le gradient de concentration.

Le coefficient de diffusion $\underline{\underline{D}}$ traduit la facilité de déplacement des atomes d'hydrogène au sein du matériau. Pour un matériau isotrope, on peut l'écrire sous forme scalaire, on obtient alors l'équation d'Arrhenius :

$$D = D_0 \exp(-\frac{\Delta H}{RT}) \tag{I.9}$$

- ΔH l'enthalpie d'activation;
- R la constante des gaz parfaits ($R = 8{,}31 J.mol^{-1}.K^{-1}$);
- D_0 une constante qui a la même unité que D.

La première loi de Fick nous donne la relation entre le flux et la concentration d'hydrogène. La conservation des particules sans source externe nous donne :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -div(\underline{J}) \tag{I.10}$$

En combinant les équations (I.8) et (I.10), nous retrouvons la deuxième loi de Fick qui a pour expression :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \underline{x}}\left(\underline{\underline{D}}\frac{\partial C}{\partial \underline{x}}\right) \tag{I.11}$$

Dans un matériau homogène et isotrope, la deuxième loi de Fick peut s'écrire :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\Delta C \tag{I.12}$$

La modélisation de la diffusion de l'hydrogène par l'équation (I.12) est-elle pertinente ? En effet, deux questions méritent d'être posées :

1. Est-ce que l'équation de la deuxième loi de Fick peut décrire complètement tout le phénomène de diffusion de l'hydrogène dans l'acier ?
2. L'évaluation du coefficient de diffusion $\underline{\underline{D}}$ est-elle expérimentalement accessible ?

Les deux sections suivantes répondent à ces deux questions.

Influence des forces extérieures

L'hydrogène se concentre préférentiellement dans les zones qui subissent une forte traction [Leblond 1984]. De manière intuitive, les zones en forte traction ont plus d'espaces qui permettent la pénétration des atomes d'hydrogène. La température peut aussi jouer un rôle qui favorise (ou défavorise selon le sens du gradient de température) la diffusion de l'hydrogène. Par exemple, les zones où la température est élevée peuvent garder plus d'hydrogène que les zones où elle est basse. Les facteurs tels que la contraction et le gradient de température sont considérés comme étant les forces extérieures. Pour en rendre en compte, Andersson [Andersson 1980] a proposé de décomposer le flux d'hydrogène $\underline{J}$ en une somme de gradients :

$$\underline{J} = -D\nabla C + \frac{DV_H C}{RT}\nabla\sigma_h - \frac{D\Delta HC}{RT^2}\nabla T \qquad \text{(I.13)}$$

- V_H : volume molaire de l'hydrogène dans l'acier ($= 2.10^{-6} m^3$ à 293K [Krom 1998]) ;
- σ_h : contrainte hydrostatique ;

Cette équation n'est pas adaptée aux matériaux hétérogènes. En effet, il existe souvent plusieurs phases (ferritique et austénitique) dans un acier. L'austénite a plus d'espaces que la ferrite pour garder les atomes d'hydrogène. Ainsi, en absence d'autres forces extérieures, la distribution à l'équilibre de la concentration d'hydrogène n'est pas homogène. Les zones où se trouvent les austénites gardent plus d'hydrogène que les zones où il y a des ferrites. Ceci est dû au fait que le gradient de l'énergie d'activation ΔH n'est pas le même dans les deux domaines.

Pour remédier à ce problème de modélisation, Leblond [Leblond 1984] a introduit le modèle à solubilité non-uniforme :

$$\underline{J} = -DS\nabla\left(\frac{C}{S}\right) \qquad \text{(I.14)}$$

Le raisonnement conduit par Leblond est basé sur l'effet des forces extérieures, car ce sont les forces extérieures qui rendent la solubilité non-uniforme. Son raisonnement est le suivant :

$C = S$ doit être solution stationnaire de l'équation de diffusion. En effet, la solubilité S ne dépend pas du temps mais dépend de la position, $\frac{\partial S}{\partial t}$ est nul $\frac{\partial}{\partial \underline{x}}\left(D\frac{\partial S}{\partial \underline{x}}\right)$ peut parfaitement ne pas l'être. Ceci signifie que l'équation (I.8) n'est pas valable dans le cas d'une solubilité non-uniforme.

La prise en compte des forces extérieures intervenant dans la solubilité est modélisée par :

$$S = S_0\sqrt{P_{H_2}}\exp\left(\frac{-\Delta H + V_H\sigma_h}{RT}\right) \tag{I.15}$$

- S_0 une constante du matériau ;
- P_{H_2} la pression de l'hydrogène à l'extérieur.

En combinant les équations (I.14) et (I.15) sans prendre en compte l'effet de la contrainte hydrostatique, nous retrouvons l'équation (I.13) dans le cas d'un matériau homogène.

Phénomène de piégeage

Le coefficient de diffusion D est difficile à appréhender à cause, soit des méthodes de mesure qui peuvent être de précision variable, soit de la composition chimique des matériaux et de leur phase. D'après [Coe 1973], le facteur qui influence le plus la mesure du coefficient de diffusion est la présence des pièges tels que des lacunes, des joints de grains, des micro-cavités, *etc*.

Cette variation est particulièrement importante à basse température, comme le montre la figure I.14. En effet, les atomes d'hydrogène ne sortent que difficilement des pièges à basse température, d'où la difficulté de mesurer leur diffusion dans ce cas. D'après [Chêne 2009], les pièges se caractérisent par les grandeurs suivantes :

i) leur énergie d'activation ΔH_p;

ii) leur densité N (nombre de sites par unité de volume) ;

iii) la vitesse de piégeage k et dépiégeage μ ;

iv) leur taux d'occupation θ.

Ces caractéristiques sont généralement acceptées par la communauté [Mac Nabb et Foster (1963), Oriani (1970), Andersson (1980), Leblond (1984), Brass (1997), Chêne (2000)].

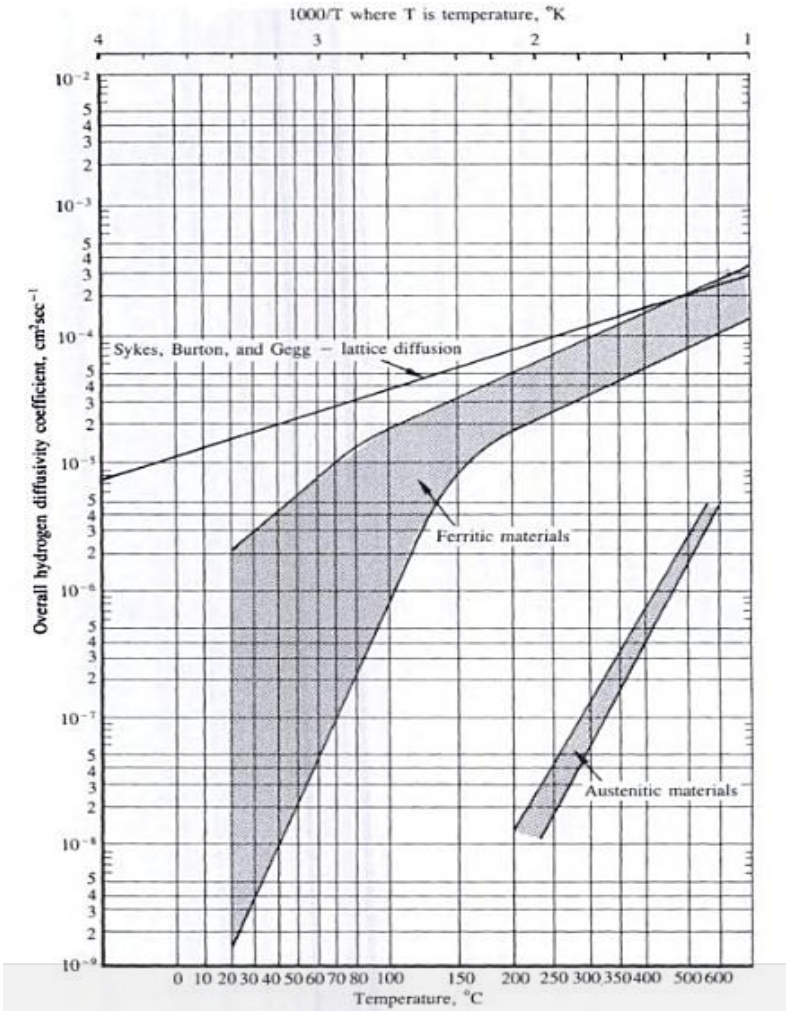


Figure I.14 : *Variation du coefficient de diffusion d'hydrogène dans l'acier [Coe 1973]*

Dans le tableau I.2, nous avons rassemblé quelques valeurs d'énergie d'activation ΔH_p pour différents défauts dans l'acier. Il est à noter qu'une forte dispersion pour un même type de défaut montre une grande incertitude provenant des différentes méthodes d'identification.

	Energie d'activation (kJ/mol)	
Nature du site	Fer ou aciers ferritiques	Aciers austénitiques ou nickel
Dislocation	20 à 58	10 à 20
Joint de grains	10 à 58	10 à 20
Inclusion (MnS)	29 à 57	
Surface interne, cavité	28 à 96	41 à 53

Tableau I.2 : *Energie d'activation d'hydrogène dans différents défauts microstructuraux dans les alliages base Fe ou Ni [Chêne 2009]*

Compte tenue de l'effet de piégeage, la loi de Fick seule pour décrire la diffusion de l'hydrogène n'est plus suffisante. [Mac Nabb et Foster 1963] ont donc introduit l'équation (I.16) pour décrire ce phénomène (Figure I.15).

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = kC(1-\theta) - \mu\theta \tag{I.16}$$

- k, μ sont respectivement les coefficients qui caractérisent l'effet de piégeage et l'effet de dépiégeage.

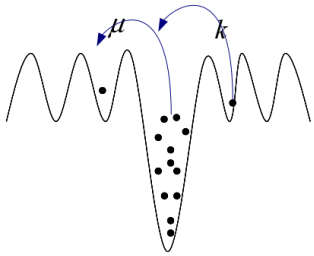


Figure I.15 : *Illustration des phénomènes de piégeage et dépiégeage*

Le terme $kC(1-\theta)$ traduit le fait que la capture devient plus difficile lorsque le piège est plein.

Donc, la loi de Fick devient :

$$\frac{\partial (C + N\theta)}{\partial t} = -\nabla \underline{J} \tag{I.17}$$

Oriani (1970) a étudié un cas particulier où $\theta << 1$, et l'équilibre rapidement atteint. Dans ce cas, on en déduit que :

$$kC \approx \mu\theta \tag{I.18}$$

La loi de Fick revient à :

$$\frac{\partial (C + N\theta)}{\partial t} = D_{app}\Delta(C + N\theta) \tag{I.19}$$

où :

$$D_{app} = \frac{D}{1 + Nk/\mu}$$

Leblond [Leblond 1984] considère que l'équilibre ne peut pas être rapidement atteint durant l'opération de soudage. De plus, il distingue deux types de pièges : *réversibles* et *irréversibles*. Les pièges réversibles peuvent être décrits par l'équation de Mac Nabb & Foster. Pour les pièges irréversibles, les atomes d'hydrogène y entrant ne peuvent plus sortir, cela peut être modélisé par :

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = k_{ir} C(1-\theta) \tag{I.20}$$

- k_{ir} un coefficient qui caractérise le piégeage irréversible.

Transport par des dislocations

L'hydrogène piégé dans les dislocations peut diminuer l'enthalpie libre du mouvement des dislocations. Inversement, l'hydrogène peut être transporté par les dislocations. Ce phénomène a été expérimentalement justifié par Donovan (1973), Lecoester et al. (1999) et théoriquement étudié par Donovan (1973), Pressouyre (1980), Leblond (1984), Taha et Sofronis (1999), Chêne (2009) [Leblond 1984, Taha et Sofronis 1999, Leconster et al. 1999, Chêne 2009].

[Sofronis et McMeeking 1989] considèrent que les dislocations sont des pièges réversibles. Et le nombre de pièges réversibles constitués par des dislocations est fonction de la déformation plastique. Leblond prend en compte ce phénomène de manière différente. Il considère que les dislocations augmentent la solubilité de l'hydrogène et ainsi baisse le potentiel chimique et entraîne le fait que l'hydrogène se diffuse vers les zones plastifiées. Dans son étude, Leblond prend en compte les pièges réversibles dans la formule de solubilité. Il modélise ce phénomène par l'équation suivante:

$$S = (1+\varsigma p) \cdot S_0 \sqrt{P_{H_2}} \exp\left(\frac{-\Delta H + V_H \sigma_h}{RT} \right) \tag{I.21}$$

- p la déformation plastique cumulée ;
- ς un coefficient du matériau.

En conclusion, il existe beaucoup de modèles pour décrire la diffusion de l'hydrogène. Ici, nous n'en avons introduit que deux. Le modèle d'Oriani est plus simple, mais mal adapté au soudage. En revanche, celui de Leblond est plus complet et pertinent pour notre problème.

Nous nous intéressons à la concentration de l'hydrogène dans le bain de fusion et dans la ZAT où les températures sont très élevées. Par conséquent, les atomes d'hydrogène présents dans les pièges réversibles peuvent facilement sortir. Dans la pratique, la mesure des coefficients de diffusion ne

distingue pas les sites interstitiels et les pièges réversibles. Le coefficient mesuré ou *apparent* D_{app} est souvent adopté au lieu du coefficient de diffusion dans les sites interstitiels D. Désormais, on adopte la notation D pour le coefficient de diffusion mesuré qui prend en compte les pièges réversibles. On obtient alors les équations de diffusion suivantes :

$$\begin{cases} \dfrac{\partial C}{\partial t} + \dfrac{\partial (N\theta)}{\partial t} = \nabla(DS\nabla\left(\dfrac{C}{S}\right)) \\ \dfrac{\partial \theta}{\partial t} = k_{ir}C(1-\theta) \end{cases} \tag{I.22}$$

I.2.2.4 Méthodes de mesure de l'hydrogène diffusible

Pour mesurer l'hydrogène dans le bain de fusion, il existe trois méthodes :

1. La méthode basée sur la glycérine ;
2. La méthode basée sur le mercure ;
3. La méthode de la chromatographie en phase gazeuse.

Les deux premières méthodes consistent à mettre l'échantillon dans un tube rempli de glycérine ou de mercure et à laisser dégazer l'hydrogène. On collecte ensuite l'hydrogène dégazé grâce à un tube de diamètre très petit. La teneur en hydrogène mesurée par ces deux méthodes dépend de :

1. la préparation de la surface de l'éprouvette (bien propre pour laisser dégazer l'hydrogène librement) ;
2. la température (l'hydrogène peut être piégé dans des défauts qui demandent des températures élevées pour qu'il soit dégazé) ;
3. le liquide utilisé (glycérine, mercure).

Comme la méthode basée sur la glycérine a montré une grande incertitude à cause de la solubilité non-négligeable de l'hydrogène dans la glycérine, cette méthode n'est plus utilisée. La méthode de mesure normalisée est celle qui est basée sur le mercure. D'autres liquides comme l'eau, l'alcool, l'huile ont également été utilisés, mais ils présentent les mêmes désavantages que la glycérine.

La méthode de chromatographie en phase gazeuse consiste à mettre l'échantillon dans une capsule d'échantillonneur, puis, à chauffer l'échantillon pour que l'hydrogène puisse en sortir. Après le refroidissement, l'échantillonneur est connecté à l'analyseur de chromatographie en phase gazeuse

qui donne alors une mesure de l'hydrogène. Cette méthode est précise et systématiquement utilisée par [Gedeon 1987] et [Pitrun 2004].

La méthode basée sur le mercure puisqu'étant la méthode normalisée est souvent considérée comme la méthode de référence. Cette méthode donne la même précision que la méthode de chromatographie en phase gazeuse. Nous adopterons la méthode basée sur le mercure pour mesurer l'hydrogène diffusible qui est entré dans le bain de fusion car elle est relativement facile à mettre en œuvre et qu'elle possède l'une des meilleures précisions.

Il faut avoir conscience que l'hydrogène mesuré par les méthodes présentées ici peut être entaché d'une incertitude importante. En effet, pour fabriquer les échantillons, on doit d'abord effectuer un cordon de soudure, puis le tremper dans l'azote liquide pour que la température décroisse rapidement afin de piéger l'hydrogène. On peut imaginer qu'une partie de l'hydrogène s'est échappée durant cette manipulation.

I.2.2.5 Mécanisme de fragilisation par l'hydrogène

Il est généralement admis que l'hydrogène fragilise le métal par réduction de la déformation maximale à la rupture [Yurioka et al. 1987, Sirois et Birnbaum 1991]. Cependant, il y a peu d'essais qui montrent la diminution de la contrainte maximale due à la présence d'hydrogène dans le matériau. [Sirois et Birnbaum 1991] ont cité quelques essais qui montrent que l'hydrogène par charge électrolytique dans le Fer provoque une diminution significative de la contrainte maximale de rupture à la température d'environ 300K. Au contraire, d'autres expériences, comme celles de Pussegoda et Tyson [Yurioka et al. 1987] ont montré que l'hydrogène présent dans certains matériaux augmente la contrainte maximale. Ces phénomènes d'adoucissement et de durcissement peuvent être associés à la formation de l'hydrure ou à l'endommagement de la surface dû au gradient de contrainte introduit durant la charge électrolytique. Mais le mécanisme semble difficile à mettre en évidence. Ce qui est bien justifié par tous les travaux précédents, c'est que l'hydrogène dans un acier diminue la ductilité. La ductilité caractérise la capacité d'un matériau à se déformer plastiquement sans se rompre. Les essais de traction mesurant *l'allongement à la rupture* et *la striction* effectués par [Lecoester et al. 1999] ont montré qu'il y a une chute de ductilité pour les éprouvettes chargées en hydrogène. [Cwiek 2007] a étudié particulièrement les différentes zones de la soudure d'un acier à haute résistance. Ses essais ont montré que toutes les zones (Métal d'apport, Métal de base) ont subit une chute de ductilité dû à la charge en hydrogène.

Différents mécanismes de fragilisation par l'hydrogène dans les aciers ferritiques ont été proposés dans la littérature. On cite ici les trois types de mécanismes qui sont les plus documentés :

1. Le modèle de *décohésion induite par l'hydrogène* : proposé par [Troiano 1960], ce modèle considère que l'hydrogène dans le réseau cristallin ferritique affaiblit la liaison atomique du réseau et ainsi diminue l'énergie cohésive ;
2. Le modèle de *l'interaction entre l'hydrogène et les dislocations* ou *plasticité renforcée par l'hydrogène* : initialement proposé par [Beachem 1972], il considère que l'hydrogène facilite la formation des dislocations et augmente la mobilité des dislocations, et ainsi renforce la plasticité locale.
3. Le modèle d'*émission des dislocations induite par l'hydrogène* : proposé par [Lynch 1977], il considère que l'absorption de l'hydrogène sur la surface de la fissure promeut l'émission des dislocations et ainsi renforce la propagation de la fissure.

Il n'existe pas un mécanisme universel qui permette d'interpréter tous les phénomènes de fragilisation par l'hydrogène observés dans les expériences. En fonction des propriétés métallurgiques du matériau et des conditions sous lesquelles la fragilisation par l'hydrogène se produit, plusieurs mécanismes peuvent intervenir ensemble.

L'observation microscopique sur les faciès de rupture nous permet d'avoir plus de détails sur le mécanisme de fragilisation par l'hydrogène. Trois modes (Figure I.16) de rupture sous hydrogène ont été identifiés :

1. Le mode de Coalescence des Micro-Voids (cavités) (CMV): rupture ductile ;
2. Le mode de rupture par Quasi-Clivage (QC) : rupture fragile ;
3. Le mode de rupture Inter-Granulaire (IG): rupture fragile.

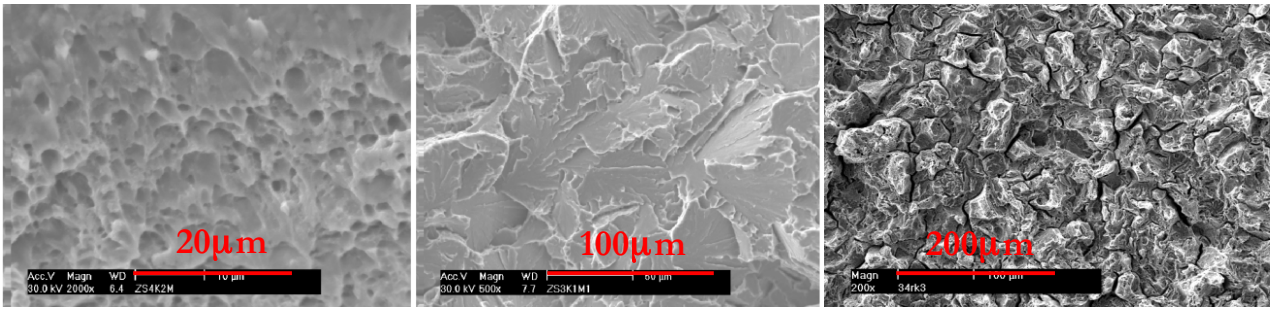


Figure I.16 : *Les modes de rupture: CMV (gauche), QC (milieu), IG (droite) [Cwiek 2009]*

[Yurioka et Suzuki 1990] ont remarqué que la propagation de fissure suivant le mode IG est dominant dans la martensite qui a une forte teneur en carbone, alors que dans la martensite à basse

teneur en carbone, ce sont les modes QC et MVC qui prévalent. [Hakansson 2003] a observé les faciès de rupture dans le métal fondu. Il a trouvé que la quantité de fissures par QC augmente avec la teneur en carbone équivalent. [Pussegoda et Tyson 1981] ont constaté que le mode de rupture est de clivage ou QC à basse température et de CMV lorsque la température est élevée. Même à haute température, une diminution significative de la ductilité a été observée lorsqu'il y avait la fragilisation par l'hydrogène. Il est logique de conclure qu'à basse température ou si la teneur en carbone équivalent est forte, les matériaux sont plus fragiles. Alors, les modes de rupture IG et QC sont prédominants. En revanche, les matériaux plus ductiles ont des caractéristiques de rupture proches du mode CMV.

La rupture IG est due à la décohésion des joints de grains. La rupture par clivage correspond à la décohésion du grain (le grain est séparé en deux parties). Le mode QC est un mode de rupture par clivage dont les faciès des lèvres dénotent un certain degré de plasticité. L'hydrogène promeut les modes IG et QC par le mécanisme de Troiano *décohésion induite par l'hydrogène*. Au voisinage des fissures, [Nagao et al. 2012] ont observé une densité très élevée de dislocations, mettant en évidence *l'interaction entre l'hydrogène et les dislocations*.

La rupture ductile CMV se concrétise par la germination, la croissance et la coalescence des microcavités. La germination d'une microcavité est due à la concentration des dislocations ou à la décohésion au niveau d'un défaut. Ce dernier mécanisme est décrit par le modèle de Beachem. La croissance et la coalescence sont dues à l'émission des dislocations. La fragilisation par l'hydrogène se manifeste par le modèle de Lynch.

L'analyse des trois mécanismes de fragilisation par l'hydrogène nous conduit à proposer le schéma microscopique de fragilisation de la figure I.17 :

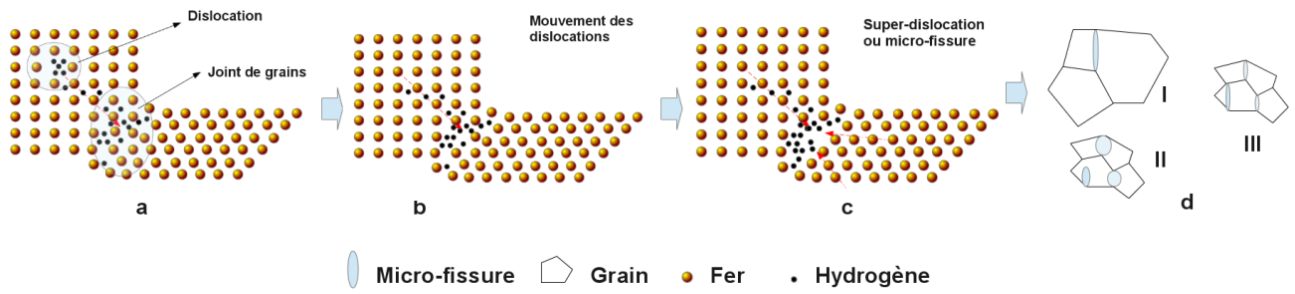


Figure I.17 : *Illustration de la fragilisation par l'hydrogène.*

Ce schéma, montre les étapes de la fragilisation par l'hydrogène :

a) L’hydrogène est piégé dans les dislocations et augmente leur mobilité. Le mouvement des dislocations transporte l'hydrogène.
b) L’hydrogène piégé dans les joints de grains affaiblit les liaisons des grains entre eux. Cela crée des obstacles pour le mouvement des dislocations. D'autres défauts de grande dimension tels que les inclusions, les microcavités, *etc*. ont le même effet que les joints de grains.
c) Les dislocations s'accumulent dans les joints de grains et créent des super-dislocations ou microcavités. En fonction de la taille et de la dureté des grains, de l'effet d'affaiblissement des joints de grains par l'hydrogène, les microcavités ont des formes variées.
d) Dans les matériaux dont les grains sont grands et rigides, les microcavités sont de forme aiguë (cas I). L'intensité de contrainte est élevée à la pointe de la cavité. De plus, la liaison au niveau des joints est affaiblie par l'hydrogène. Alors, la fissure peut se propager le long des joints de grains et créer une rupture intergranulaire. Lorsque les matériaux ont des grains fins et moins rigides, les microcavités sont de forme elliptique (cas II). La taille des cavités augmente sous l’effet des contraintes et de la pression interne exercée par l'hydrogène jusqu'à la coalescence. Pour les matériaux dont les grains sont fins et rigides, les microcavités peuvent se propager le long des joints de grains et/ou à travers les grains. C'est le mode de rupture par quasi-clivage.

I.2.3 Rôle des contraintes et essais de fissuration à froid

Les contraintes peuvent être soit des contraintes résiduelles dues au cycle thermique, soit des contraintes dues à un chargement extérieur. L'évaluation des contraintes résiduelles durant la procédure de soudage a été étudiée par Greenwood et Johnson (1965), Giusti (1981), Leblond (1989), Leblond et al. (1989), Waeckel (1994), Moumni (1995), Moumni et al. (2011). La modélisation par la méthode des éléments finis nous permet d'évaluer localement le niveau des contraintes résiduelles.

Deux types d'essais expérimentaux sont proposés pour étudier le phénomène de la fissuration à froid [ISO 17642] :

i) essais sur éprouvettes ou maquettes auto-bridées ;

ii) essais sur éprouvettes ou maquettes soumises à une charge extérieure.

I.2.3.1 Essais sur maquettes auto-bridées

Les essais sur maquettes auto-bridées tels que Tekken de Kihara et al. (1962), CTS (Controlled Thermal Severity) de Cottrell (1953), Cruciform de Horikawa et al. (1976) ont pour objet d'étudier la fissuration à froid dans la ZAT. Les essais tels que V-groove de Okuda et al. (1987), U-groove de Stout et al. (1946) sont conçus pour étudier la fissuration à froid dans le métal fondu. D'autres essais tel que l'essai Cruciform de Horikawa et al. (1976) est conçu pour étudier la fissuration à froid dans le métal fondu et la ZAT [Pitrun 2004]. Nous nous intéressons ici à l'essai Tekken, car notre problématique industrielle concerne la fissuration à froid dans la ZAT.

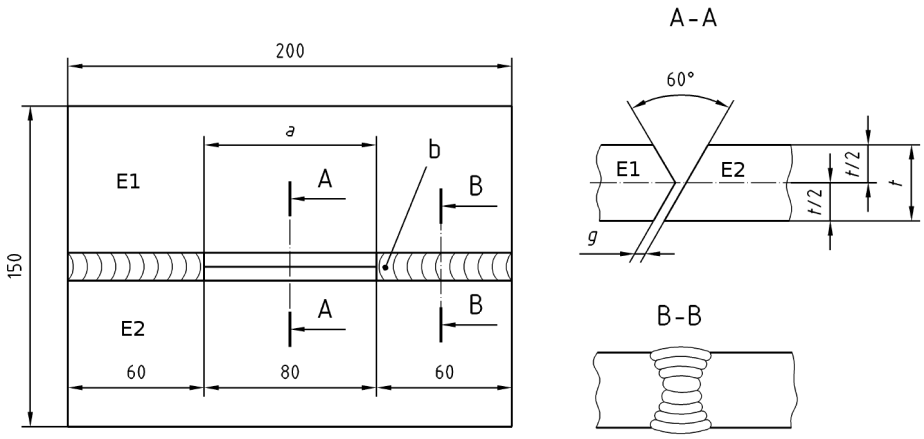


Figure I.18 : *Essai Tekken [ISO17642], unité : mm*

Une illustration schématique de l'essai Tekken (également appelé Y-groove) est donnée par la figure I.18 : E1 et E2 sont deux pièces assemblées par soudage multi-passes sur les deux côtés situés de part et d'autre de la gorge centrale (coupe B-B). Auparavant les pièces E1 et E2 sont usinées pour obtenir, une fois quelles sont assemblées une gorge en forme de Y (coupe A-A). Au milieu, l'écartement est $g = 2mm$.

L'essai Tekken consiste à déposer un cordon de soudure dans le chanfrein en forme de Y. Les contraintes résiduelles sont élevées à cause de la rigidité de la maquette et la forme du chanfrein. Les contraintes locales dans la ZAT sont plus élevées que les contraintes dans le métal fondu. La figure I.19 présente le facteur de concentration de contrainte K_t pour différents chanfreins :

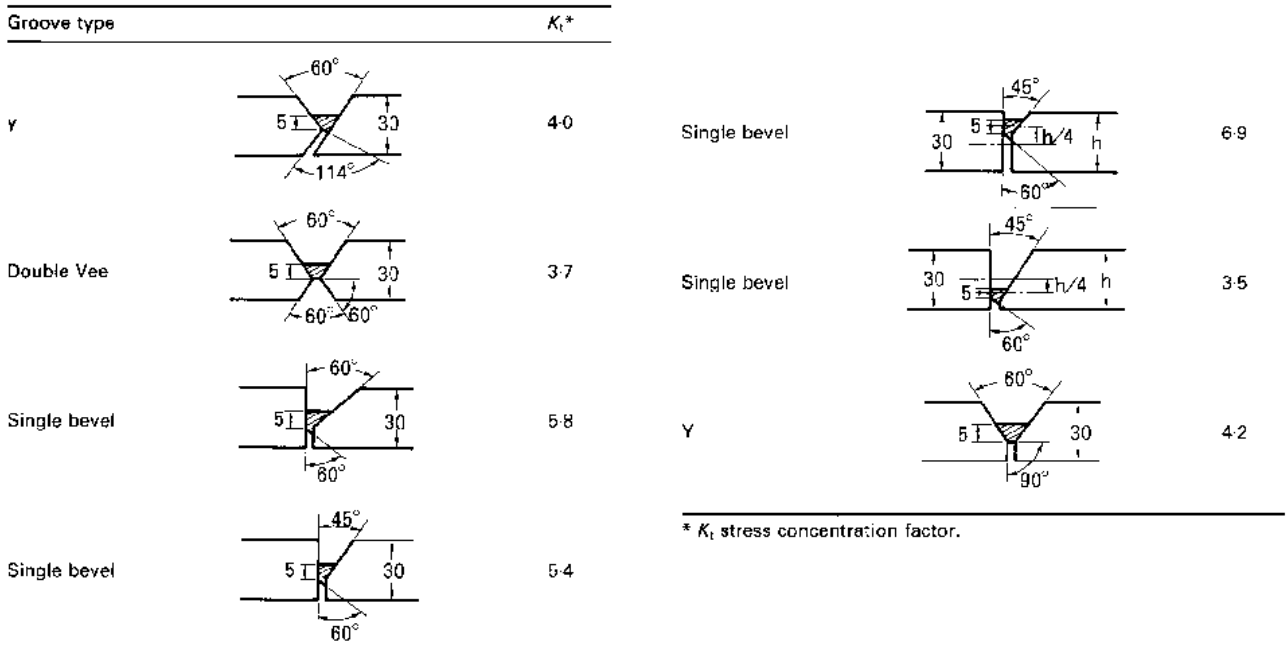


Figure I.19 : *Facteur de concentration de contrainte pour différents chanfreins [Yurioka et Suzuki 1990]*

La contrainte maximale dans la ZAT est donnée par :

$$\sigma_{\max} = \sigma \cdot K_t \tag{I.23}$$

où σ est la contrainte moyenne dans le métal fondu.

I.2.3.2 Essais sur éprouvettes soumises à une charge extérieure

Les essais sur éprouvettes soumises à une charge extérieure tels que TRC (Tensile restraint cracking) par Suzuki et al. (1964), RRC (Rigid restraint cracking) par Satoch (1968), implant par Granjon (1969) consistent à imposer une sollicitation extérieure (en déformation constante pour l'essai RRC

ou en contrainte constante comme pour l'essai TRC) après le refroidissement afin de trouver une contrainte critique de rupture. Cela nous permet d'avoir une contrainte critique σ_c qui est fonction de la teneur en hydrogène présente dans le métal fondu. Ainsi, on peut établir un indice de fragilisation EI défini par :

$$EI = \frac{\sigma_c^0 - \sigma_c}{\sigma_c^0} \tag{I.24}$$

où σ_c^0 est la contrainte critique obtenue sans hydrogène.

L'essai sur implant est l'essai le plus largement utilisé dans les études sur la fissuration à froid à cause de sa simplicité et de sa reproductibilité. Le principe est illustré par la figure I.20 :

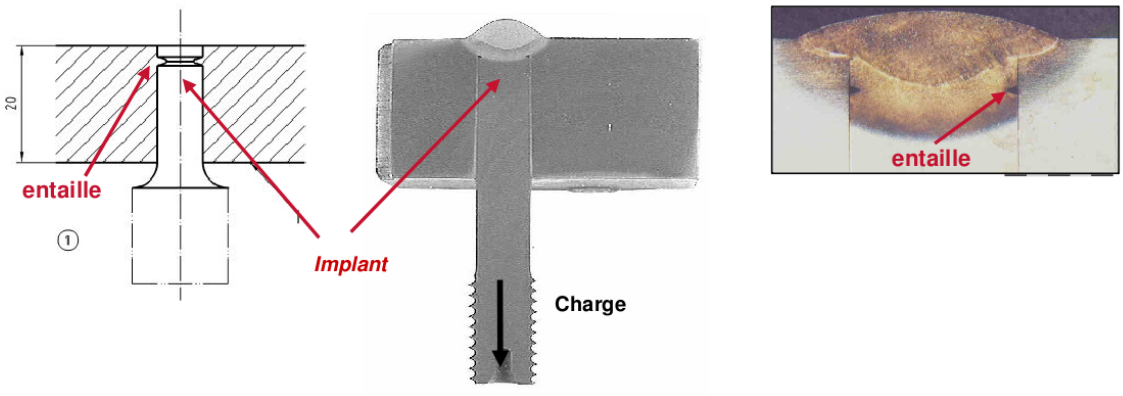


Figure I.20 : *Essai sur implant [ISO 17642]*

Une éprouvette cylindrique avec une entaille à une extrémité est insérée dans le trou d'un support. On effectue une seule passe de soudage pour que l'entaille préexistante se retrouve dans la ZAT. Après un refroidissement à 150°C, on applique une charge extérieure jusqu'à la rupture. Ainsi on peut mesurer la charge critique de rupture. Cette charge critique est une valeur moyenne.

I.2.3.3 Conclusion

Les essais sur implant permettent d'évaluer indépendamment l'effet de la teneur en hydrogène, la microstructure de la ZAT et la contrainte critique. En revanche, dans notre application industrielle, les fissures à froid que l'on a observées sont dues aux contraintes résiduelles engendrées par le cycle thermique et au bridage dû à la masse importante de la structure, mais en aucun cas à des contraintes extérieures. L'évaluation des contraintes résiduelles dans les essais sur éprouvettes auto-bridées est souvent difficile. Malgré cet inconvénient, on choisira les essais sur éprouvettes auto-bridées dans notre étude de la fissuration à froid afin d'être plus représentatif de la réalité industrielle.

I. 3 Prévention de la fissuration à froid

Les méthodes de prévention consistent à diminuer au moins un des trois facteurs à l'origine de fissuration à froid. Les améliorations du procédé de fabrication des aciers permettent d'avoir des aciers avec une plus faible teneur en carbone équivalent, par conséquent, la microstructure dans la ZAT est moins sensible à la fissuration à froid, ce qui améliore globalement la soudabilité.

Une méthode efficace de prévention de la fissuration à froid est la réduction de la teneur en hydrogène : soit par application d'un procédé de soudage qui intrinsèquement, introduit moins d'hydrogène ; soit en appliquant un pré-chauffage ou/et un postchauffage durant le soudage. [Pitrun 2004] a étudié l'influence des procédés de soudage et a justifié que l'utilisation de paramètres de soudage appropriés peut diminuer considérablement la teneur en hydrogène. Par exemple, pour le soudage à l'arc à l'électrode enrobée, l'enrobage de type basique donne une teneur en hydrogène plus faible que l'enrobage de type rutile. L'énergie de soudage a également une forte influence sur la teneur en hydrogène. L'application d'une énergie élevée implique une vitesse de refroidissement moins rapide, cela permet de dégazer plus d'hydrogène, et donc de diminuer la teneur en hydrogène. Le pré- ou postchauffage permet d'agir à la fois sur le dégazage de l'hydrogène et sur la vitesse de refroidissement en la ralentissant pour diminuer le taux de martensite engendré.

On peut également réduire le risque en stockant les enrobages dans un environnement sec pour minimiser l'humidité absorbée. Afin de diminuer l'humidité absorbée dans le métal de base avant le soudage, le nettoyage de la surface du métal de base ne doit pas être négligé.

D'autre part, pour diminuer les contraintes résiduelles, l'intensité du bridage ne doit pas être trop importante. Les sollicitations extérieures durant le refroidissement doivent en particulier être contrôlées. En plus, la taille et la forme du cordon peuvent avoir une influence sur l'intensité de contraintes.

On résume ici les méthodes de prévention proposées dans la littérature [Pitrun 2004, Blondeau 2008] :

	Hydrogène	Microstructure	Contrainte
Phase de préparation	1. Stockage du matériau au sec ; 2. Choix du gaz de protection du soudage ayant une basse teneur en humidité ; 3. Choix du procédé de soudage qui introduit le moins d'hydrogène ; 4. Nettoyage des surfaces du métal de base ; 5. Choix du métal d'apport et/ou de l'enrobage ayant une basse teneur en hydrogène.	1. Choix du métal d'apport avec un bas CE ; 2. Choix d'un métal d'apport et d'un métal de base ayant une limite de résistance à rupture peu élevée.	1. Choix d'une éprouvette moins épaisse, donc moins rigide.
Phase de soudage	1. Préchauffage ; 2. Postchauffage.	1. Energie de soudage suffisamment élevée ; 2. Préchauffage ; 3. Postchauffage.	1. Intensité de bridage réduite ; 2. Forme de joint qui minimise les contraintes résiduelles ; 3. Déposer plus de métal d'apport ; 4. Préchauffage et postchauffage.

Tableau I.3 : *Les méthodes de prévention de la fissuration à froid*

On peut également jouer sur les paramètres de soudage afin d'améliorer la soudabilité. Par exemple, la figure I.21 montre la méthode basée sur un abaque thermique. Pour une énergie linéique de soudage de 20kJ/cm appliquée dans une éprouvette ayant un chanfrein en X avec $\varphi = 270°$, le soudage MIG donne une énergie équivalente de 10kJ/cm. Si l'épaisseur de l'éprouvette est de 20mm, sans postchauffage, le temps de refroidissement T_{85} est d'environ 4 secondes. D'après [Schutz 2012], cette valeur doit être supérieure à 7s afin d'assurer la bonne soudabilité de l'acier. Donc, un postchauffage de 200°C est nécessaire pour éviter l'apparition d'une fissure à froid. La réalisation du soudage à électrode enrobée peut être une solution alternative.

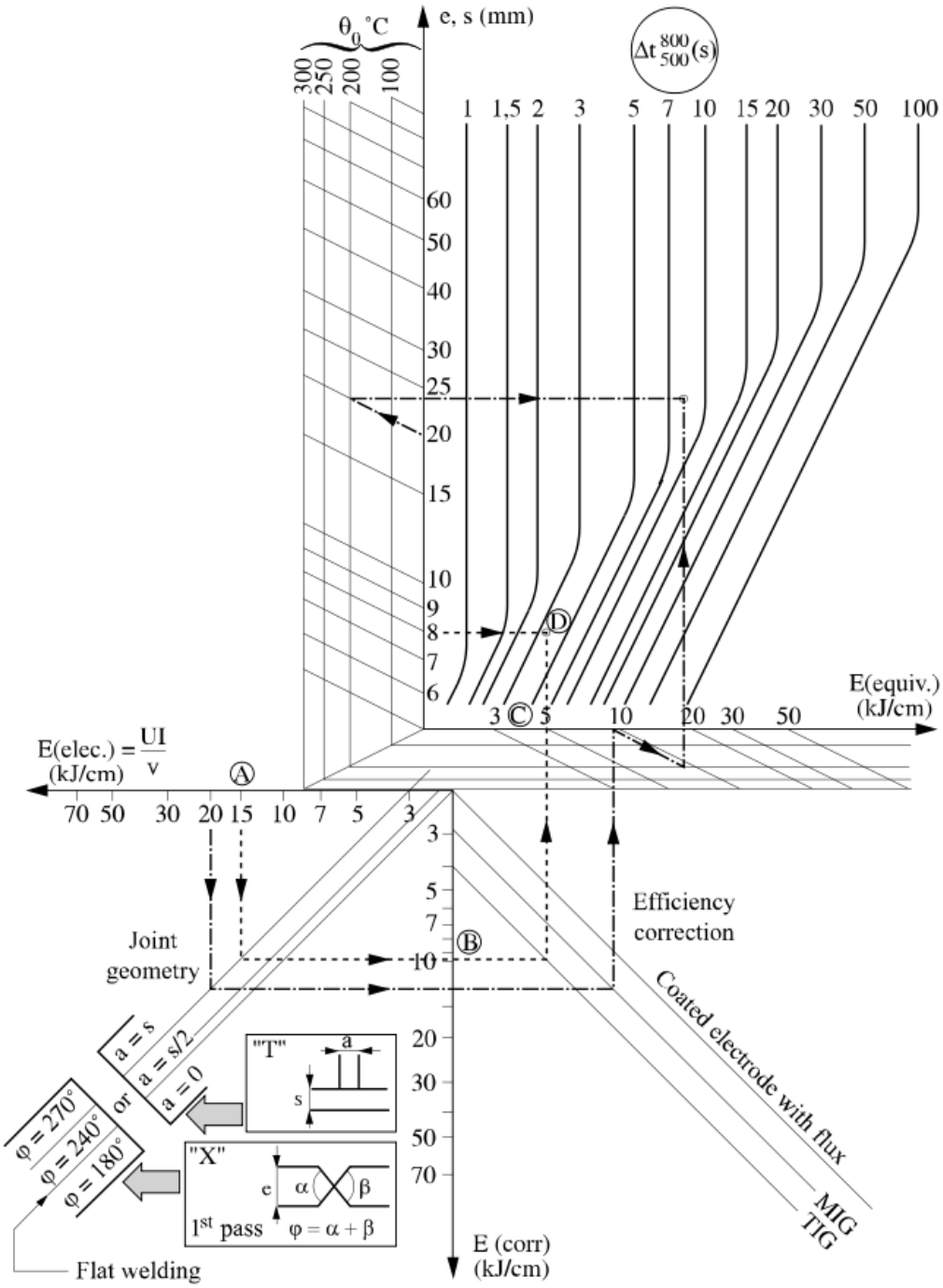


Figure I.21 : *Abaque thermique de l'O.T.U.A. [Blondeau 2008, Schutz 2012]*

Dans l'industrie, les structures sont parfois trop grandes et trop massives pour être pré-chauffées ou post-chauffées ou pour que l'on puisse modifier les conditions de bridage. Les paramètres de soudage sont alors les seules variables sur lesquelles on peut agir, il est alors déterminant de bien connaître les conditions d'apparition de la fissuration à froid.

I.4 Synthèse et critère de fissuration à froid

L'objectif de cette thèse est :

a. de comprendre le phénomène de fissuration à froid ;
b. de proposer un critère de fissuration à froid.

A partir des sections précédentes, où on a présenté les trois facteurs à l'origine de la fissuration à froid, on propose d'établir un critère de fissuration à froid sous la forme suivante :

$$f(\sigma, M, H_2) < 0 \tag{I.25}$$

σ, M, H_2 représentent respectivement, la contrainte, la proportion de martensite et l'hydrogène.

Dans la littérature, l'équation (I.25) revient à proposer une contrainte critique en fonction des deux autres variables à savoir (voir l'exemple de la figure I.22) :

$$\sigma < \sigma_c(M, H_2) \tag{I.26}$$

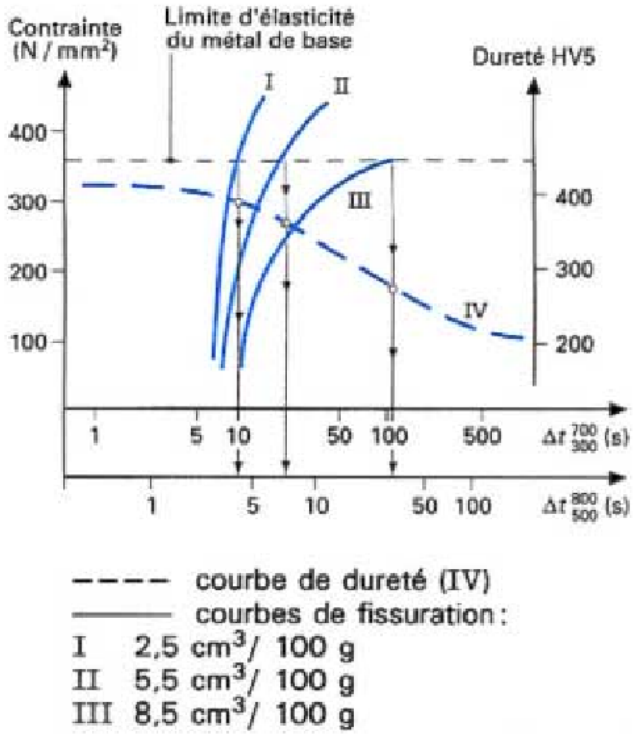


Figure I.22 : *Courbes de fissuration montrant l'influence prépondérante de la teneur en hydrogène et de la dureté [Murry 1994]*

[Yurioka et al. 1987] ont résumé les travaux précédents et ont proposé que la contrainte critique σ_c (MPa) de l'essai sur implant soit fonction du CE, de l'hydrogène dans le métal fondu, du temps de refroidissement T_{85} et du temps de refroidissement jusqu'à 100°C T_{100} :

$$\sigma_c = 846 - 2068 \cdot CE - 276 \cdot \log(H_2 + 1) + 268 \cdot T_{85} + 0.095 \cdot T_{100} \tag{I.27}$$

[Debiez 1984] a effectué des essais sur implant sur des aciers au carbone manganèse des nuances E36 et E355 à E420, l'hydrogène introduit dans le métal fondu est compris entre 2,5 et 3,5 ml/100g. Il a trouvé que la contrainte critique de fissuration à froid diminue lorsque la teneur en CE augmente.

Le critère dans l'équation (I.27) est un critère phénoménologique qui est identifié à partir des essais sur implant. Ici, la contrainte critique représente la contrainte de charge (Figure I.20). Au niveau de l'entaille où la fissuration à froid se produit, la contrainte locale est bien supérieure à la contrainte de charge. En outre, l'hydrogène dans l'équation (I.27) représente l'hydrogène diffusible introduit dans le métal fondu. Il ne représente pas l'hydrogène au niveau de la fissure qui se trouve dans la ZAT. Un critère de fissuration à froid dans la ZAT doit prendre en compte les trois facteurs dans cette zone.

Le deuxième type de critère consiste à proposer une température de préchauffage ou postchauffage critique à partir de laquelle [Murry 1994] :

1. la quantité de martensite formée est réduite ;
2. l'achèvement de la transformation martensitique est retardé ;
3. une partie de l'hydrogène est éliminé ;
4. le niveau des contraintes est diminué et leur établissement est retardé.

Il existe une température critique T_c (°C) de préchauffage ou postchauffage fonction de contrainte, de la dureté et de la concentration en hydrogène, la fissuration à froid ne se produit pas si :

$$T > T_c(\sigma, M, H_2) \tag{I.28}$$

Les travaux de Okuda et al. sur les essais U-groove et les travaux de Yurioka et al. sur les essais Y-groove ont tous les deux abouti à des résultats similaires à la formule I.28 [Yurioka et al. 1987]. Par exemple, la formule obtenue par Yurioka et al. :

$$T_c = 120 + 120 \cdot \log(H_2 / 3.5) + 5.0 \cdot (a_w - 20) + 8 \cdot (R_m - 83) \tag{I.29}$$

où H_2 est l'hydrogène diffusible dans le métal fondu mesuré par la méthode basée sur la glycérine ; a_w est l'épaisseur de l'éprouvette qui caractérise l'intensité de contrainte (plus l'éprouvette est épaisse, plus la contrainte est élevée) ; R_m est la contrainte maximale de rupture.

Cette formule est valable sous les conditions :

$$0,1 < \mathrm{H_2} < 40\mathrm{ml/100g}, 15 < \mathrm{a_w} < 30 - 40\mathrm{mm}, 60 < \mathrm{R_m} < 90\mathrm{kgf/mm^2}$$

Dans l'équation (I.29), la température de préchauffage ou postchauffage est un paramètre qui gouverne l'hydrogène diffusible et la microstructure. Plus cette température est élevée, moins il y a d'hydrogène diffusible et de martensite dans la ZAT. L'épaisseur de l'éprouvette est utilisée pour agir sur l'intensité des contraintes. Ceci n'est pas une méthode précise, car les contraintes résiduelles dépendent non seulement de la géométrie de l'éprouvette, mais également du cycle thermique du soudage. Cette équation prend en compte la dureté à travers la contrainte maximale à rupture R_m. Ceci n'est pas une méthode précise non plus comme nous l'avons montré dans la section I.2.1.

Dans notre contexte industriel, la cuve des centrales nucléaires est une pièce massive. Le préchauffage ou postchauffage est impossible ou très difficile à mettre en œuvre. Nous cherchons donc un critère qui permette de prédire la fissuration à froid sans préchauffage ni postchauffage. Par conséquent, le critère basé sur une température critique nous intéresse moins. Sans préchauffage ni postchauffage, la ZAT d'une soudure dans la cuve porte une teneur en martensite très importante. Nous cherchons donc à formuler un critère de fissuration à froid dans une microstructure très sensible.

Ainsi, nous voudrions établir un critère de fissuration à froid pour le 16MND5 dans la ZAT où la proportion de martensite est proche de 100% :

$$f(\sigma, H_2) < 0 \tag{I.30}$$

L'avantage de ce critère par rapport aux critères dans la littérature est qu'il est un critère local au niveau de la fissure. Cela demande d'évaluer les trois facteurs localement. En outre, les essais expérimentaux qui valideront ce critère seront réalisés sans préchauffage ni postchauffage. Finalement, c'est un critère spécifique pour l'acier de cuve 16MND5. Ce qui permet de répondre aux besoins industriels d'EDF. Dans le chapitre suivant, nous allons étudier la fragilisation de la martensite par l'hydrogène et sa modélisation.

Chapitre II – Modélisation de la fragilisation de la martensite par l'hydrogène

Sommaire

II.1 Introduction 46

II.2 Essais de traction sous hydrogène 47

II.2.1 Formation de la martensite 47

II.2.2 Chargement en hydrogène 50

II.2.3 Essais de traction sous hydrogène 51

II.2.4 Analyses fractographiques et mécanismes de FPH 53

II.3 Modélisation de la fragilisation par l'hydrogène 57

II.3.1 Modèle d'endommagement ductile-fragile 57

II.3.2 Modélisation de la fragilisation par l'hydrogène 62

II.3.3 Proposition d'un critère de fissuration à froid 65

II.3.4 Conclusion 68

Résumé :

Dans ce chapitre, nous présentons des essais de traction sous hydrogène réalisés pour étudier la fragilisation de la martensite par l'hydrogène. Une loi de comportement qui prend en compte l'endommagement ductile et l'endommagement fragile est ensuite proposée pour modéliser ce phénomène.

II.1 Introduction

Nous nous intéressons ici à la modélisation de la fragilisation du 16MND5 par l'hydrogène en présence de martensite. Le but est de mettre en évidence le mécanisme de fragilisation et de proposer un critère de fissuration à froid. Pour ce faire, nous commençons par caractériser le comportement du matériau en réalisant des essais de traction jusqu'à la rupture sous hydrogène contrôlé. En faisant varier la teneur en hydrogène dans les éprouvettes, nous pouvons étudier l'effet de l'hydrogène sur le comportement mécanique de la martensite. Les analyses fractographiques des faciès de rupture nous permettent en plus de caractériser le mécanisme microscopique de la fragilisation par l'hydrogène.

Ensuite, nous proposons de modéliser la fragilisation par l'hydrogène par une approche thermodynamique. Cette modélisation permet de prédire les champs mécaniques ainsi que les conditions de rupture en fonction de la teneur en hydrogène. Ceci permet d'énoncer le critère de fissuration à froid recherché.

II.2 Essais de traction sous hydrogène

II.2.1 Formation de la martensite

Pour caractériser la fragilisation par l'hydrogène de la martensite, nous avons effectué un traitement thermique afin de transformer les éprouvettes ferritiques (61% ferrite + 39% bainite) en martensite. La composition chimique de l'éprouvette brute en 16MND5 est donnée dans la section I.2.1.1. Les éprouvettes (Figure II.1) brutes sont usinées dans le laboratoire de MRI EDF. La rectification et le polissage des éprouvettes ainsi que le traitement thermique sont réalisés au LaSIE de l'Université de la Rochelle. Les éprouvettes sont d'abord austénisées à la température de 920°C pendant 20 minutes. Elles sont ensuite trempées dans l'huile de 20°C (T20), 100°C (T100) et 140°C (T140) afin d'avoir les taux de martensite différents.

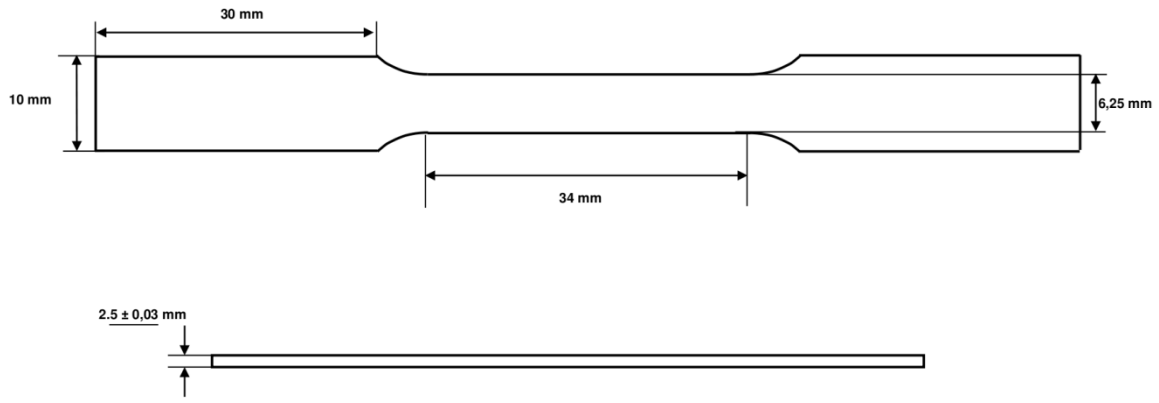


Figure II.1 : *Schéma de l'éprouvette de l'essai de traction sous hydrogène contrôlé*

Les analyses métallographiques ont été effectuées sur toutes les pièces. Auparavant, une préparation de la surface a été effectuée, elle consiste en un polissage mécanique jusqu'au grade SiC4000. Ensuite, les surfaces ont été attaquées au Nital 2% durant 100 à 200 secondes selon la microstructure, puis observées au microscope optique.

La figure II.2 illustre les microstructures après les trois types de traitement thermique. Dans le cas du 16MND5 brut, on constate des zones sombres qui correspondent à la bainite (B), et des zones claires qui indiquent la ferrite (F). Ces observations confirment la structure ferrito-bainite de l'état brut. Après le traitement thermique T20, on observe clairement l'apparition de formes allongées qui correspondent à des lattes de martensite. De plus, cette structure est observée sur toute la surface des différents échantillons étudiés. Ceci indique qu'après la trempe à l'huile à 20°C, la structure est proche de 100% de martensite.

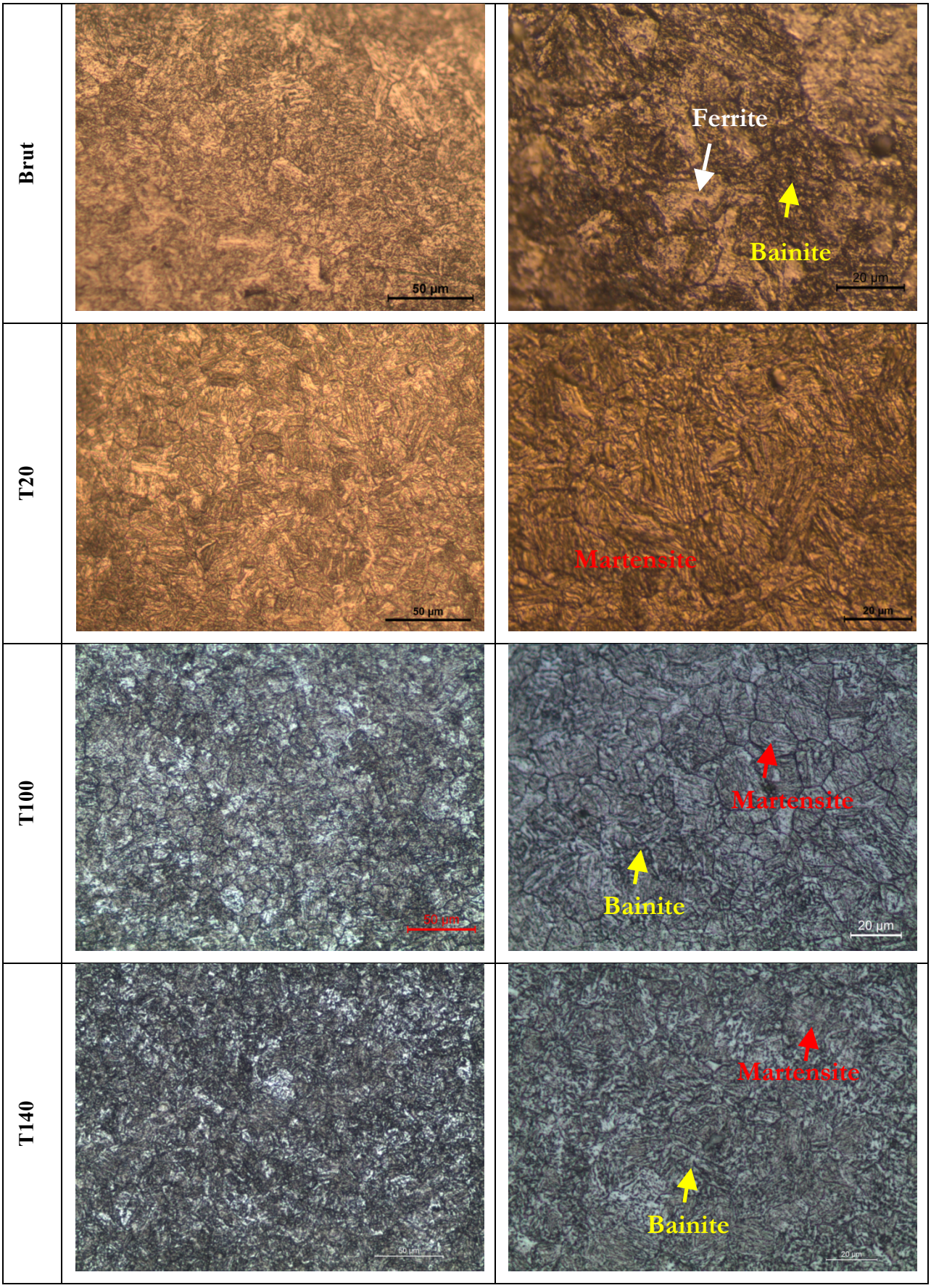


Figure II.2 : *Microstructures de 16MND5 à l'état brut et après traitement thermique T20, T100, T140*

Concernant la microstructure obtenue par trempe dans un bain d'huile à 100°C (T100), on observe certaines zones contenant des formes allongées comparables à celles qui sont observées dans le cas T20, il s'agit de la martensite. D'autre part, des zones plus sombres sont distinguées avec une structure en plaquettes. Cela correspond à la bainite. Enfin, à faible grossissement, nous observons quelques zones claires qui indiquent la présence de la ferrite. Pour résumer, le cas T100 ne correspond pas à une microstructure 100% martensitique. Le constat est le même dans le cas T140 avec, toutefois, une proportion plus importante de bainite.

On a ensuite mesuré la dureté afin de déterminer le taux de martensite. Deux types de charge ont été utilisés : 0,5 kg et 1 kg. La figure II.3 montre la moyenne de la dureté HV pour les différentes microstructures. On peut constater que quelle que soit la charge, la dureté est relativement homogène pour chacune des quatre microstructures. Ces valeurs sont converties en HRC[6] (Tableau II.1) pour identifier la courbe de refroidissement sur le diagramme TRC (Figure II.4).

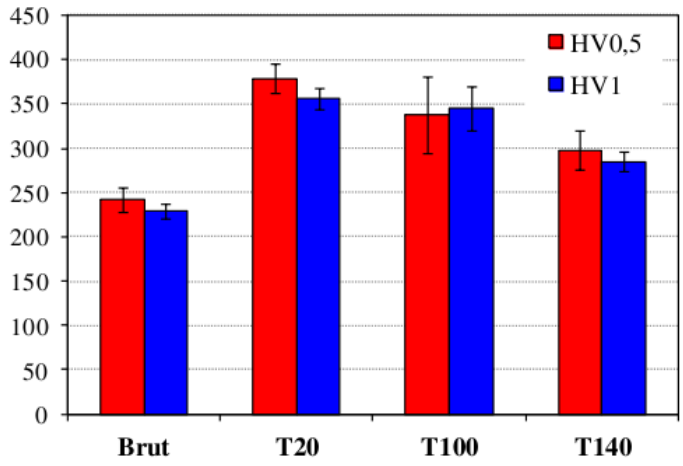


Figure II.3 : *Duretés Vickers de 16MND5 à l'état brut, T20, T100 et T140*

	HV 0,5	HRC
Brut	242	22,1
T20	379	39,0
T100	338	34,5
T140	298	30,2

Tableau II.1 : *Dureté Vickers HV 0,5 & dureté HRC pour le 16MND5*

A partir de la courbe TRC du 16MND5, on peut estimer les taux de martensite (Tableau II.2). Pour le cas T20, l'observation métallographique (Figure II.2) ne montre quasiment que de la martensite. En

[6] Dureté de type Rockwell

tennant compte de l'incertitude de mesure, nous considérons que le taux de martensite est supérieur à 80%.

Microstructure	T20	T100	T140
Taux de martensite (%)	>80%	65 – 70	47 - 50

Tableau II.2 : *Taux de martensite du 16MND5 après différents traitements thermique*

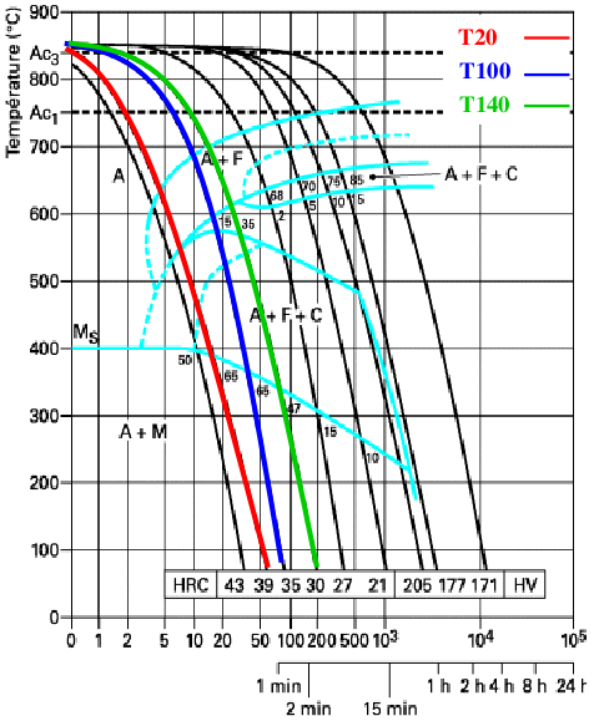


Figure II.4 : *TRC du 16MND5 [Bergheau 2004]*

II.2.2 Chargement en hydrogène

L'hydrogène est introduit dans l'éprouvette par une méthode chimique. Elle consiste à immerger les échantillons dans un bain de thiocyanate d'ammonium NH4SCN à 50°C qui favorise l'absorption de l'hydrogène par les éprouvettes. Les premiers tests effectués selon cette méthode ont montré une bonne reproductibilité des concentrations d'hydrogène. Nous avons alors appliqué ce chargement chimique sur les quatre microstructures ; brut, T20, T100 et T140 selon plusieurs durées. Ensuite, pour chaque échantillon la concentration d'hydrogène a été mesurée par une Spectroscopie de Désorption Thermique (TDS). L'évolution de la concentration d'hydrogène en fonction du temps de chargement pour chaque microstructure est présentée sur la Figure II.5. Par cette méthode, on peut maîtriser la quantité d'hydrogène dans l'éprouvette selon le temps de chargement.

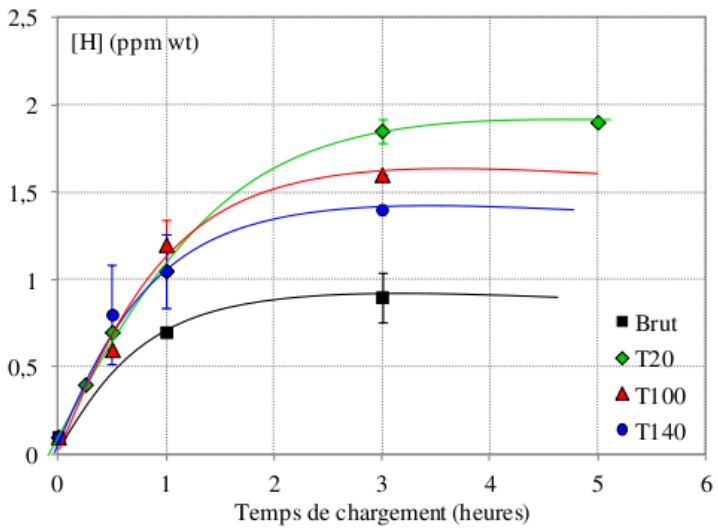


Figure II.5 : *Evolution de la concentration d'hydrogène en fonction de la microstructure du temps de chargement*

II.2.3 Essais de traction sous hydrogène

Dans un premier temps, nous avons effectué les essais de traction sur une éprouvette T20 afin d'étudier l'effet de la martensite. Les essais de traction ont été effectués avec une machine MTS 50kN avec un suivi du déplacement par extensomètre sur une base de 10mm et une vitesse de 0,0001mm/s.

Nous avons tracé la courbe de traction de l'éprouvette T20 et celle d'une éprouvette brute. La formation de la martensite est due à la solution d'insertion sursaturée en carbone qui distord le réseau atomique du fer. Cela a pour conséquence d'augmenter la résistance élastique. En même temps, cette distortion empêche le mouvement des dislocations et réduit la ductilité. Ces deux effets sont bien montrés sur la figure II.6.

Ensuite, nous avons réalisé les essais de traction jusqu'à la rupture pour différentes teneurs en hydrogène. Les courbes de traction sont montrées dans la figure II.7. On remarque que l'hydrogène n'a aucune influence sur la limite d'élasticité.

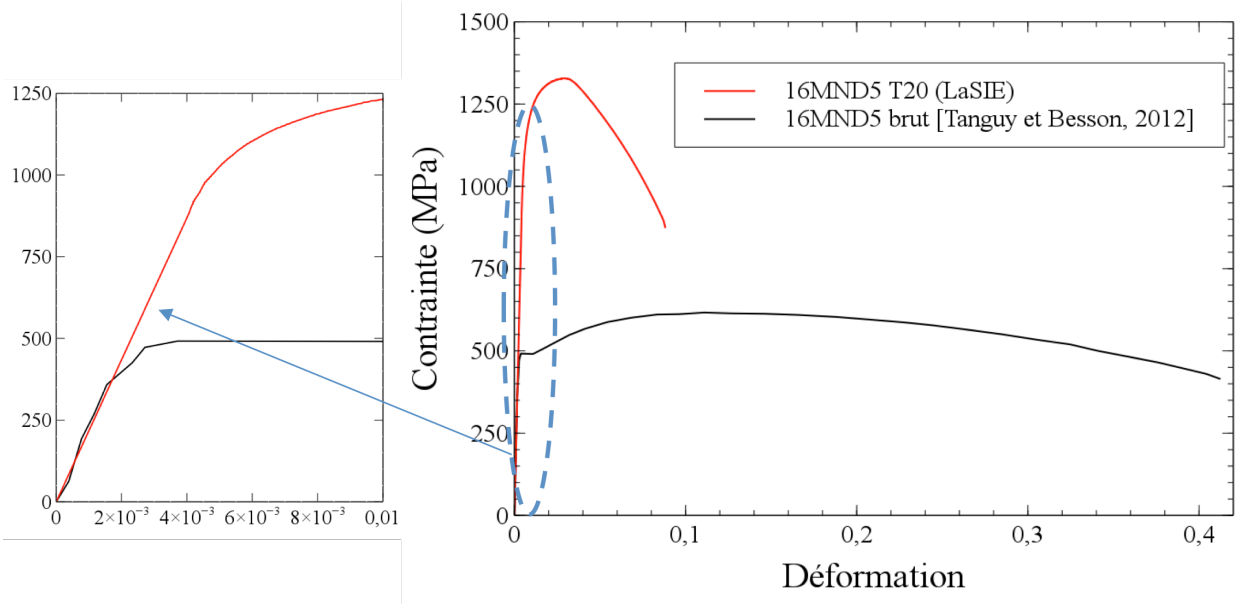


Figure II.6 : *Courbes de traction conventionnelles du 16MND5 T20 (essai réalisé à LaSIE) et à l'état brut [Tanguy et Besson, 2012]*

L'effet de l'hydrogène sur la contrainte maximale est faible. En revanche, l'hydrogène diminue la ductilité. D'autre part, les mesures de la réduction de section nous ont permis d'évaluer la déformation plastique locale $\varepsilon_p = -2\ln(S/S_0)$ avec S_0 la section initiale et S la section actuelle. La déformation plastique locale est réduite à cause de la présence de l'hydrogène (Figure II.8 droite).

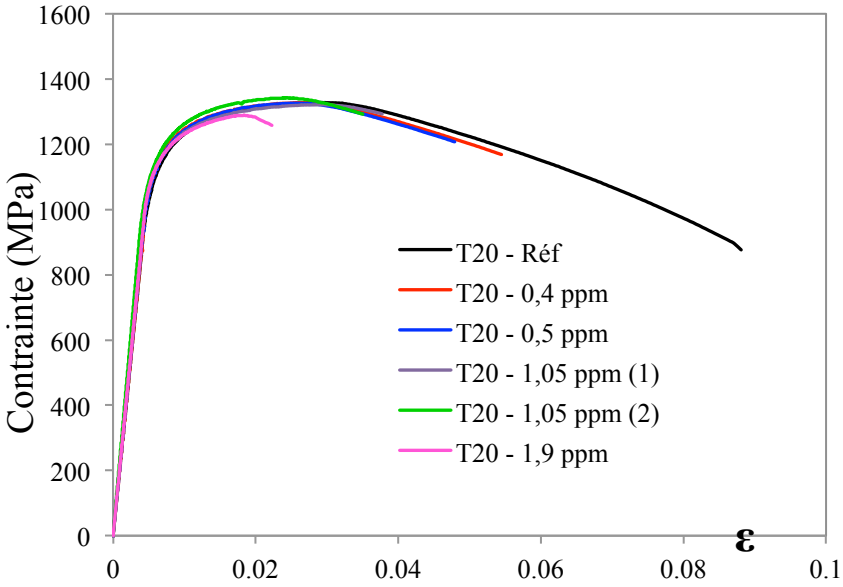


Figure II.7 : *Courbes de traction conventionnelles du 16MND5 avec une éprouvette T20 sous différentes teneurs en hydrogène*

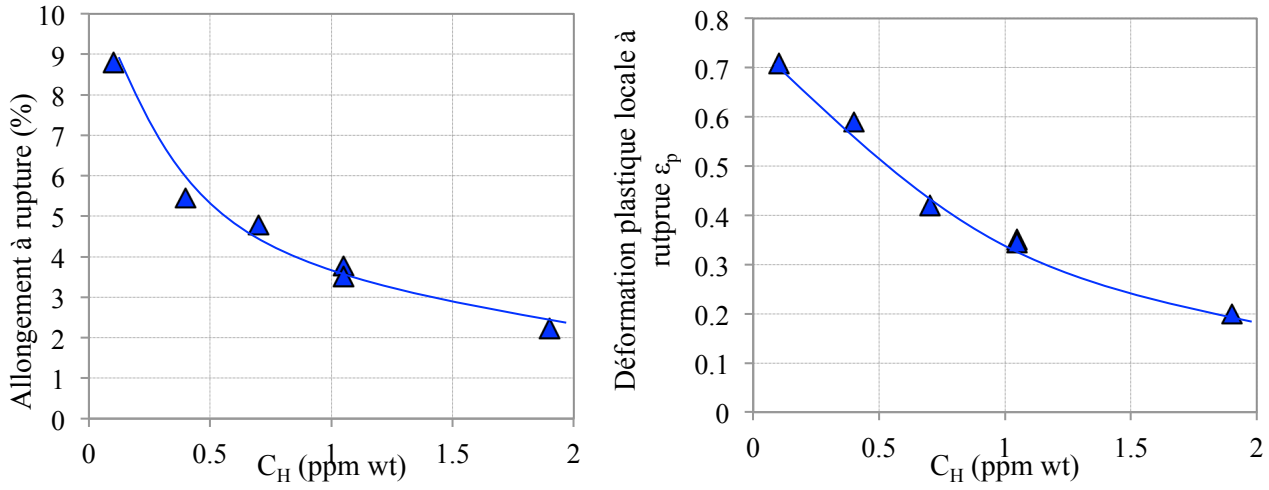


Figure II.8 : *Allongement à rupture (gauche) et la déformation plastique locale (droite) fonction de la teneur en hydrogène*

II.2.4 Analyses fractographiques et mécanismes de FPH

Les analyses fractographiques sous microscope électronique à balayage (MEB) ont été réalisées sur les faciès de rupture. Trois modes de rupture ont été identifiées : Coalescence des MicroVoids (CMV), Quasi-Clivage (QC) et InterGranulaire (IG).

Le mode de rupture CMV est dû à la germination, puis à la croissance et enfin à la coalescence des microcavités qui se trouvent généralement au voisinage des inclusions, des particules intermétallique ou des joints de grains. En général, cela révèle d'une rupture ductile.

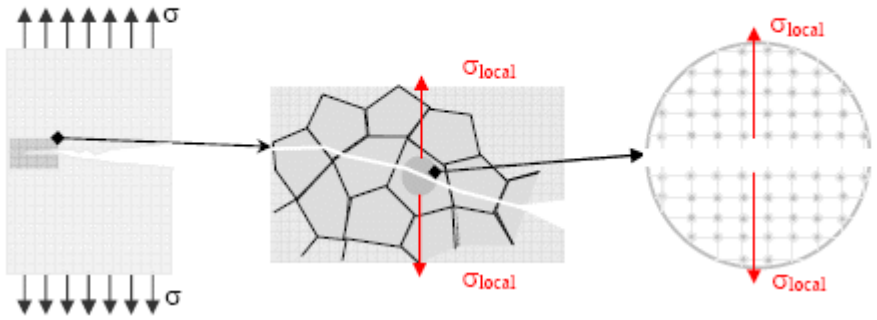


Figure II.9 : *La rupture par clivage à différentes échelles : macroscopique, mesoscopique et microscopique*

Le mode de rupture par clivage se produit au niveau de l'entaille de la fissure où une contrainte locale très élevée cause la décohésion atomique (Figure II.9). Le quasi-clivage est un mode de

rupture mixte où l'on trouve des signes de CMV et de clivage. Les caractéristiques fragiles telles que le clivage transgranulaire et les caractéristiques ductiles telles que les rivières se trouvent dans le mode QC. La rupture InterGranulaire est synonyme de séparation des joints de grains.

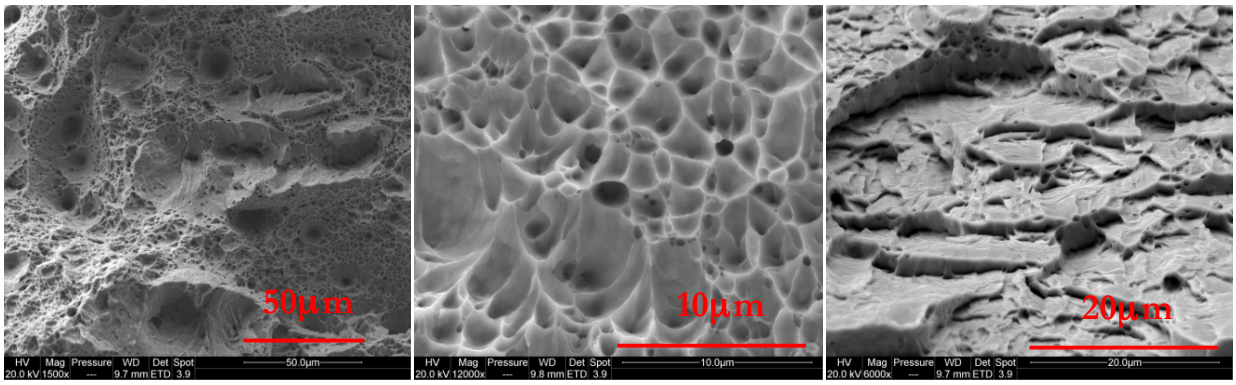


Figure II.10 : *Faciès de rupture par CMV sans chargement d'hydrogène : vue générale (gauche) ; microcavité (milieu) ; quasi-clivage plat (droite)*

Sans hydrogène ou à basse teneur en hydrogène (0,4ppm), la rupture se produit principalement par CMV (Figure II.10). Une faible proportion de quasi-clivage « plat » est également observée.

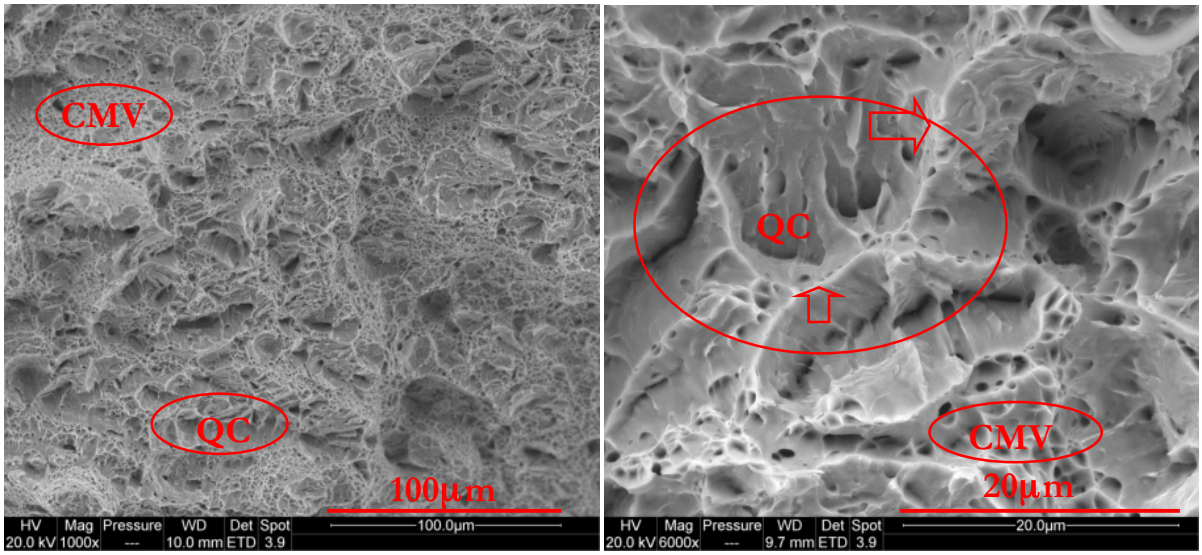


Figure II.11 : *Faciès de rupture en chargement d'hydrogène 0,7ppm: CMV+QC*

Pour un chargement en hydrogène modéré (compris entre 0,7ppm et 1,05ppm), on a observé les modes CMV et QC. Plus la teneur en hydrogène est élevée, plus la proportion de QC est importante, ce qui révèle le mécanisme de fragilisation par *décohésion induit par l'hydrogène*. A teneur en hydrogène modérée, sur les faciès de rupture par QC, les caractères « rivière » (indiqués par les flèches rouge sur la figure II.11 sont plus nombreux que ceux du quasi-clivage « plat » à basse teneur en hydrogène. Cela exhibe le mécanisme local de *plasticité renforcée par l'hydrogène*.

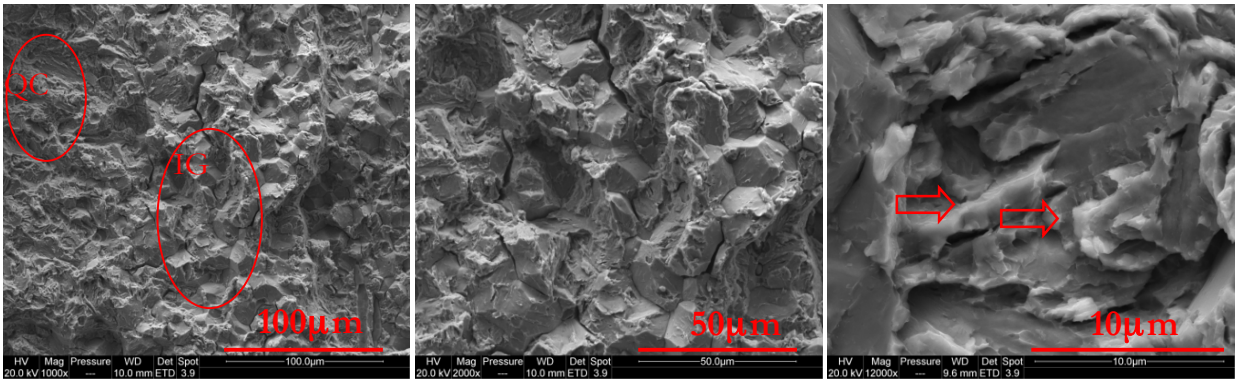


Figure II.12 : *Faciès de rupture sous chargement d'hydrogène 1,85 ppm: QC+IG*

Pour les chargements en hydrogène élevés (1,85ppm), les microcavités disparaissent complètement. Le mode de rupture IG devient dominant. Le mode IG est dû à la décohésion des joints de grains qui est induite par l'hydrogène qui y est piégé. Les caractères de la rupture par QC ont également été observés. On observe plus de signes de plasticité (indiqué par les flèches rouge dans la figure II.12) sur les surfaces de clivage. Ceci est dû à la *plasticité renforcée par l'hydrogène.*

A basse teneur en hydrogène (0,4ppm), sa concentration n'est pas suffisamment élevée pour causer la décohésion des joints de grains. Mais l'hydrogène dans les microcavités promeut l'émission des dislocations, dont la coalescence devient ainsi plus facile. C'est pour cela que l'on a observé que la rupture se passe un peu pour une déformation un peu plus faible (Figure II.7).

A haute teneur en hydrogène (1,85ppm), la décohésion intergranulaire se produit une fois que la contrainte critique, qui est diminuée par l'hydrogène, est atteinte. Par conséquent, les microcavités n'ont pas le temps de se former.

La figure II.13 montre les exemples des faciès de rupture pour les teneurs en hydrogène de : 0 ppm (Réf dans la figure), 0,7 ppm, 1,05 ppm et 1,85 ppm. En haut on montre les faciès à une échelle plus grande, tandis qu'en bas ils sont montrés à l'échelle plus petite. Le mode de rupture passe de CMV à CMV+QC et à QC+IG lorsque la teneur en hydrogène augmente. Cela signifie que l'hydrogène induit la décohésion. En outre, plus la teneur en hydrogène est élevée, plus les signes de plasticité sont présents sur les faciès de rupture par clivage. Ceci est une illustration directe du mécanisme *plasticité renforcée par l'hydrogène*. Le schéma de fragilisation par l'hydrogène proposé dans la figure I.17 est basé sur les deux mécanismes : décohésion induite par l'hydrogène et plasticité renforcée par l'hydrogène. Le schéma (Figure I.17) de fragilisation que nous avons postulé d'après la littérature est cohérent avec les analyses des faciès de rupture. Dans la section suivante, nous

proposerons un modèle mécanique formulé dans un cadre thermodynamique qui permet de modéliser l'effet de l'hydrogène sur le comportement mécanique du matériau.

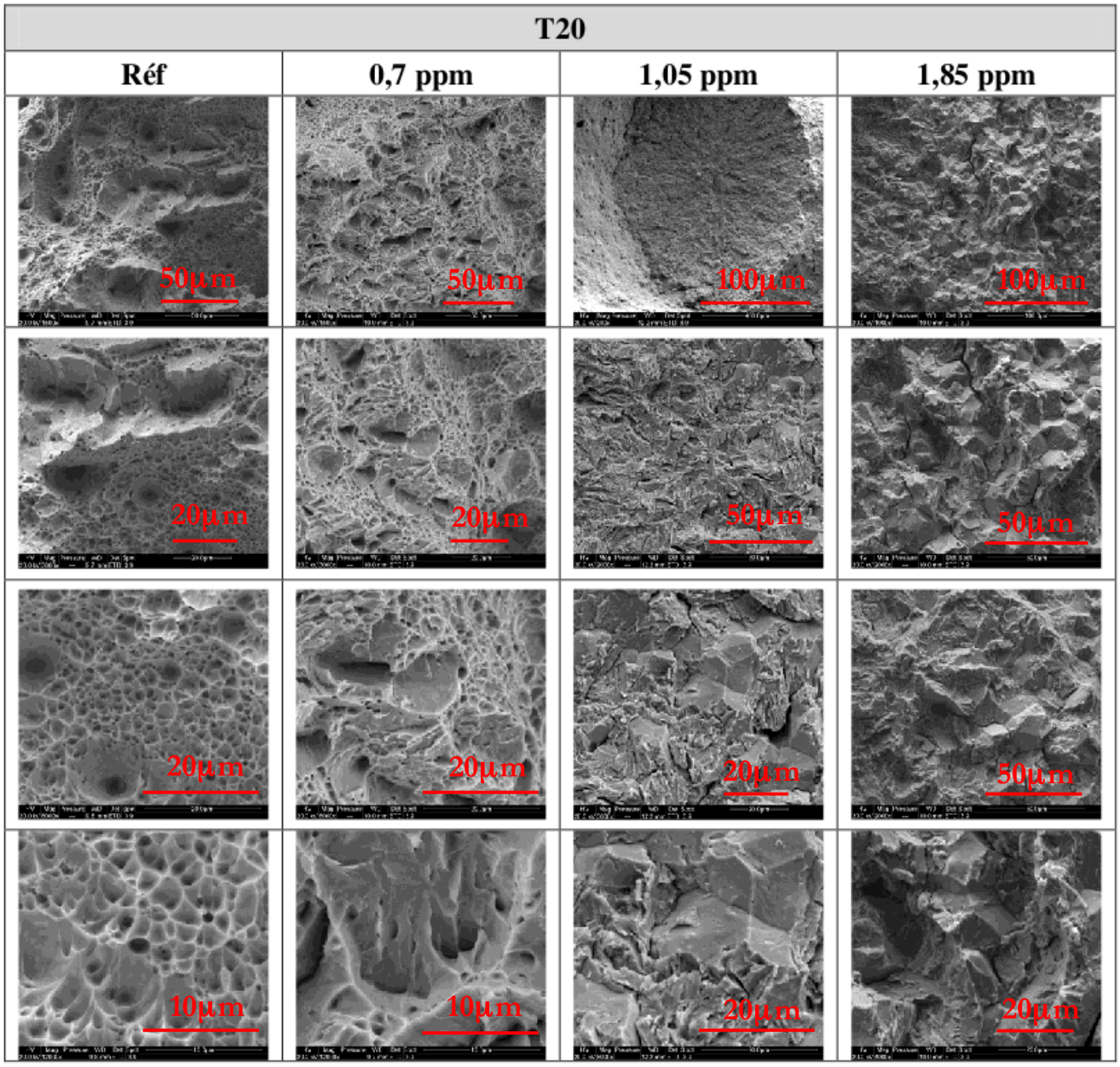


Figure II.13 : *Faciès de rupture pour différents chargements en hydrogène. Les faciès sont représentés à des échelles différentes en haut et en bas.*

II.3 Modélisation de la fragilisation par l'hydrogène

II.3.1 Modèle d'endommagement ductile-fragile

Les études fractographiques ont montré que deux types d'endommagement ont été identifiés dans les faciès de rupture de la martensite fragilisée par l'hydrogène : ductile et fragile. L'endommagement ductile et son évolution sont caractérisés par la formation, la croissance et la coalescence des microcavités. Nous définissons la variable interne d qui représente l'endommagement ductile. [Rice et Tracey 1969] considère que la déformation plastique et la contrainte hydrostatique sont deux facteurs qui déterminent l'évolution de d. En revanche, les travaux de Rousselier [Rousselier 1987] montrent que la déformation plastique est le seul facteur qui détermine l'évolution de l'endommagement ductile. Son modèle a été appliqué à l'acier 16MND5, et montre une bonne cohérence avec l'expérience.

Quant à l'endommagement fragile, il est caractérisé par les microfissures ou la décohésion des joints de grains. Nous définissons la variable interne f pour l'endommagement fragile. [Marigo 1989] considère que l'évolution de ce dernier est régie par une loi à seuil standard basée sur la notion de taux de restitution d'énergie critique.

Comme les deux types d'endommagement ont été identifiées dans nos études expérimentales, nous proposerons dans la suite un modèle d'endommagement ductile-fragile qui prend en compte ces deux variables. Lors de la traction, une pièce subit d'abord d'une déformation élastique, puis d'une déformation élastoplastique. En prenant la même approche que Rousselier, nous considérons que l'endommagement ductile est couplé avec la déformation plastique. Un écrouissage isotrope est également pris en compte. Ainsi, l'accumulation de la déformation plastique provoque la croissance des microcavités et le durcissement du matériau. L'énergie élastique stockée augmente lorsque la déformation plastique augmente. A l'instant où l'énergie stockée atteint une valeur critique, la décohésion des joints de grains ou l'amorçage des microfissures se produit. C'est le moment où l'endommagement fragile s'initie, et où l'endommagement ductile arrête de croître. L'évolution de l'endommagement fragile est déterminée par une loi à seuil. Lorsque l'endommagement fragile atteint une valeur critique, la rupture se produit.

L'état thermodynamique d'un milieu continu peut être défini par les variables observables :

- $\underline{\underline{\varepsilon}}$: la déformation ;
- T : la température qui sera négligée dans les développements suivants.

Et les variables internes :

- $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$: la partie plastique ;
- p : la déformation plastique cumulée : $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3}\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p}$;
- d : l'endommagement ductile ;
- f : l'endommagement fragile.

L'endommagement fragile est dû à la décohésion atomique. Il est lié à la déformation élastique. En revanche, l'endommagement ductile est dû à la déformation plastique. Par conséquent, la densité d'énergie libre peut se décomposer en trois termes :

$$\psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, \underline{\underline{\varepsilon}}^p, p, f, d) = \psi(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p, f) + \psi(p) + \psi(d) \tag{II.1}$$

où :

$$\psi(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p, f) = \frac{1}{2\rho_0}(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) : \underline{\underline{\underline{\underline{E}}}}(f) : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) \tag{II.2}$$

avec $\underline{\underline{\underline{\underline{E}}}}(f) = (1-f)\underline{\underline{\underline{\underline{E}}}}$. $\underline{\underline{\underline{\underline{E}}}}$ est le tenseur d'élasticité, ρ_0 la masse volumique initiale.

Pour la partie d'écrouissage et la partie d'endommagement ductile de la densité d'énergie libre, nous avons adopté la modélisation de Rousselier [Rousselier 1981, 1987, 2001] :

$$\psi(p) = \frac{R_e}{\rho_0} p + \frac{R_e}{\rho_0}\left(\frac{E}{aR_e}\right)^{1/n} \frac{n}{n+1} p^{1/n+1} \tag{II.3}$$

avec R_e la limite d'élasticité ; E le module d'Young ; a et n deux paramètres du matériau qui définissent l'écrouissage isotrope.

$$\psi(d) = -\frac{\sigma_1}{\rho_0}\left[d \ln d + (1-d)\ln(1-d)\right] \tag{II.4}$$

avec σ_1 un paramètre qui définit la résistance du matériau à l'augmentation et la coalescence des microcavités.

En négligeant la dissipation thermique, le second principe qui s'écrit sous la forme de l'inégalité de Clausius-Duhem revient à écrire la positivité de la dissipation intrinsèque :

$$\sum_i \underline{\underline{A}}^i \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i \geq 0 \tag{II.5}$$

$\underline{\underline{\alpha}}^i, \underline{\underline{A}}^i$ sont les variables internes et les forces thermodynamiques associées.

Les forces thermodynamiques sont données par :

$$\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{\rho} = \frac{\partial \psi}{\partial(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p)} = -\frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^p} = \frac{1}{\rho_0} \underline{\underline{\underline{\underline{E}}}} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) \ ; \ A^f = -\frac{\partial \psi}{\partial f} = \frac{1}{2\rho_0} (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) : \underline{\underline{\underline{\underline{E}}}} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) \ ;$$

$$A^p = -\frac{\partial \psi}{\partial p} = -\frac{R_e}{\rho_0} - \frac{R_e}{\rho_0}\left(\frac{E}{aR_e} p\right)^{1/n} \ ; \ A^d = -\frac{\partial \psi}{\partial d} = \frac{\sigma_1}{\rho_0} \ln\left(\frac{d}{1-d}\right). \tag{II.6}$$

avec $\rho = \rho_0(1-d)$.

Quant aux mécanismes dissipatifs, on postule l'existence d'une fonction $\phi(\underline{\underline{\alpha}}^i, \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i)$, définie pour tout $\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i$, semi continue inférieurement, non négative, convexe par rapport à $\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i$ et nulle lorsque $\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i = 0$. Les forces thermodynamiques $\underline{\underline{A}}^i$ sont choisies comme un sous-gradient par rapport à $\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i$:

$$\underline{\underline{A}}^i \in \partial_{\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i} \phi \tag{II.7}$$

La fonction duale ϕ^* obtenue par la transformation Legendre-Fenchel de ϕ :

$$\phi^* = \sup_{\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i} \left(\sum_i \underline{\underline{A}}^i \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i - \phi \right) \tag{II.8}$$

ϕ^* est aussi une fonction convexe, positive et nulle pour $\underline{\underline{A}}^i = 0$. On a les équivalences suivantes [Schwartz 1979] :

$$\underline{\underline{A}}^i \in \partial_{\underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i} \phi \Leftrightarrow \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i \in \partial_{\underline{\underline{A}}^i} \phi^* \Leftrightarrow \sum_i \underline{\underline{A}}^i \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i = \phi + \phi^* \tag{II.9}$$

ϕ et ϕ^* étant positifs, la positivité de la dissipation $\sum_i \underline{\underline{A}}^i \underline{\underline{\dot{\alpha}}}^i$ est donc assurée. L'inégalité de Clausius-Duhem est automatiquement vérifiée.

Ainsi, on définit un pseudo-potentiel de dissipation ϕ^* qui est le dual du potentiel de dissipation ϕ.

$$\phi^* = \Gamma_1\left(\Omega_1(A^f)\right) + \Gamma_2\left(\Omega_2(\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{\rho}, A^p, A^d)\right) \tag{II.10}$$

Γ_1 et Γ_2 sont respectivement une fonction indicatrice d'un convexe défini par $\Omega_1 \leq 0$ et $\Omega_2 \leq 0$. Ω_1 et Ω_2 sont respectivement la fonction de charge pour l'endommagement fragile, et la fonction de charge pour l'endommagement ductile et l'écrouissage isotrope. Leurs formules explicites seront données dans les paragraphes suivants. La dissipation due à l'endommagement fragile étant indépendante des autres processus dissipatifs, cette décomposition est légitime.

La loi de normalité donne :

$$\dot{f} = \frac{\partial \phi^*}{\partial A^f} \; ; \; \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p = \frac{\partial \phi^*}{\partial \left(\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{\rho} \right)} \; ; \; \dot{p} = \frac{\partial \phi^*}{\partial A^p} \; ; \; \dot{d} = \frac{\partial \phi^*}{\partial A^d} \tag{II.11}$$

La fonction de charge pour l'endommagement fragile est donnée par :

$$\Omega_1(A^f) = \left| A^f \right| - k(f) \; : \; \Omega_1(A^f) = \left| A^f \right| - k(f) \leq 0, \; \dot{f} \geq 0, \; \Omega_1(A^f) \cdot \dot{f} = 0 \tag{II.12}$$

Nous choisissons $k(f) = \frac{\omega}{\rho_0} \left(\frac{1+\gamma}{1+\gamma-f} \right)^2$ [Bottoni 2010] afin que la contrainte décroisse de manière linéaire (Figure II.14).

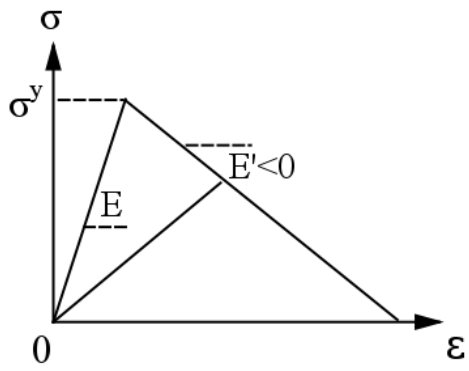


Figure II.14 : *Illustration d'une traction simple en endommagement fragile :* $\omega = \frac{(\sigma^y)^2}{2E}, \gamma = -\frac{E'}{E}$

ω est l'énergie élastique critique nécessaire pour provoquer l'endommagement fragile. γ caractérise la pente de décroissance de la contrainte en fonction de la déformation.

Le mécanisme de *décohésion induite par l'hydrogène* considère que l'hydrogène diminue la force cohésive entre les couches atomiques, on choisit donc écrire :

$$\omega(H_2) = \frac{\sigma^y(H_2)^2}{2E} \tag{II.13}$$

Le forme explicite de $\sigma^y(H_2)$ doit être identifiée à partir des essais expérimentaux.

On a vu sur les résultats expérimentaux que la pente de décroissance γ peut également être une fonction de la concentration de l'hydrogène, donc, on choisit écrire :

$$\gamma(H_2) = -\frac{E'(H_2)}{E} \tag{II.14}$$

En outre, la rupture se passe souvent avant que l'endommagement fragile soit total ($f = 1$). Nous introduisons l'endommagement fragile critique de la rupture f_c à partir duquel, la structure se rompt.

Dans la théorie de la mécanique de la rupture, l'énergie de rupture qui est la somme de l'énergie élastique et de l'énergie plastique dépend de la longueur de la microfissure dans la structure. La longueur de la microfissure est en effet caractérisée par l'endommagement fragile. Dans les essais de traction sous hydrogène, nous observons que la structure se rompt d'autant plus précocement que la teneur en hydrogène est élevée. Cela signifie que la rupture se passe avec une microfissure moins longue quand la teneur en hydrogène est importante. Notre interprétation est que l'hydrogène diminue l'énergie de rupture. L'énergie plastique est réduite à cause du mécanisme *interaction entre l'hydrogène et les dislocations*. Et l'énergie élastique est réduite à cause du mécanisme *décohésion induite par l'hydrogène*.

Ainsi, on écrit :

$$f_c = f_c(H_2) \tag{II.15}$$

La fonction de charge qui définit l'évolution de la plasticité et de l'endommagement ductile [Rousselier 2001] s'écrit :

$$\Omega_2(\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{\rho}, A^p, A^d) = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} + A^p + \frac{D\sigma_1}{\rho_0}\frac{\exp\left(\frac{\rho_0 A^d}{\sigma_1}\right)\exp\left(\frac{\rho_0}{\rho}\frac{\sigma_h}{\sigma_1}\right)}{1+\exp\left(\frac{\rho_0 A^d}{\sigma_1}\right)} \tag{II.16}$$

avec σ_h la contrainte hydrostatique.

Nous remplaçons A^p, A^d par les deux dernières équations de (II.5) :

$$\Omega_2(\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{\rho}, A^p, A^d) = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - \frac{R_e}{\rho_0} - \frac{R_e}{\rho_0}\left(\frac{E}{aR_e}p\right)^{1/n} + \frac{Dd\sigma_1}{\rho_0}\exp\left(\frac{\rho_0}{\rho}\frac{\sigma_h}{\sigma_1}\right) \tag{II.17}$$

Les lois d'évolution des variables internes peuvent être réécrites :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p = \frac{\partial\phi^*}{\partial\Omega}\frac{\partial\Omega_2}{\partial\left(\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{\rho}\right)} = \lambda\left(\frac{3}{2}\frac{\underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3}tr(\underline{\underline{\sigma}})\cdot\underline{\underline{1}}}{\sigma_{eq}} + \frac{D_1 d}{3}\exp\left(\frac{\sigma_h}{\rho\sigma_1}\right)\cdot\underline{\underline{1}}\right) \; ; \dot{p} = \frac{\partial\phi^*}{\partial\Omega}\frac{\partial\Omega_2}{\partial A^p} = \lambda \; ;$$

$$\dot{d} = \frac{\partial\phi^*}{\partial\Omega}\frac{\partial\Omega_2}{\partial A^d} = (1-d)tr\left(\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p\right) \tag{II.18}$$

λ est le multiplicateur plastique.

Ainsi, nous avons défini le modèle d'endommagement ductile-fragile qui permet de modéliser la fragilisation par l'hydrogène.

II.3.2 Modélisation de la fragilisation par l'hydrogène

Dans cette section, nous cherchons à déterminer les paramètres dans le modèle d'endommagement ductile-fragile qui dépendent de la concentration de l'hydrogène.

La simulation d'un essai de traction nous permet d'identifier trois phases : i) phase élastique ; ii) phase plastique couplée avec l'endommagement ductile ; iii) phase d'endommagement fragile. Les paramètres intervenant au cours de la phase élastique sont le module d'Young et le coefficient de Poisson ν qui sont connus et indépendants de la concentration de l'hydrogène.

Au cours de la deuxième phase, l'écrouissage isotrope est caractérisé par trois paramètres R_e, a, n qui sont indépendants de la concentration de l'hydrogène. Ces trois paramètres seront identifiés en minimisant l'écart entre la courbe simulée et la courbe expérimentale. L'endommagement ductile est caractérisé par deux paramètres D et σ_1 qui ne dépend pas non plus de la concentration de l'hydrogène. D est un paramètre numérique qui prend une valeur comprise entre 1,5 et 2 [Rousselier 1987]. Nous considérons que $D = 1{,}5$ dans nos calculs numériques. σ_1 caractérise la résistance du matériau au grossissement et la coalescence des microcavités. Elle est liée à la contrainte maximale σ_m par $\sigma_1 = 2\sigma_m / 3$. La contrainte maximale est environ 1320MPa d'après nos essais, σ_1 vaut donc 880MPa. Nous observons que la contrainte maximale varie légèrement lorsque nous changeons la

teneur en hydrogène. Les calculs montrent qu'une variation de 10% n'a quasiment pas d'influence sur la courbe contrainte fonction de déformation. Donc, la valeur de σ_1 est considérée constante.

La troisième phase est caractérisée par le point d'initiation de l'endommagement fragile, la pente de décroissance de la contrainte et le point de rupture qui sont représentés respectivement par σ^y, γ et f_c. Ces trois paramètres sont essentiels pour modéliser la fragilisation par l'hydrogène.

Dans les phases i) et ii), *E=218GPa, ν=0,3, R_e=610MPa, a=1,02, n=6,5* donne le meilleur recalage (Figure II.15). Dans la phase iii), les courbes de la simulation correspondent bien aux courbes de l'expérience sauf pour l'essai de traction sans hydrogène. C'est parce que nous avons simplifié le modèle en adoptant une pente de décroissance constante. Nous pouvons conclure que le modèle d'endommagement ductile-fragile permet de modéliser les essais de traction sous hydrogène.

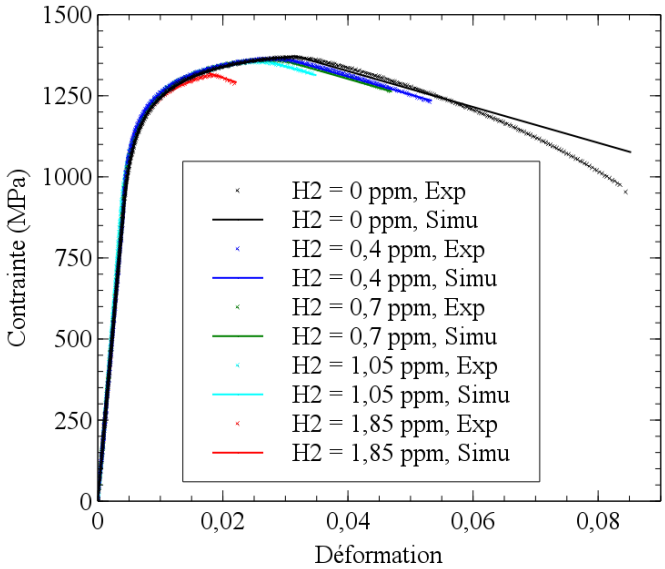


Figure II.15 : *Comparaison des courbes de traction entre la simulation et l'expérience (les courbes de l'expérience sont des courbes rationnelles).*

L'évolution de l'endommagement ductile distingue bien les trois phases (Figure II.16). Dans la phase i), il n'y a pas de déformation plastique engendrée. Dans la phase ii), la structure se déforme plastiquement. Par conséquent, l'endommagement ductile augmente. Dans la phase iii), l'énergie élastique critique de l'endommagement fragile est atteinte. La structure continue à s'endommager de manière fragile jusqu'à la rupture, soit $f = f_c$.

La fragilisation par l'hydrogène est gouvernée par trois paramètres : σ^y, γ et f_c. La contrainte maximale σ^y qui signale le début de l'endommagement fragile diminue lorsque la teneur en

hydrogène augmente (Figure II.17). Cela permet de simuler le mécanisme de *décohésion induite par l'hydrogène*. La pente de décroissance γ ne varie pas beaucoup sauf pour l'essai où la solubilité de l'hydrogène est atteinte. Ceci est probablement dû au fait que l'hydrogène se concentre préférentiellement dans la microfissure mais pas aux entailles des fissures. Lorsque la solubilité est atteinte, les atomes d'hydrogène se trouvent également aux entailles des fissures, ce qui facilite l'émission des dislocations et ainsi induit la propagation des fissures. C'est le mécanisme d'*émission des dislocations induite par l'hydrogène* .

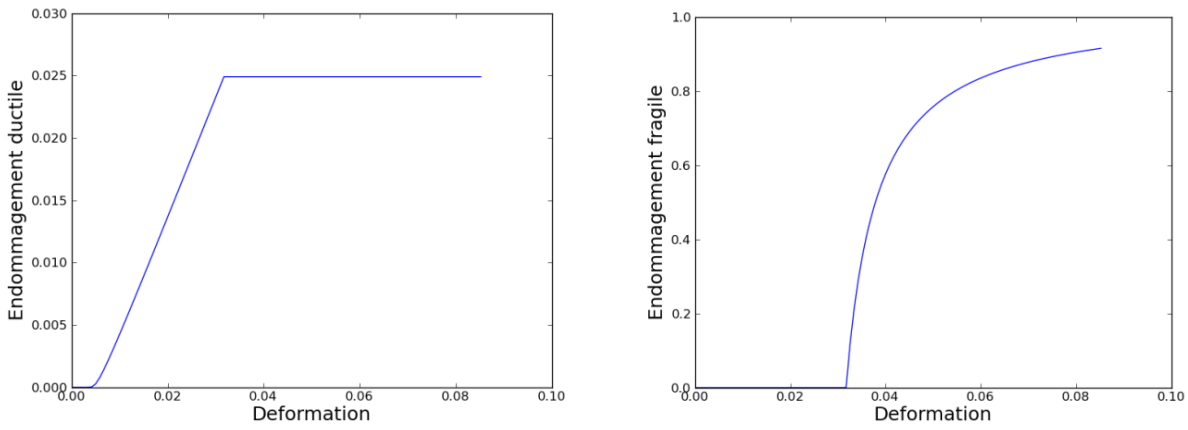


Figure II.16 : *L'évolution de l'endommagement ductile et fragile (Essai de traction sans chargement en hydrogène).*

Comme l'endommagement fragile est activé plus tôt lorsque le chargement en hydrogène est plus élevé dans la structure, l'endommagement ductile maximal d_c diminue (Figure II.17). Ceci a été également justifié par les analyses fractographiques des faciès de rupture (Figure II.13).

Dans la théorie de la mécanique de la rupture, la rupture se produit lorsque la contrainte de rupture $\sigma_r = \sqrt{\frac{EG}{\pi l}}$ est atteinte, avec l la longueur de la fissure dans la structure, G l'énergie de rupture qui est composée de l'énergie de surface et de l'énergie plastique. L'énergie de rupture est amoindrie par l'hydrogène. En revanche, la contrainte de rupture augmente. Cela nécessite que l diminue. Dans notre modèle, f_c caractérise la longueur des microfissures dans un VER. Il diminue lorsque la teneur en hydrogène augmente (Figure II.17). Cela est cohérent avec la théorie de la mécanique de rupture.

Ainsi, la fragilisation par l'hydrogène peut être modélisée par le modèle d'endommagement ductile-fragile en précisant les paramètres suivants (Figure II.17) :

$$\sigma^y = 1405 - 18{,}5 * (H_2)^2,\ \gamma = 0{,}0255 + 0{,}0012 * (H_2)^2,\ f_c = 0{,}90 - 0{,}25 * (H_2) \qquad \text{(II.19)}$$

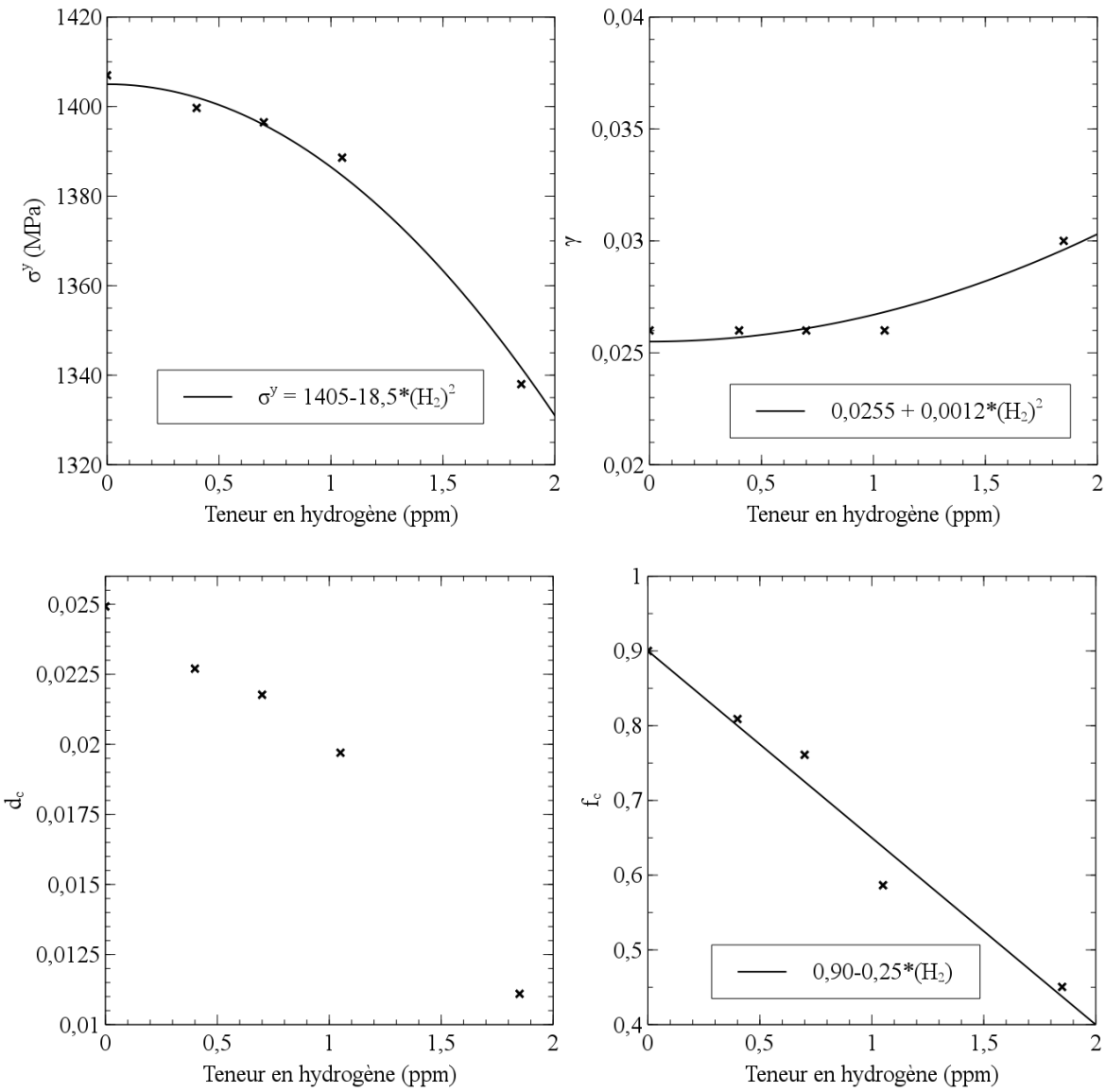


Figure II.17 : *L'effet de fragilisation par l'hydrogène manifesté par* $\sigma^y, \gamma, d_c, f_c$

II.3.3 Proposition d'un critère de fissuration à froid

Les essais expérimentaux de fissuration à froid sont des essais de soudage dont la simulation nécessite de modéliser plusieurs phénomènes multi-physiques : thermique, métallurgique et thermomécanique. L'implantation directe du modèle d'endommagement ductile-fragile dans la simulation d'un essai de soudage n'est pas réalisable ici pour plusieurs raisons :

- L'hydrogène fragilise non seulement la martensite, mais également d'autres phases telles que la ferrite et la bainite. Les paramètres dans le modèle d'endommagement ductile-fragile pour la ferrite et la bainite ne sont pas connus.
- Le modèle thermomécanique qui prend en compte la transformation des phases est un modèle très complexe. Sa validation reste à justifier. Le fait de rajouter le phénomène d'endommagement dans le modèle donnerait un modèle trop compliqué à valider.
- Tous les paramètres dans le modèle d'endommagement ductile-fragile doivent dépendre de la température. Nous devrions donc réaliser les essais expérimentaux à différentes températures pour les identifier. Cela n'est pas réaliste dans le cadre de cette thèse.

Nous avons donc simplifié notre problématique en nous intéressant à l'instant où les champs thermomécaniques se stabilisent. Cet instant sera déterminé par les émissions acoustiques dans les essais du chapitre suivant.

Comme nous ne prenons pas en compte l'endommagement dans la simulation des essais de fissuration à froid, la contrainte calculée à la rupture est supérieure à la contrainte dans le modèle où l'endommagement est pris en compte. Nous considérons que la rupture se passe au même niveau de déformation. Ainsi, la fragilisation par l'hydrogène se simplifie par un critère en contrainte illustrée sur la figure II.18.

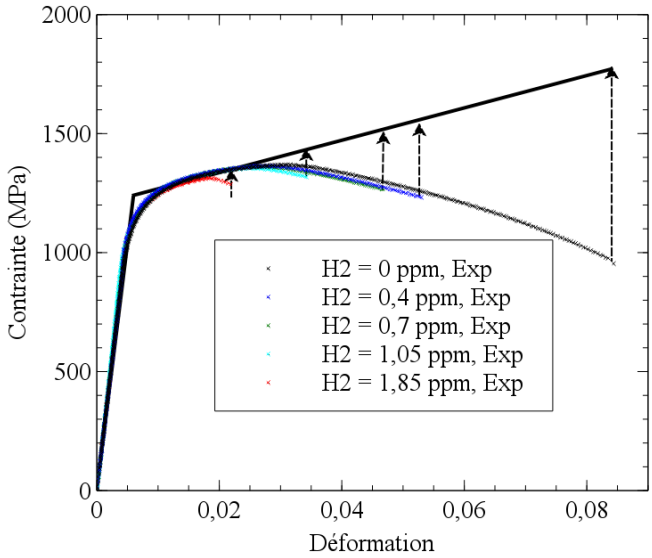


Figure II.18 : *Illustration de la construction du critère de fissuration à froid à partir des essais de traction sous hydrogène et une loi élastoplastique avec écrouissage isotrope*

La loi d'écrouissage isotrope dans la figure II.18 est considérée linéaire. Nous faisons cette hypothèse, car dans le modèle thermomécanique qui modélisera le procédé de soudage, l'écrouissage

sera considéré isotrope et linéaire. En basant sur les données de ce modèle (Annexe F), les paramètres du modèle élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire sont :

$$E = 208GPa, R_e = 1200MPa, H = 6800MPa$$

avec H le module d'écrouissage isotrope. Si nous appliquons le modèle d'endommagement ductile-fragile avec les paramètres de l'équation (II.19), nous pouvons calculer la contrainte critique en fonction de la concentration en hydrogène.

Dans le tableau II.3 sont regroupées les contraintes critiques identifiées à partir des essais de traction sous hydrogène (Figure II.18) et les contraintes critique calculées par le modèle d'endommagement ductile-fragile.

H2 (ppm)	Déformation critique calculée	Contrainte critique calculée (MPa)	Contrainte critique identifiée (MPa)
0	0,088	1759	1736
0,2	0,067	1616	
0,4	0,056	1541	1521
0,6	0,048	1487	1479 (H2 : 0,7ppm)
0,8	0,042	1446	
1	0,038	1419	1396 (H2 : 1,05ppm)
1,2	0,033	1385	
1,4	0,03	1364	
1,6	0,0263	1339	
1,8	0,0233	1319	1310 (H2 : 1,85ppm)
2	0,0206	1300	
2,2	0,018	1283	
2,4	0,0158	1268	
2,6	0,0138	1254	
2,8	0,012	1242	
3	0,0104	1231	
3,2	0,0091	1222	
3,4	0,0078	1214	

Tableau II.3 : *Contrainte critique d'amorçage de fissure à froid. Dans la troisième colonne, la contrainte critique est calculée à partir du modèle d'endommagement ductile-fragile. Dans la quatrième colonne, la contrainte critique est identifiée à partir des essais expérimentaux.*

Nous pouvons ainsi proposer un critère de fissuration à froid : dans une simulation thermomécanique d'un essai expérimental de fissuration à froid, lorsque la contrainte équivalente calculée est supérieure à une contrainte critique σ_c, la fissuration à froid se produit :

$$\sup_{i \neq j}(|\sigma_i - \sigma_j|) - \sigma_c(H_2) < 0$$

Ici, nous choisissons la contrainte équivalente de Tresca qui, dans le cas de la traction uniaxiale, est la contrainte imposée aux deux extrémités de l'éprouvette.

II.3.4 Conclusion

Nous avons réalisés des essais de traction avec des éprouvettes chargées de l'hydrogène. Les courbes de traction ont montré que l'hydrogène diminue la ductilité de la martensite. Les analyses fractographiques ont justifié le fait que la ductilité est abaissée à cause de l'hydrogène : le mode de rupture passe de CMV (ductile) à QC + IG (fragile) lorsque l'on augmente le teneur en hydrogène.

Un modèle d'endommagement ductile-fragile, qui prend en compte deux types d'endommagement : ductile et fragile, a été proposé pour les essais à température ambiante. L'endommagement ductile, soit les microcavités, est dû à la concentration des dislocations qui sont l'origine de la déformation plastique. Ainsi, la variable d'endommagement ductile est couplée avec la déformation plastique. L'endommagement fragile, soit les microfissures, est dû à la décohésion atomique. La décohésion se produit lorsque l'énergie de cohésion est atteinte. Donc, la variable d'endommagement fragile est couplée avec l'énergie élastique stockée par le système. Ce modèle permet de prédire que l'endommagement ductile diminue lorsque la teneur en hydrogène augmente. En outre, ce modèle permet de prédire la rupture de la structure qui est caractérisée par une valeur critique de l'endommagement fragile.

Enfin, nous avons proposé un critère de fissuration à froid à partir de ce modèle. Ce critère considère que la contrainte équivalente de Tresca est l'origine de la rupture. Lorsque cette dernière dépasse une valeur critique qui dépend de la teneur en hydrogène, la fissuration à froid se produit.

Chapitre III – Modélisation de la fissuration à froid

Sommaire

III.1 Introduction 71

III.2 Essais expérimentaux 73

III.2.1 Essais de validation 73

III.2.1.1 Description des essais de type Tekken 73

III.2.1.2 Emissions acoustiques 76

III.2.1.3 Observation au microscope optique 79

III.2.1.4 Analyses fractographiques 82

III.2.1.5 Mesure de la dureté 84

III.2.2 Essais de mesure de l'évolution du champ thermique 86

III.2.2.1 Dispositif des essais 86

III.2.2.2 Résultats et discussion 87

III.2.3 Essais de mesure de la teneur en hydrogène 89

III.2.3.1 Description des essais 89

III.2.3.2 Résultats et discussion 92

III.2.4 Synthèse 94

III.3 Modélisation et simulation de la fissuration à froid 95

III.3.1 Modélisation thermique 97

III.3.1.1 Equation de la chaleur 97

III.3.1.2 Conditions aux limites 99

III.3.1.3 Source de chaleur 100

III.3.2 Modélisation des transformations métallurgiques 102

III.3.2.1 Diagrammes d'équilibre des phases 103

III.3.2.2 Facteurs d'influence de la transformation métallurgique 104

III.3.2.3 Modélisation de la transformation métallurgique.....105
III.3.3 Modélisation thermomécanique 108
III.3.4 Diffusion de l'hydrogène.....113
III.3.5 Validation du modèle thermo-métallo-mécanique-diffusion 115
III.3.5.1 Description de l'essai.....115
III.3.5.2 Simulation du problème thermique 117
III.3.5.3 Simulation du problème métallurgique 118
III.3.5.4 Simulation du problème thermomécanique.....119
III.3.6 Simulation de la fissuration à froid et résultats 122
III.3.6.1 Modèle thermique équivalent 123
III.3.6.2 Transformation métallurgique 127
III.3.6.3 Calcul thermomécanique 130
III.3.6.4 Diffusion de l'hydrogène.....138
III.4 Validation du critère de fissuration à froid.....140

Résumé :

Dans ce chapitre, nous présentons d'abord les essais expérimentaux : Essais de type Tekken ; Essais de mesure de la teneur en hydrogène ; Essais d'identification des sources thermiques. Ensuite, nous adoptons un modèle thermo-métallo-mécanique-diffusion pour simuler les essais de type Tekken. Enfin, les résultats d'expérience et de simulation de ces derniers permettent de valider le critère de fissuration à froid.

III.1 Introduction

Dans le chapitre II, nous avons proposé un critère de fissuration à froid à partir des essais de traction sous hydrogène et un modèle de fragilisation de la martensite par l'hydrogène. Le but de ce chapitre est de valider ce critère. Pour ce faire, nous avons réalisé des essais de type Tekken et proposé une méthodologie globale de calcul. La figure III.1 présente cette méthodologie.

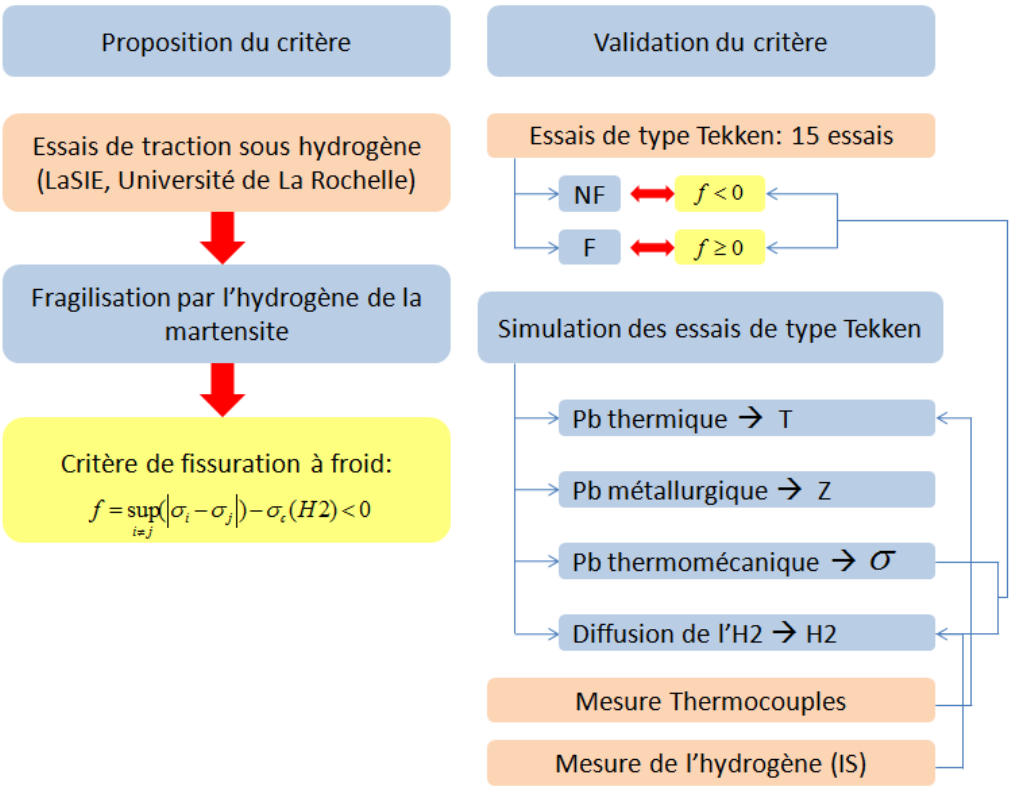


Figure III.1 : *Méthodologie globale d'étude*

Cette validation nécessite également la connaissance des sources de chaleur et de la teneur en hydrogène initialement absorbé dans le bain de fusion. Donc, nous avons réalisé des mesures de l'évolution du champ thermique, qui ont pour but d'identifier des sources de chaleur dans la simulation. Pour mesurer l'hydrogène diffusible absorbé dans le bain de fusion, nous avons adopté l'approche de la norme ISO 3690.

On résume ici les trois types d'essais expérimentaux et leurs fonctionnalités :

1. Essais de type Tekken pour reproduire la fissuration à froid et valider le critère de fissuration à froid, réalisés à EDF/MRI Chatou ;

2. Essais avec mesures ponctuelles du champ thermique pour identifier les sources de chaleur, réalisés à EDF/MRI Chatou ;
3. Essais de mesure de la teneur en hydrogène dans le bain de fusion pour calculer la diffusion de l'hydrogène. Ces derniers essais ont été réalisés en partie à EDF/MRI Chatou et en partie à l'Institut de Soudure de Yutz.

Dans les simulations, pour mettre en œuvre le critère de fissuration à froid, il est nécessaire d'évaluer les trois facteurs responsables de ce phénomène : la teneur en hydrogène, la proportion de martensite et les contraintes résiduelles. La simulation des essais de type Tekken est réalisée avec Code_Aster[7]. Les essais de type Tekken sont des essais de soudage avec une géométrie particulière. La méthodologie de simulation comporte quatre étapes :

1. Problème thermique : modéliser l'évolution du champ thermique ;
2. Problème métallurgique : modéliser la cinétique des transformations métallurgiques ;
3. Problème mécanique : modéliser l'évolution des champs mécaniques : la déformation et la contrainte ;
4. Problème de diffusion : modéliser la diffusion de l'hydrogène.

Nous introduisons d'abord les essais expérimentaux dans la section suivante.

[7] Code_Aster : un code de calcul par la méthode des éléments finis développé par EDF R&D.

III.2 Essais expérimentaux

III.2.1 Essais de validation

III.2.1.1 Description des essais de type Tekken

Les essais de type Tekken consistent à déposer un cordon de soudure dans un chanfrein en forme de Y par un procédé de soudage. L'objectif est de créer des éprouvettes fissurantes et non-fissurantes en fonction des conditions de soudage imposées. Des capteurs d'émission acoustique sont utilisés afin de détecter et localiser la fissuration à froid.

Le dispositif des essais de type Tekken comporte (Figure III.2) :

1. Un robot de soudage TIG et une table de support ;
2. Trois bouteilles de gaz de protection dont les compositions sont respectivement 100% Argon, 2% H2 + 98% Argon et 5% H2 + 95% Argon ;
3. Des éprouvettes de type Tekken en acier 16MND5 ;
4. Une bobine de fil de diamètre *1mm* en acier inoxydable 316LSi ;
5. Six capteurs acoustiques reliés à un système d'acquisition Vallen AMSY-6.

Les essais sont nommés essais de type Tekken parce qu'ils sont basés sur les essais Tekken décrits dans la norme ISO 17642-2. Suivant cette norme, les éprouvettes Tekken sont fabriquées en assemblant deux pièces par soudage. Auparavant, la partie centrale des pièces avait été usinée afin de former un chanfrein en Y après assemblage (Figure I.18).

Cependant, l'assemblage par soudage peut introduire des contraintes résiduelles difficiles à évaluer et qui modifient la rigidité du bridage. De plus, un rapprochement des deux pièces E1 et E2 peut se produire durant le soudage et donc la condition $g = 2mm$ n'est pas toujours garantie. Enfin, les essais de type Tekken étant destinés à être modélisés et simulés pour valider le critère de fissuration à froid, il n'est pas envisageable de simuler les nombreuses passes d'assemblage de la zone B-B. Nous avons donc choisi d'usiner directement dans la pièce brute le chanfrein en Y éliminant ainsi les contraintes résiduelles non désirées tout en assurant une meilleure homogénéité géométrique des maquettes réalisées. Deux types de dimensions d'éprouvette ont été adoptés *: 200mm*150mm*30mm* et *200mm*150mm*40mm*.

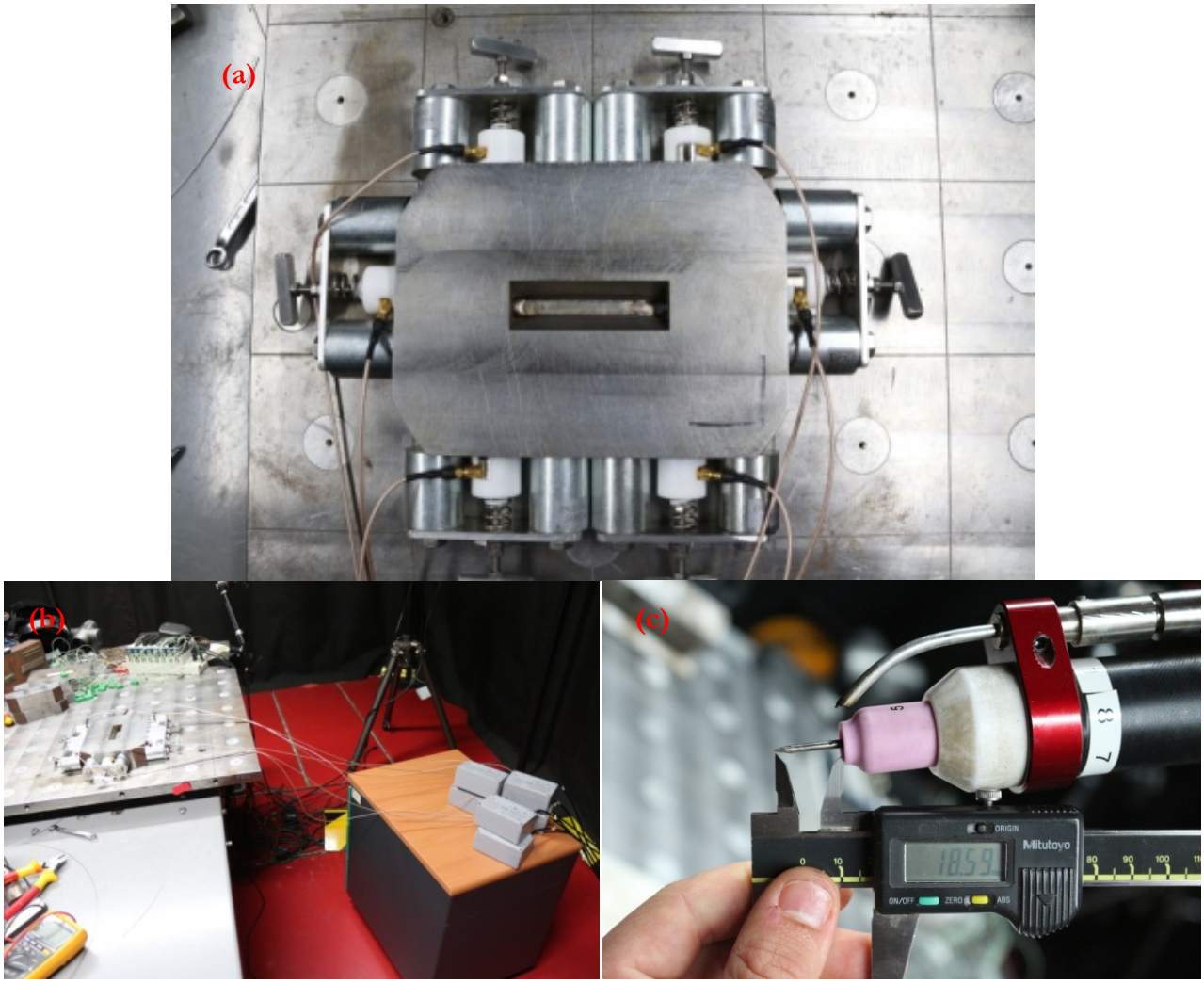


Figure III.2 : *(a) Une éprouvette de type Tekken avec cordon de soudure déposé instrumentée de six capteurs acoustiques ; (b) Les capteurs acoustiques sont connectés avec les amplificateurs ; (c) L'électrode est sortie de 18,60mm par rapport à la buse.*

Les paramètres des essais et leurs influences sur la fissuration à froid sont illustrés par la figure III.3. Trois paramètres sont identifiés :

1. L'énergie de soudage qui est déterminée par $E = \frac{UI}{V}$ où I, U, V sont respectivement l'intensité (A), la tension (V) et la vitesse de soudage (cm/s) ;
2. L'épaisseur de l'éprouvette qui caractérise la rigidité de bridage ;
3. L'hydrogène dans le gaz (y compris la pression de gaz lors du soudage).

Avec un gaz de protection 100% d'Argon, plus l'énergie de soudage est élevée, moins l'éprouvette est sensible à la fissuration à froid, car dans ce cas, une énergie plus élevée engendre moins de martensite. Mais avec un gaz de protection mélangé avec de l'hydrogène, plus l'énergie de soudage

est élevée, plus il est introduit d'hydrogène dans la soudure. La sensibilité à la fissuration à froid peut alors être plus élevée.

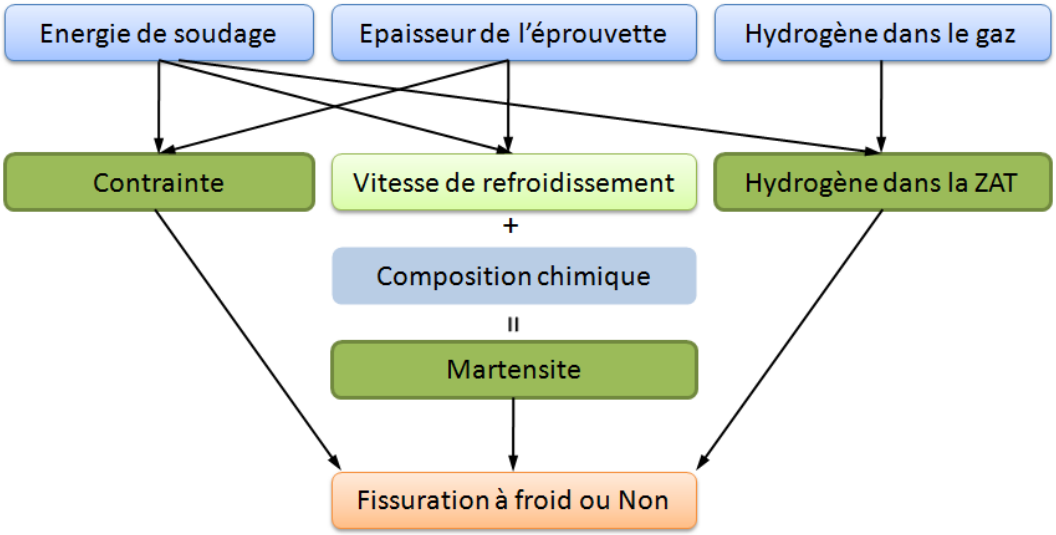


Fig. III.3 : *Les paramètres des essais de type Tekken et leur influence sur la fissuration à froid*

Avant d'effectuer les essais, il n'est pas aisé d'estimer une valeur précise de l'énergie de soudage à partir de laquelle la fissuration à froid est susceptible de se produire. [Debiez 1984] a donné une valeur indicative qui est *17kJ/cm*. Alors, nous avons choisi trois types d'énergie qui sont : *13,3kJ/cm*, *16,6kJ/cm* et *18,9kJ/cm* (Tableau III.1). L'intensité du soudage peut être contrôlée via le programme du robot de soudage. En revanche, la tension dépend de la hauteur d'arc. Cela rend difficile le fait d'avoir une énergie stable. La fonctionnalité AVC dans le programme permet de régler automatiquement la hauteur d'arc. Ainsi, on peut fixer l'intensité et la tension et faire varier la vitesse de soudage afin d'obtenir les énergies prévues. Pour que la taille du cordon de soudure soit identique pour tous les essais, nous avons adapté la vitesse du fil d'apport en fonction de la vitesse de soudage.

Paramètres \ Energie	13,3kJ/cm	16,6kJ/cm	18,9kJ/cm
U	13V	13V	13V
I	170A	170A	170A
V	10cm/min	8cm/min	7cm/min

Tableau III.1 : *Paramètres de soudage pour les essais de type Tekken*

L'hydrogène dû à la dissolution de l'humidité introduit par le procédé du soudage TIG est très faible. En effet, le procédé de soudage TIG est souvent adopté comme méthode de prévention de la fissuration à froid. Afin de reproduire la fissuration à froid, nous utilisons un gaz de protection

mélangé avec de l'hydrogène. Trois types de gaz sont utilisés : Argon pur, 2% H2 + 98% Argon, 5% H2 + 95% Argon. D'après la loi de Sievert, l'hydrogène introduit dans le métal fondu dépend également de la pression de gaz lorsqu'un gaz mélangé d'hydrogène est utilisé. Ceci peut être contrôlé par le débit de gaz.

L'épaisseur de l'éprouvette caractérise la rigidité de bridage. Plus l'éprouvette est épaisse, plus les contraintes résiduelles sont élevées. Deux valeurs d'épaisseur sont utilisées dans nos essais : 30mm et 40mm.

La désignation de chaque essai est fonction de trois informations : l'énergie de soudage, la proportion d'hydrogène dans le gaz de protection et l'épaisseur de l'éprouvette. Par exemple, dans l'essai E16H5E40, E16 : énergie 16,6kJ/cm, H5 : hydrogène 5%, E40 : épaisseur 40mm.

III.2.1.2 Emissions acoustiques

L'acquisition des émissions acoustiques a pour objet de localiser les fissures et de déterminer l'instant de leur amorçage. Le principe des émissions acoustiques est basé sur le fait qu'au cours de la fissuration, une énergie est libérée sous forme d'ondes élastiques transitoires. Celles-ci sont captées par les capteurs acoustiques. Il est donc possible de localiser une fissuration avec plusieurs capteurs, à partir du décalage entre les temps d'arrivée d'une onde à chaque capteur, lorsque la vitesse de propagation d'une onde élastique dans l'acier est connue (environ 5300 m/s).

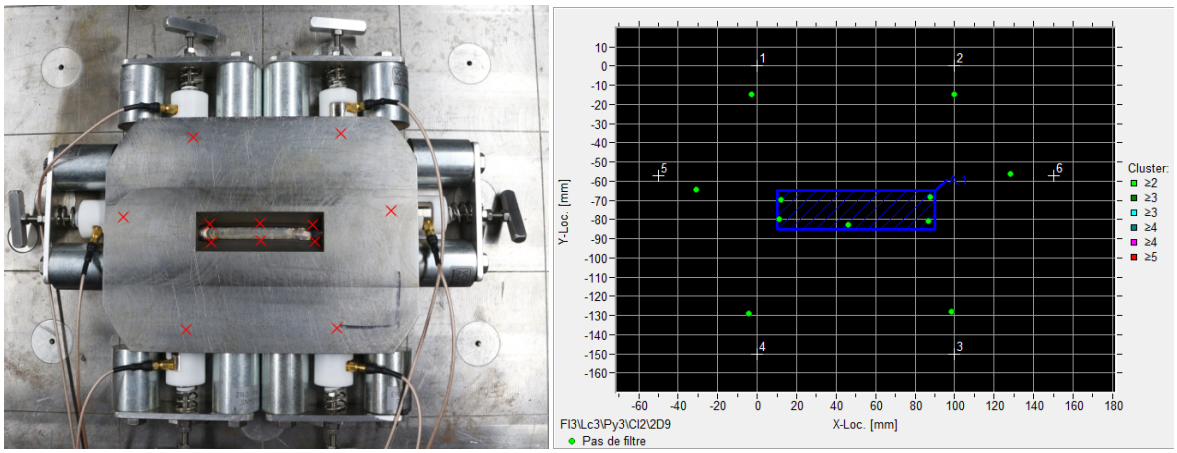


Figure III.4 : *Calibrage du dispositif : choc appliqué aux endroits marqués d'une croix rouge (gauche) ; l'interface du module de localisation après traitement par le logiciel (droite). Le rectangle bleu correspond au chanfrein au milieu de l'éprouvette.*

Pour vérifier la validité du module de localisation des émissions acoustiques, nous avons cassé des mines de crayons aux endroits indiqués par les croix rouges. Le traitement réalisé par le module de localisation des émissions acoustiques est donnée par les points verts (Figure III.4). Six capteurs sont pré-définis dans l'interface du logiciel. A part un choc réalisé au milieu qui n'est pas localisé par les capteurs acoustiques et le logiciel, nous avons observé une bonne cohérence entre la localisation des chocs appliqués et la restitution faite par le dispositif d'acquisition et d'analyse. En effet, comme la géométrie de l'éprouvette n'est pas une plaque continue, la propagation des ondes ne se fait pas dans un milieu homogène, il est donc possible qu'il y ait une incertitude sur certaine localisation.

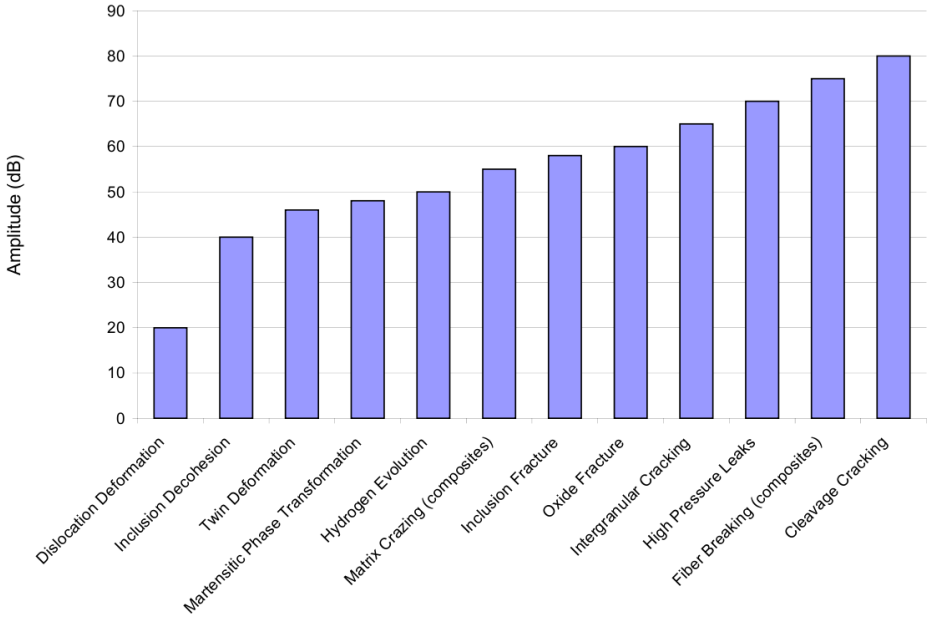


Figure III.5 : *Origines des émissions acoustiques et leurs amplitudes correspondantes [Horne 2003]*

Pour identifier un événement de fissuration, [Horne 2003] a donné une relation approximative entre les origines des émissions acoustiques et leurs amplitudes (Figure III.5). Une amplitude du signal supérieure à 65dB est susceptible d'être une fissuration. Mais cela ne représente pas nécessairement une fissure à froid. D'après ISO 17642-2, une fissure de longueur inférieure à 0,5mm ne doit pas être considérée comme une fissure à froid. Les émissions acoustiques permettent de mesurer la longueur de la fissure, à partir de l'énergie acoustique cumulée, lorsqu'il n'existe qu'un événement de fissuration. Mais comme plusieurs fissures peuvent s'amorcer et se propager simultanément, cette méthode n'est plus valable pour les essais de type Tekken.

Sur la figure III.6, on montre les signaux acoustiques de l'essai E19H2E30 dont l'enregistrement commence juste à la fin du soudage. Les activités acoustiques se situent principalement à $t < 1000s$.

Cela signifie que les événements tels que la transformation des phases, le mouvement des dislocations, l'évolution de l'hydrogène et la fissuration se passent peu après à la fin de soudage. Etant donné le caractère « retardée » de la fissuration à froid, les signaux à 7500s, 12200s, 22000s, 27000s signifient qu'il y a des fissures à froid qui s'amorcent ou se propagent à ces instants.

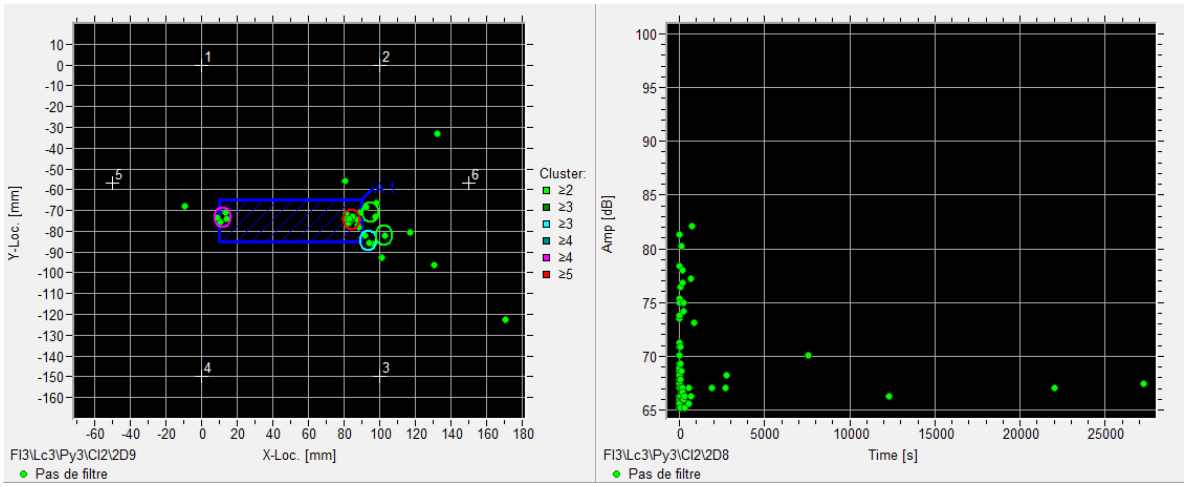


Figure III.6 : *Localisation des signaux acoustiques et les amplitudes correspondantes pour l'essai E19H2E30*

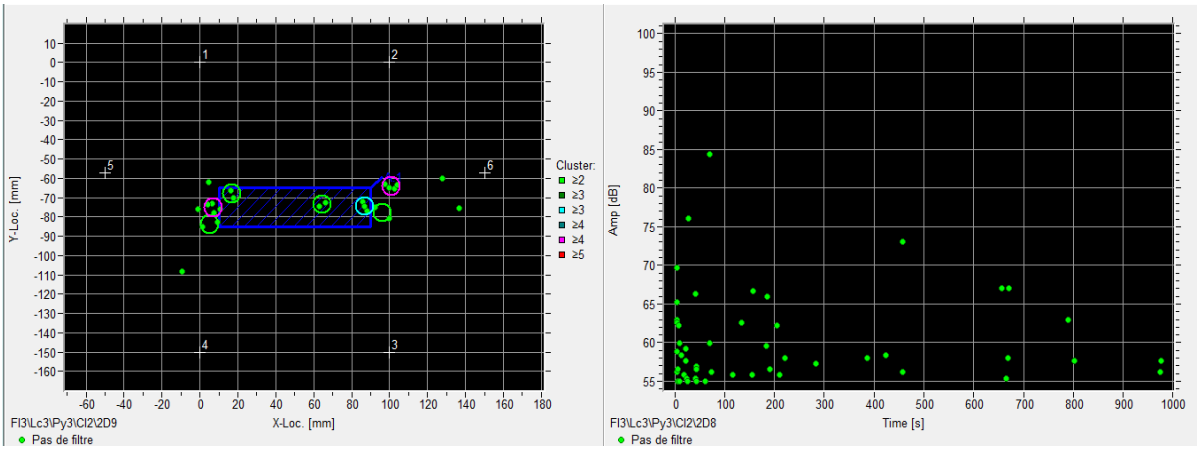


Figure III.7 : *Localisation des signaux acoustiques et les amplitudes correspondantes pour l'essai E19H2E40*

La figure III.7 montre que la plupart des événements avec une amplitude supérieure à 65dB se passent entre 0 et 200s. Ce phénomène a été observé au cours de tous les essais de type Tekken où des fissures à froid dans la ZAT ont été identifiées après la découpe.

Nous pouvons remarquer que, pour tous les essais, les fissures se situent principalement aux deux extrémités du chanfrein. Le Cluster représente le nombre d'événements qui se produisent à

proximité. Par exemple, la bifurcation de la propagation d'une fissure. Les signaux localisés hors du chanfrein sont dus à une erreur de localisation.

Les émissions acoustiques permettent de :

- justifier la caractéristique « retardée » de la fissuration à froid ;
- estimer que la plupart de fissures à froid s'amorcent ou se propagent entre 0 et 200s ;
- localiser les fissures à froid qui se trouvent principalement aux deux extrémités du chanfrein.

Les émissions acoustiques ne permettent pas de mesurer la longueur d'une fissure. Une fissure inférieure à *0,5mm* ne peut pas être considérée comme une fissure à froid. Donc, les émissions acoustiques ne permettent pas de distinguer les éprouvettes « fissurantes » ou « non fissurantes ». Parce que dans les éprouvettes où il y a des petites fissures, il y a également des signaux acoustiques dont l'amplitude est supérieure à 65dB (Figure III.8).

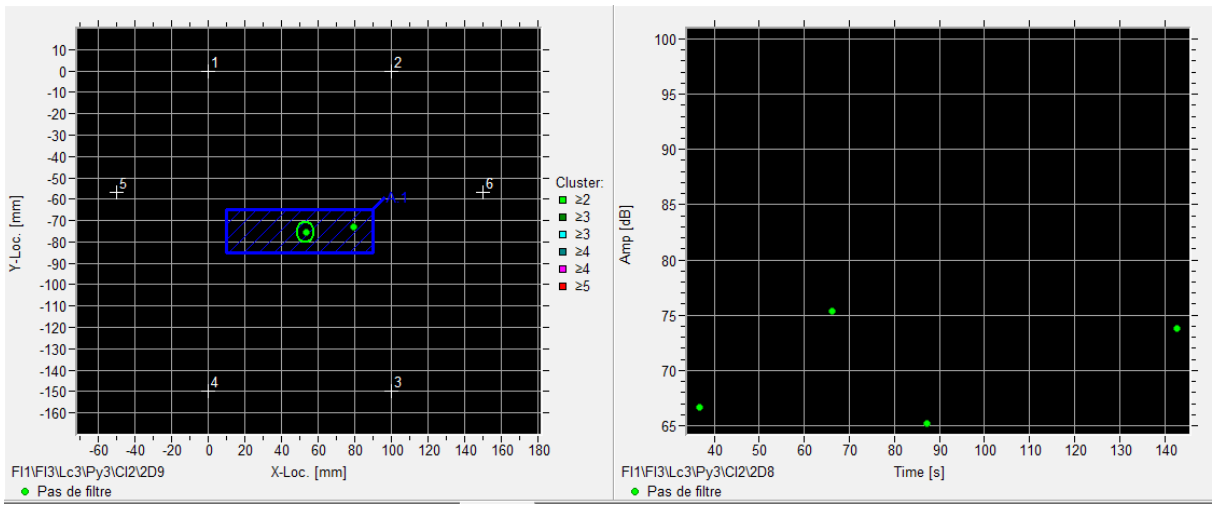


Figure III.8 : *Localisation des signaux acoustiques et les amplitudes correspondantes pour l'essai E13H2E4 (Cet essai est considéré comme non-fissurant).*

III.2.1.3 Observations au microscope optique

Les éprouvettes soudées sont découpées (Figure III.9) 48h après l'essai pour observer les fissures à froid au microscope optique. Afin de révéler la macrographie de la soudure, les échantillons sont d'abord polis par une machine automatisée et ensuite attaqués avec un bain de Nital qui est un mélange à 96,5% d'alcool dénaturé et à 3,5% d'acide nitrique. Le polissage permet d'éliminer les rayures. L'attaque permet de mettre en évidence les microstructures de l'acier ferritique telles que les

phases métallographiques, les joints de grains, les fissures et les inclusions. Dans le métal fondu qui est un acier inoxydable, l'attaque Nital ne permet pas de révéler les structures internes.

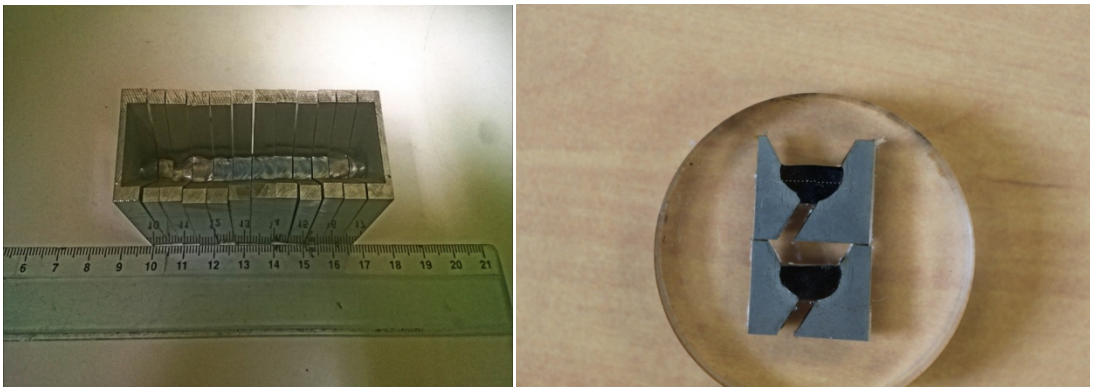


Figure III.9 : *Découpe transversale de la soudure et deux échantillons polis et attaqués*

Dans le sens longitudinal du chanfrein, la découpe a confirmé le fait que les fissures à froid se positionnent principalement aux deux extrémités du chanfrein. Dans le sens transversal, les fissures à froid se trouvent dans la ZAT (Figure III.10) ou/et dans la zone de dilution. Trois types de fissures ont été observées (Voir Annexe A) : i) fissures dans la ZAT non débouchantes ; ii) fissures longitudinales au raccordement et iii) fissures longitudinales à la racine.

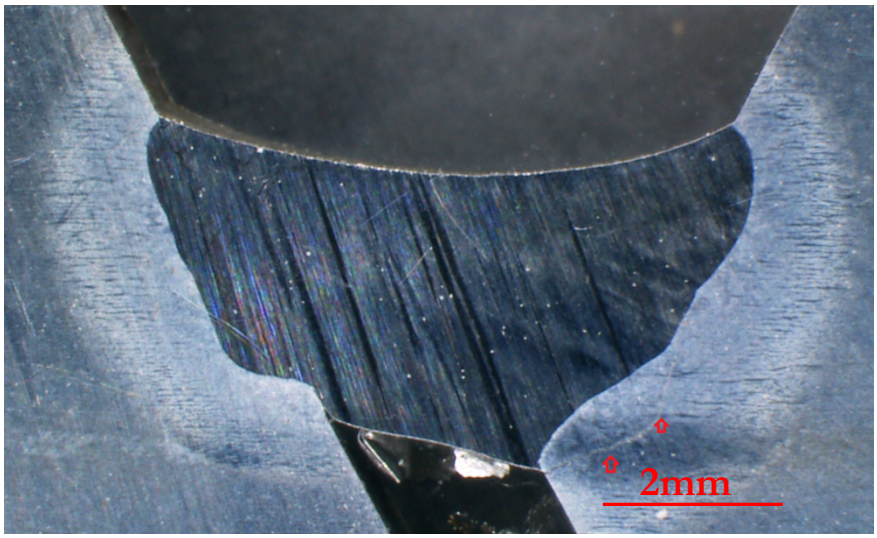


Figure III.10 : *Une fissure à froid (flèches en rouge) dans la ZAT (Essai E16H5E40)*

La zone de dilution est une zone où l'attaque Nital ne peut pas révéler les microstructures internes. Nous avons donc mesuré la dureté au voisinage de la fissure. L'acier inoxydable 316LSi a une dureté de 180 HV1. La ZAT possède une dureté qui dépasse 350 HV1. La zone de dilution possède la même couleur que la zone fondue mais a une dureté proche de celle de la ZAT (Figure III.11). Sur la figure III.11, on montre une fissure à froid dans la zone de dilution.

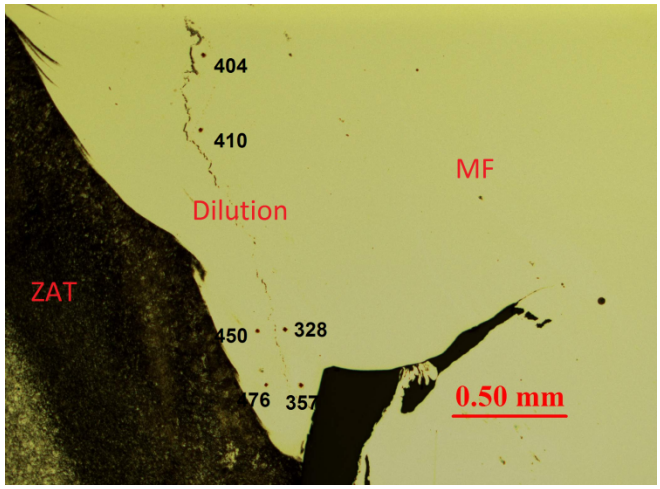


Figure III. 11 : *Une fissure à froid dans la zone de dilution et la dureté (HV1) au voisinage (Essai E19H5E40)*

L'étude métallographique permet de mettre en évidence le mode de fissuration : intergranulaire ou transgranulaire. La figure III.12 montre que deux modes de fissuration peuvent co-exister pour former une fissure. Les analyses fractographiques seront données dans la section suivante.

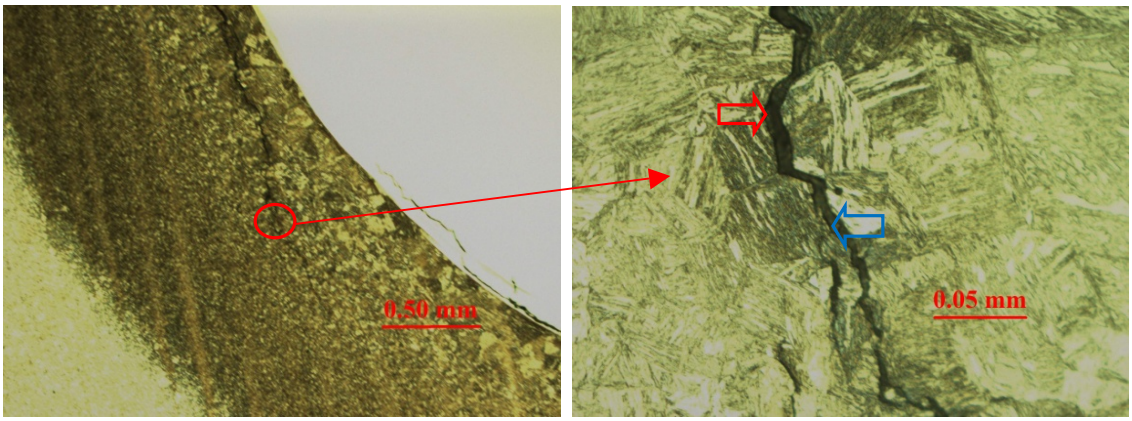


Figure III.12 : *Fissure à froid dans la ZAT (gauche) et un zoom de cette fissure (Essai E19H5E30) ; Flèche en rouge : intergranulaire ; Flèche en bleu : transgranulaire*

Dans le tableau III.2 sont récapitulés les résultats observés au travers de la découpe des éprouvettes. « Début » et « Fin » représentent respectivement le début et la fin du chanfrein.

	Début	Fin
E13H0E40	NF	NF
E16H0E40	NF	NF
E19H0E40	NF	NF
E13H2E30	NF	NF
E13H2E40	NF	F
E16H2E30	NF	NF
E16H2E40	NF	NF
E19H2E30	NF	F
E19H2E40	NF	F
E13H5E30	NF	NF
E13H5E40	NF	F
E16H5E30	F	FAC
E16H5E40	F	F
E19H5E30	F	F
E19H5E40	F	NF

Tableau III.2 : *Résultat des essais de type Tekken. NF : Non-fissurant, F : Fissurant, FAC : Fissure à chaud.*

III.2.1.4 Analyses fractographiques

Pour les échantillons où des fissures au raccordement ou des fissures à la racine se présentent, nous les avons ouverts pour analyser les faciès de rupture. Par exemple, la figure III.13 montre un échantillon de l'essai E19H2E40. Une fissure à froid se trouve dans la ZAT. Nous avons ouvert cette fissure afin d'observer son faciès de rupture.

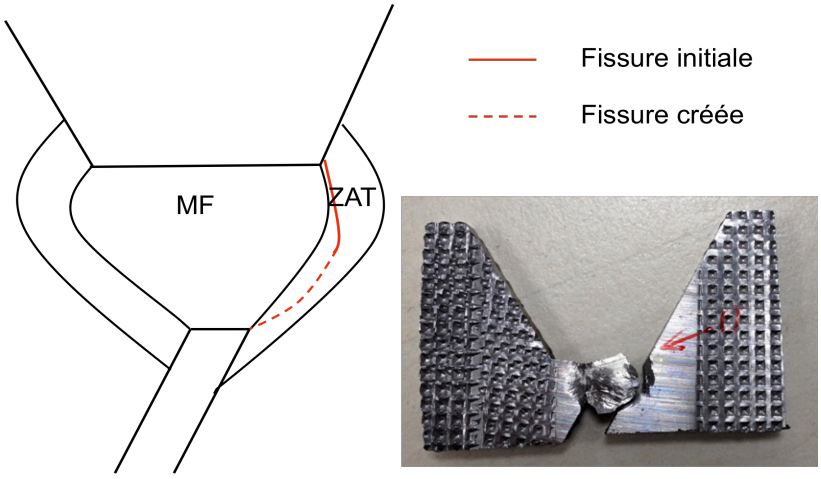


Figure III.13 : *Ouverture d'une fissure au raccordement afin d'observer son faciès de rupture*

Sur le faciès de la fissure initiale (Figure III.14), l'observation au MEB montre deux modes de fissuration : QC et IG. Ce faciès est similaire aux faciès de rupture des essais de traction sous hydrogène à haute teneur en hydrogène. Par contre, dans la fissure créée, la rupture est essentiellement due à la coalescence des microcavités. Cette dernière est comparable aux essais de traction sans hydrogène.

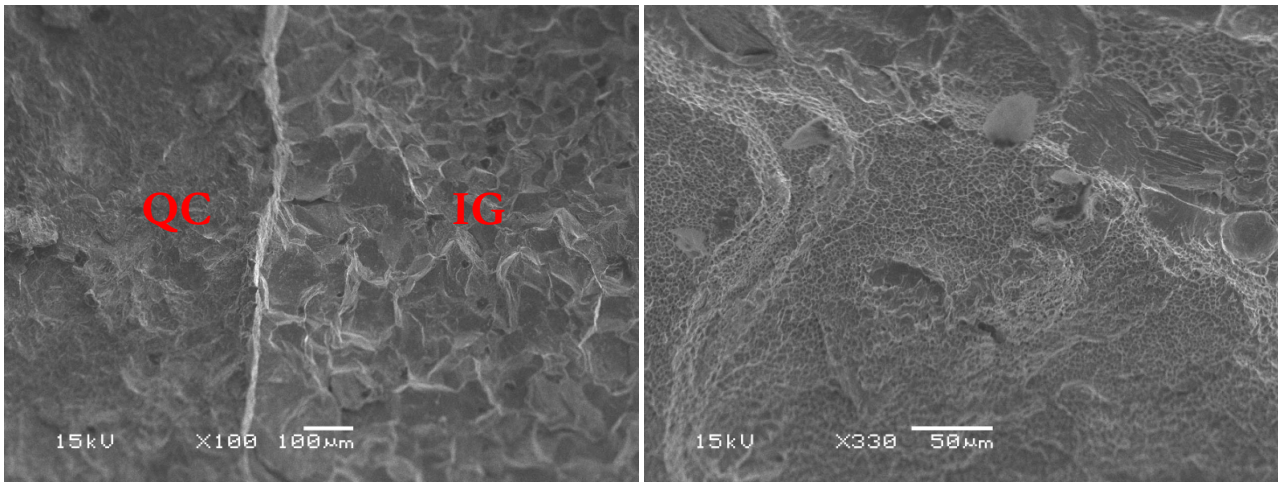


Figure III.14 : *Faciès de rupture dans la fissure initiale (gauche) et la fissure créée (droite)*

Dans la zone QC (Figure III.15), la caractéristique « rivière » (marquée par les flèches en rouge) est intensive. Dans la zone IG, nous avons observé que le signe de rupture transgranulaire QC (marqué par les flèches en vert) existe également.

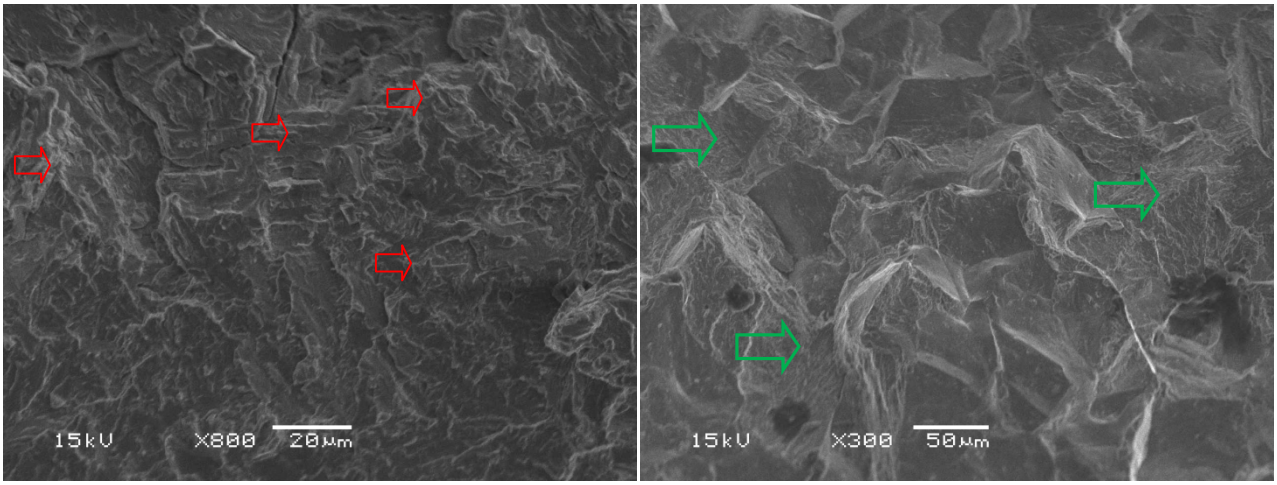


Figure III.15 : *Faciès de rupture dans la fissure initiale : QC (gauche) et IG (droite)*

L'analyse fractographique des autres essais de type Tekken (Exemple : Figure III.16) a montré les mêmes caractéristiques que l'essai E19H2E40. En comparaison avec les figures II.10-13, nous

pouvons conclure que le mécanisme de fissuration aux cours des essais de type Tekken est similaire à celui qu'au cours des essais de traction sous hydrogène.

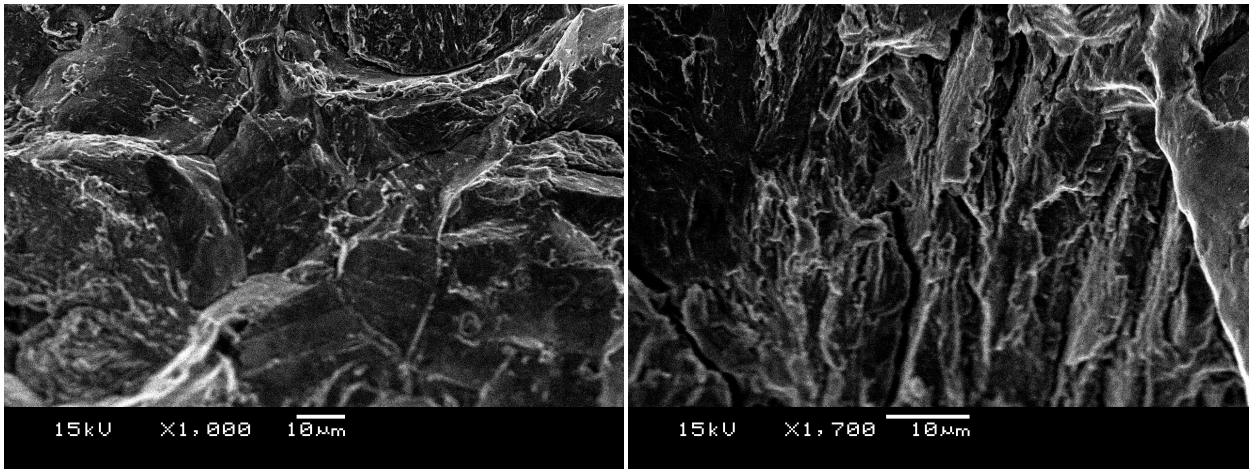


Figure III.16 : *Faciès de rupture de l'essai E16H5E40*

III.2.1.5 Mesure de la dureté

Selon la norme ISO EN 1043-1 :1995, nous mesurons la dureté Vickers HV1 tous les 0,*5mm* sur une ligne au milieu du bain dans l'échantillon, comme montré sur la figure III.17.

Le bain de fusion n'est pas toujours stable le long du chanfrein, cela peut être dû au fait que l'arc électrique change de point d'accroche à la pointe du chanfrein Y. Les échantillons choisis se situent au milieu du chanfrein où le bain de fusion est stable.

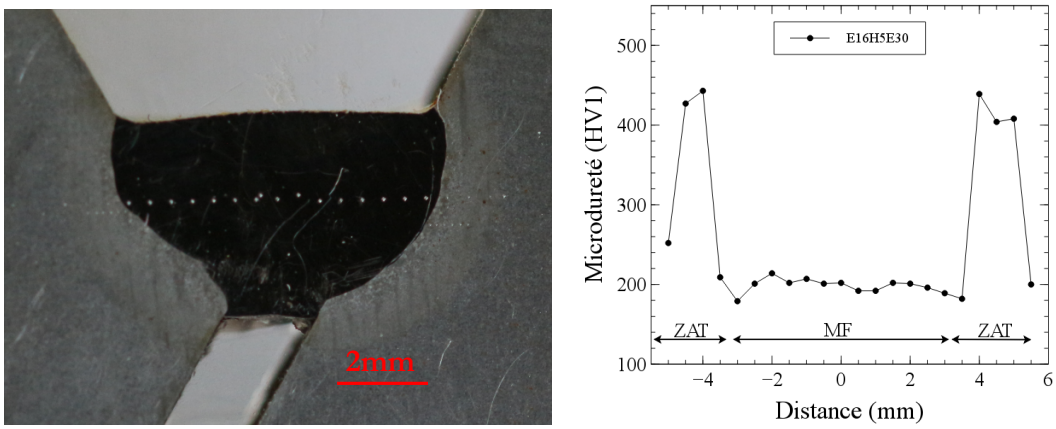


Figure III.17 : *La mesure de la dureté HV1 (Essai E16H5E30)*

En moyennant les duretés dans la ZAT, on obtient le tableau III.3. La dureté que nous avons mesurée varie beaucoup selon les positions de mesure dans la ZAT. Théoriquement, elle dépend de la vitesse de refroidissement. Plus l'énergie est élevée, moins l'éprouvette est épaisse, moins la dureté est importante. La mesure n'est pas complètement cohérente avec cette théorie. Plusieurs raisons peuvent expliquer cette incohérence. Les trois types d'énergie sont très proches. Comme les éprouvettes sont assez épaisses, le refroidissement est très rapide. Une légère instabilité sur la forme du bain peut modifier la vitesse de refroidissement localement. Lorsque l'on soude dans le chanfrein qui est assez profond, on est obligé de sortir l'électrode de *18,60mm* par rapport à la buse. Le plasma n'est pas parfaitement protégé par le gaz de protection. Cela peut causer des perturbations sur le bain. En outre, afin de souder les deux extrémités du chanfrein, le robot se tourne le long de l'avancement. Cela peut également entraîner des instabilités.

Les mesures montrent que dans la ZAT, la dureté dépasse 380HV1 pour toutes les pièces. Cela montre que les microstructures dans la ZAT sont proches de celles des essais de traction sous hydrogène.

H_2 (épaisseur)/énergie	13,3kJ/cm	16,6kJ/cm	18,9kJ/cm
0% (30)	*Sans donnée*	398 HV	419 HV
2% (30)	407 HV	405 HV	413 HV
5% (30)	435 HV	424 HV	391 HV
2% (40)	387 HV	409 HV	416 HV
5% (40)	431 HV	396 HV	384 HV

Tableau III.3 : *Dureté de la ZAT des éprouvettes de type Tekken*

III.2.2 Essais de mesure de l'évolution du champ thermique

III.2.2.1 Dispositif des essais

Ces essais consistent à mesurer localement le champ thermique avec des thermocouples. Cela permettra d'identifier les modèles thermiques équivalents qui seront utilisés pour la simulation des essais de type Tekken. Nous avons donc adopté les mêmes conditions d'essai que précédemment. En raison d'un manque de matière en 16MND5, nous avons utilisé le 18MND5 pour ces essais. On utilise le 18MND5 à la place du 16MND5 parce que les caractéristiques thermiques et métallurgiques de ces deux aciers sont très proches.

Hydrogène \ Energie	13,3kJ/cm	16,6kJ/cm	18,9kJ/cm
2%	E13H2E40	E16H2E40	E19H2E40
5%	E13H5E40	E16H5E40	E19H5E40

Tableau III.4 : *Conditions du soudage des essais de mesure de l'évolution du champ thermique*

Le tableau III.4 montre les six essais réalisés et leurs désignations. Nous n'avons pas réalisé les essais sur les éprouvettes d'épaisseur *30mm*. Nous considérons que la source de chaleur identifiée dans la section simulation ne sera pas influencée par cette variation d'épaisseur.

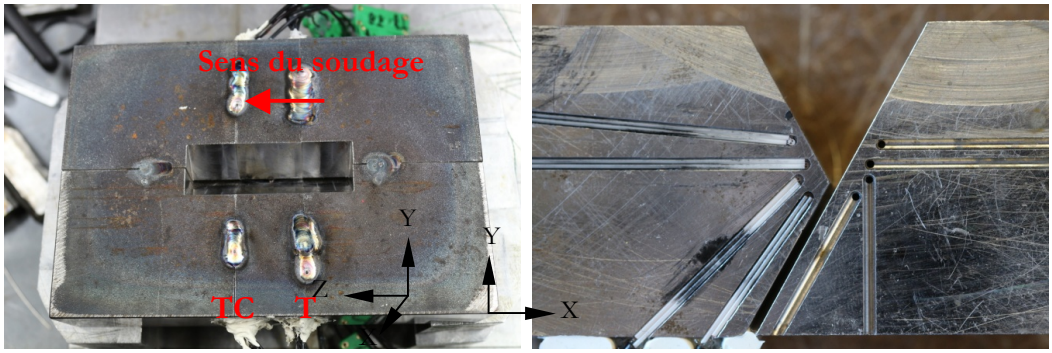


Figure III.18 : *Eprouvette de type Tekken où les thermocouples ont été mis en place dans deux plans T et TC (gauche) ; Exemple du plan TC avec positionnement des thermocouples (droite).*

Deux plans ont été découpés pour mettre en place les thermocouples (Figure III.18). Le schéma du positionnement des thermocouples est exhibé dans l'annexe B. Les thermocouples de diamètre *50µm* sont soudés au fond d'un puits de *1mm* de diamètre et à une profondeur de *7mm*. Sur les deux plans, les thermocouples sont positionnés selon les mêmes coordonnées X-Y (voir annexe B). Il y a au total seize thermocouples.

III.2.2.2 Résultats et discussion

Nous nommons le plan à gauche TC et le plan à droite T (Figure III.18). On montre sur la figure III.19 (gauche) le résultat de l'essai E13H5E40. Trois thermocouples T2, TC1 et TC7 n'ont pas fonctionné durant l'essai. Les thermocouples dans les deux plans ayant théoriquement les mêmes coordonnées X-Y, on devrait obtenir des courbes de température sensiblement identiques dans ces deux plans. La mesure montre que les températures mesurées dans les deux plans sont différentes.

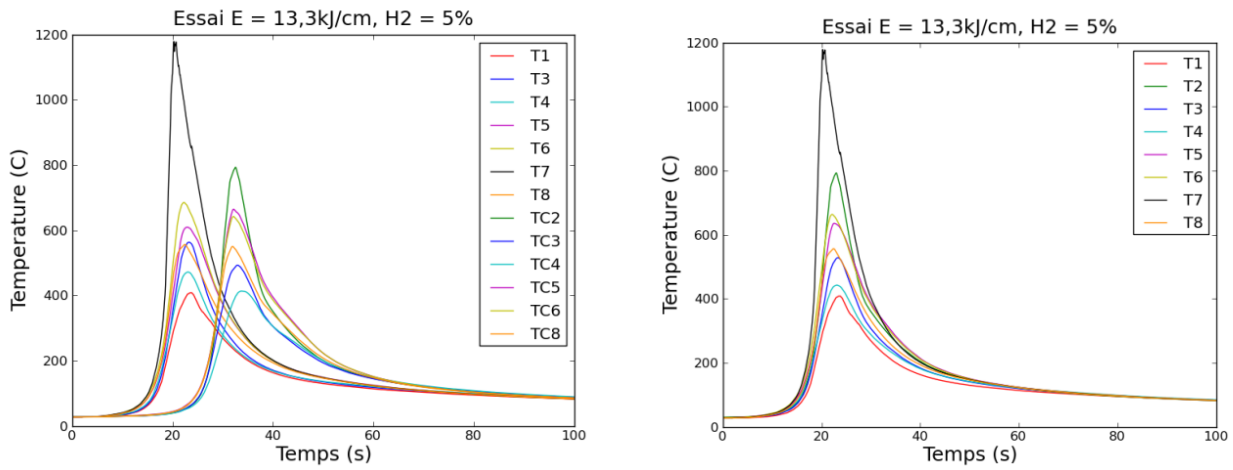


Figure III.19 : *Les courbes de température pour l'essai E13H5E40 (gauche) ; Nouvelles courbes de température après le traitement (droite)*

Les macrographies (Figure III.20) des échantillons découpés montrent que le bain de fusion a une forme variable. Comme les thermocouples sont très proches du bain, une légère différence de la forme du bain peut entraîner un écart en température assez important, notamment pour les thermocouples les plus proches. Nous avons traité les données en faisant la moyenne des températures mesurées par les thermocouples :

$$T_i^m = \frac{T_i(t) + TC_i(t-(l-14)/V)}{2} \text{ pour i = 1..8}$$

l, V sont respectivement la distance entre les deux plans et la vitesse du soudage.

Pour les thermocouples hors service, nous n'utilisons que la température des thermocouples dans l'autre plan. Ce traitement a donc donné huit courbes illustrées par la figure III.19 (droite). Le même traitement des données a été effectué sur les autres essais (voir l'annexe C) sauf pour l'essai E16H5E40 qui a été abandonné à cause de la mauvaise qualité de la soudure.

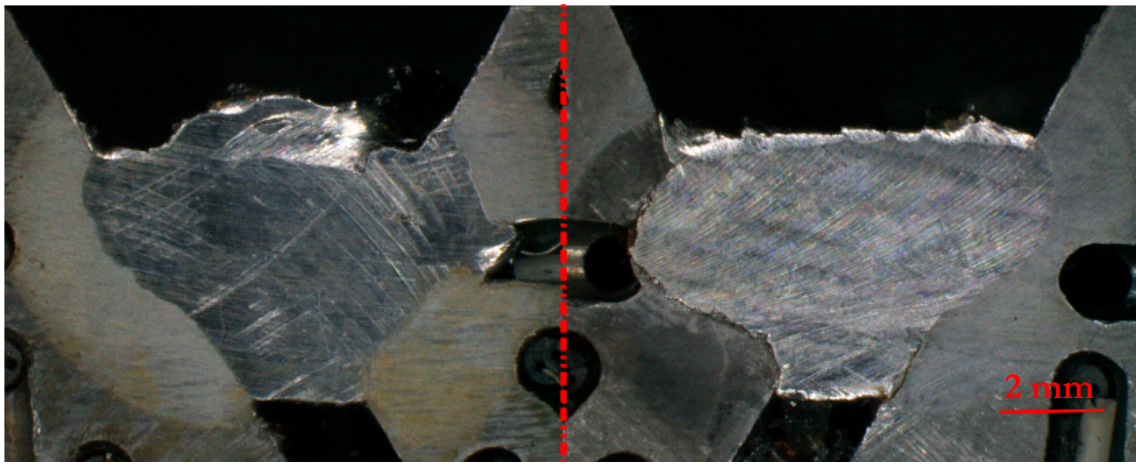


Figure III.20 : *Macrographies de deux plans où les thermocouples sont présents (Essai E13H5E40). Théoriquement, les deux bains doivent être sensiblement identiques. Mais nous observons qu'il existe une déstabilisation de la forme du bain.*

III.2.3 Essais de mesure de la teneur en hydrogène

III.2.3.1 Description des essais

Afin d'estimer l'hydrogène absorbé dans le bain de fusion pendant les essais de type Tekken, on dépose un cordon de soudure sur un bloc d'acier inoxydable en choisissant les mêmes paramètres de soudage. Puis on mesure la teneur en hydrogène dans le cordon de soudure déposé. La teneur en hydrogène est donnée en *ml/100g*, soit *ml* par *100g* de métal déposé. Le métal déposé est l'acier inoxydable 316LSi qui est le même acier que nous avons utilisé pour les essais de type Tekken.

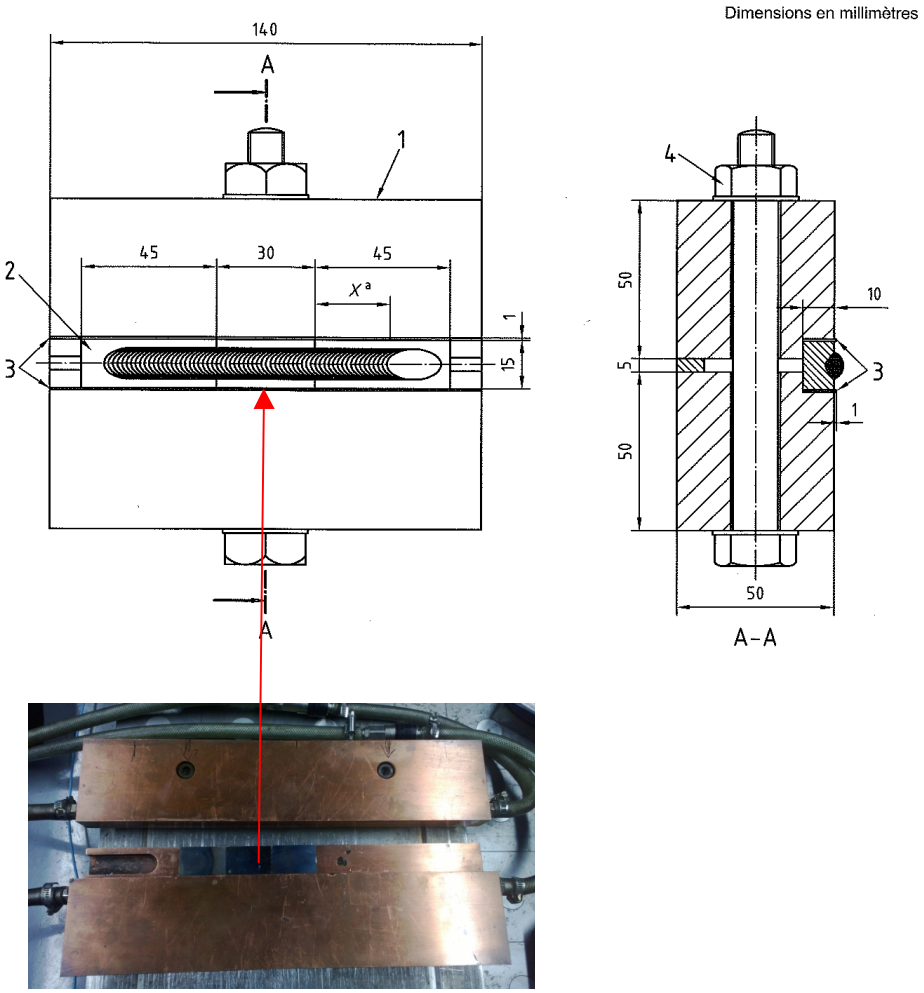


Figure III.21 : *Dispositif d'essai (haut) pour un dépôt soudé réalisé avec une énergie de soudage limité à 20kJ/cm. Légende : 1 Bloc de cuivre ; 2 Assemblage d'essai ; 3 Feuillard de cuivre ; 4 Boulon M12 ; X<=25mm. Les canaux de refroidissement par circulation d'eau peuvent être utilisés [ISO3690] ; Dispositif (bas) utilisé pour notre essai.*

Le dispositif est illustré sur la figure III.21. Un cordon de soudure est déposé sur trois blocs d'acier inoxydable. C'est le cordon de soudure du bloc central, considéré comme étant le plus stable, qui sert à la mesure.

Une fois que nous avons déposé le cordon de soudure, on trempe les trois blocs d'acier inoxydable dans un seau d'eau, puis dans l'azote liquide afin de piéger l'hydrogène diffusible en abaissant aussi rapidement que possible sa température (-78°C). Le montage en cuivre peut recevoir des canaux de refroidissement par circulation d'eau. Pour chaque cas, trois mesures ont été réalisées afin de minimiser l'incertitude.

La mesure de la teneur en hydrogène est effectuée par la méthode du mercure. L'appareillage de collecte de l'hydrogène est représenté sur la figure III.22.

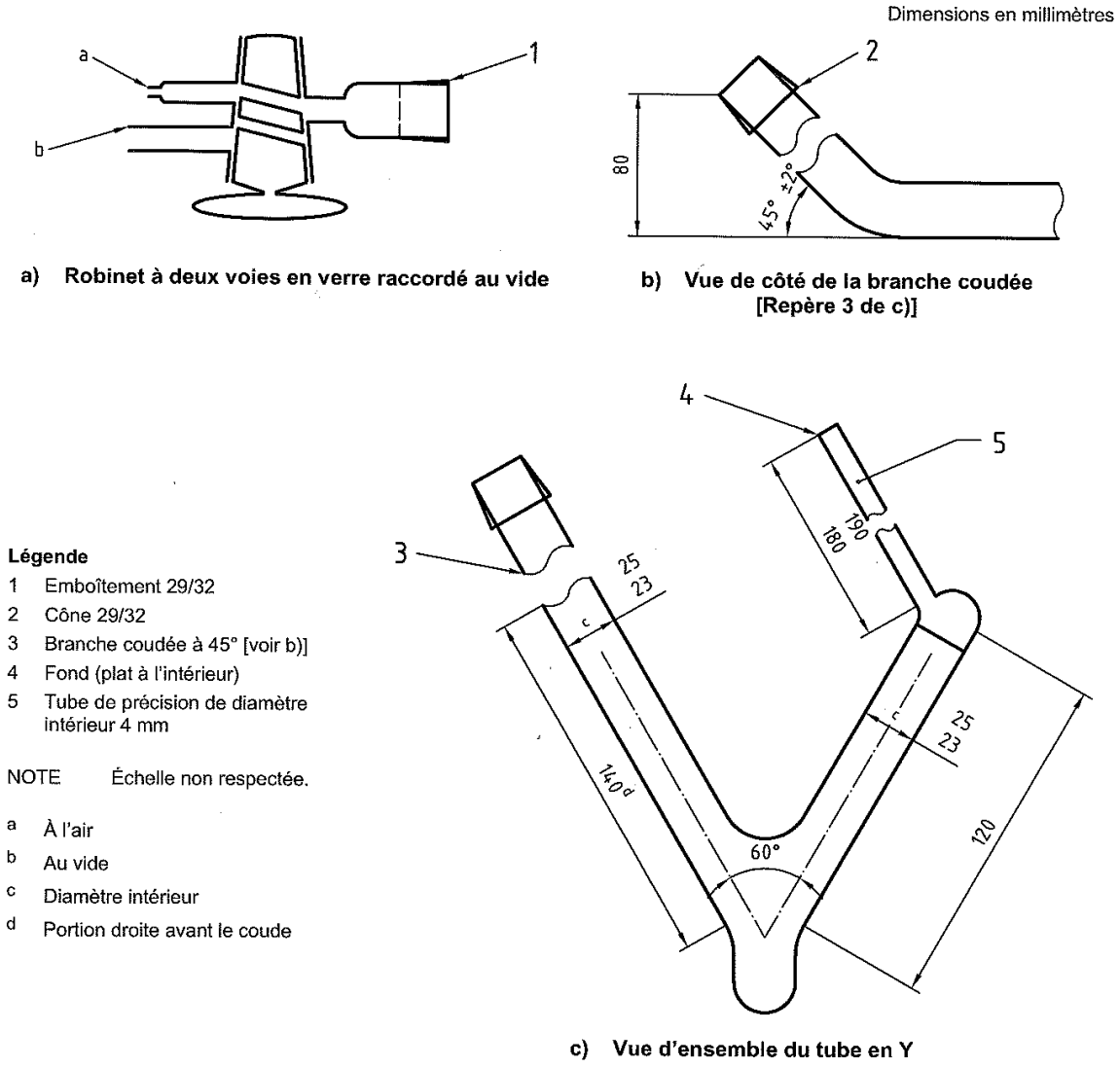


Figure III.22 *: Appareillage de collecte de l'hydrogène diffusible, tube en Y [ISO 3690]*

La burette à gaz est remplie de mercure. Dans le tube capillaire, l'air est totalement chassé par le mercure. La pièce d'essai est transférée dans la burette de manière à ne pas laisser entrer l'air dans le capillaire. L'hydrogène diffusible se dégage de la pièce et est collecté dans le tube capillaire.

On maintient la pièce d'essai à température ambiante jusqu'à ce qu'il n'y ait plus d'augmentation du volume d'hydrogène. Le volume d'hydrogène collecté est donné par :

$$V = \frac{273 \times (P - H) \times (\pi r^2 \times C)}{760 \times (273 + T) \times 1000}$$

- V : le volume d'hydrogène collecté, en millilitres ;
- P : la pression barométrique, en millimètres de mercure ;
- H : la différence de niveau du mercure entre les deux branches du tube en Y, en millimètres ;
- C : la hauteur de la colonne de gaz au-dessus du mercure, en millimètres ;
- r : le rayon du tube capillaire, en millimètres ;
- T : la température ambiante au moment de la mesure de l'hydrogène, en degrés Celsius.

Lorsque le dégazage est terminé, on mesure la masse totale de la pièce d'essai m_2(g). La masse initiale m_1 sans dépôt a été mesurée auparavant. La teneur en hydrogène diffusible dans le cordon déposé est alors donnée par :

$$H_d = V \times \frac{100}{m_2 - m_1}$$

III.2.3.2 Résultats et discussion

Les paramètres de soudage utilisés et la teneur en hydrogène diffusible sont présentés dans le tableau III.5.

Nom de série	Energie (kJ/cm)	H2 dans le gaz (%)	Intensité (A)	Tension (V)	Vitesse de soudage (cm/min)	H2 diffusible (ml/100g)	H2 moyen (ml/100g)
A1	13,3	2	170	13,0	10	0,9	1,0
A2	13,4	2	170	13,1	10	0,8	
A3	13,4	2	170	13,1	10	1,2	
B1	16,6	2	170	13,0	8	1,6	1,6
B2	16,5	2	170	12,9	8	1,5	
B3	16,6	2	170	13,0	8	1,6	
C1	18,9	2	170	13,0	7	4,2	4,0
C2	19,1	2	170	13,1	7	3,8	
C3	18,8	2	170	12,9	7	3,9	
D1	13,4	5	170	13,1	10	3,0	2,9
D2	13,2	5	170	12,9	10	2,8	
D3	13,2	5	170	12,9	10	3,0	
B1	16,5	5	169	13,0	8	6,9	6,0
B2	16,4	5	169	12,9	8	4,6	
B3	16,5	5	169	13,0	8	6,5	
C1	19,0	5	169	13,1	7	11,8	9,6
C2	18,8	5	169	13,0	7	8,0	
C3	18,7	5	169	12,9	7	8,9	

Table III.5 : *Paramètres de soudage et teneur en hydrogène diffusible pour chaque essai ; 1ppm=1,1mL/100g.*

La teneur en hydrogène absorbé dans le bain de fusion augmente si l'énergie de soudage augmente. Cela est dû au fait qu'une énergie plus élevée entraîne des températures plus élevées dans le bain de fusion. Il y a donc plus d'hydrogène qui est dissocié. La teneur en hydrogène absorbé augmente également lorsque le gaz de protection contient plus d'hydrogène.

D'après [Gedeon et Eagdar 1990b], il y a deux modes d'absorption d'hydrogène dans le bain de fusion qui se produisent en même temps. Le premier mode d'absorption de l'hydrogène se fait sous forme diatomique, les molécules d'hydrogène se dissocient sur la surface du bain puis sont absorbées par ce dernier. Ce mode est décrit par la loi de Sievert où la solubilité augmente comme la pression partielle de l'hydrogène extérieure ou/et la température. Le second mode d'absorption de l'hydrogène se fait sous forme monoatomique, les molécules d'hydrogène se dissocient dans l'arc de soudage. Cela est possible si l'énergie et donc la température est plus élevée dans l'arc de soudage. Dans ce dernier cas, la pression partielle d'hydrogène dans l'arc est plus élevée, par conséquent, la quantité d'hydrogène absorbé par le bain de fusion est également plus importante.

On n'a pas mesuré l'hydrogène diffusible absorbé lorsque le gaz de protection est en Argon pur. On considère que le procédé TIG est un procédé de soudage à très faible teneur en hydrogène (<0,5ml/100g). En général, il n'y a pas de fissures à froid si la teneur en hydrogène dans le bain de fusion est si faible.

III.2.4 Synthèse

Pour modéliser la fissuration à froid, nous avons effectué trois types d'essais :

1. Des essais pour mesurer l'évolution du champ thermique sur des maquettes de type Tekken afin d'identifier les sources de chaleur qui seront utilisées dans la partie numérique ;
2. Des essais de type Tekken afin de reproduire la fissuration à froid en fonction des conditions de soudage pour objectif de valider le critère d'amorçage ;
3. Des essais pour mesurer la teneur en hydrogène diffusible introduit par le procédé de soudage.

Dans chapitre II, nous avons présentés les essais de traction sous hydrogène. Ces essais ont permis d'observer que l'acier 16MND5 en phase martensitique possède une limite d'élasticité bien plus élevée que l'acier 16MND5 à l'état initial. Mais sa ductilité caractérisée par la déformation maximale à la rupture est moins importante. L'hydrogène fragilise la martensite en diminuant cette déformation maximale. Lorsque l'acier 16MND5 est soudé, la ZAT se transforme partiellement en martensite et devient sensible à la fragilisation par l'hydrogène. Dans les essais de type Tekken, on introduit l'hydrogène par le gaz de protection. Cela permet de provoquer la fissuration à froid si la contrainte résiduelle atteint une valeur critique qui dépend de la teneur en hydrogène. Dans cette étude, nous ne présentons pas l'effet de la proportion de martensite sur la fissuration à froid, parce que sans pré-chauffage ni postchauffage, la ZAT dans les pièces massives comme la cuve des centrales nucléaires se transforme entièrement en martensite.

Afin de simuler les essais de type Tekken par la méthode des éléments finis, nous avons réalisé des essais permettant de mesurer l'évolution du champ thermique avec des thermocouples. Ces essais serviront dans le chapitre suivant à identifier les sources thermiques équivalentes.

Enfin, pour évaluer l'hydrogène local dans la ZAT, nous utiliserons le modèle de Leblond qui permet de modéliser la diffusion de l'hydrogène dans le cas du soudage. Les teneurs en hydrogène mesurées par la méthode du mercure serviront de conditions initiales au problème de diffusion.

III.3 Modélisation et simulation de la fissuration à froid

Les essais de type Tekken nous permettent de reproduire le phénomène de fissuration à froid en faisant varier les conditions de soudage. Le changement d'une ou plusieurs conditions de soudage a pour conséquence une variation d'un ou plusieurs facteurs à l'origine de la fissuration à froid :

1) une microstructure dure et fragile ;
2) une teneur en hydrogène significative ;
3) une contrainte critique.

Par exemple, l'augmentation de l'énergie augmente à la fois la teneur en hydrogène et diminue la proportion de martensite dans la ZAT. Afin d'évaluer quantitativement le rôle des trois facteurs, nous avons adopté la méthode des éléments finis pour modéliser et simuler les essais de type Tekken.

Ainsi, ce chapitre est une contribution à la modélisation de ce phénomène : en fonction des conditions aux limites telles que les paramètres de soudage et des caractéristiques thermo-métallo-mécaniques de l'acier 16MND5, on calcule l'état final de la microstructure métallurgique, la teneur en hydrogène et la contrainte résiduelle.

Le schéma de la modélisation est décrit sur la figure III.23. Les phénomènes à modéliser sont :

I. la diffusion de la chaleur qui donne l'évolution du champ de température ;
II. au cours de la diffusion de la chaleur, l'état métallurgique se modifie. La modélisation permet de calculer la proportion volumique de chaque phase Z_i (i = 1, 2, 3, 4)[8] ;
III. la chaleur latente due aux transformations de phase ;
IV. au cours de la diffusion de la chaleur et de la transformation de phase, l'état de contrainte et l'état de déformation évoluent. Les phénomènes associés au problème thermomécanique : la dilatation thermique, l'élasticité, la plasticité, l'écrouissage, la plasticité de transformation et la restauration d'écrouissage sont pris en compte. La modélisation permet de calculer des champs de contraintes $\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x},t)$ et des champs de déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x},t)$;
V. la contrainte a une influence sur la cinétique des transformations ;
VI. la dissipation mécanique a une influence sur le problème thermique ;

[8] Z_i (i = 1, 2, 3, 4) sont successivement la proportion de la phase ferritique, perlitique, bainitique, martensitique. La proportion volumique de la phase austénitique est égale à $(1-\sum_{1}^{4} Z_i)$.

VII. au cours de la diffusion de la chaleur, de la transformation de phase et de l'évolution des états mécaniques, l'hydrogène se diffuse du bain de fusion au métal de base. La modélisation permet de calculer la concentration de l'hydrogène $H2(\underline{x},t)$ dans la ZAT.

Remarque : Dans notre modélisation, les phénomènes III, V, VI sont négligés. La justification en est donnée dans les sections III.3.1.1 et III.3.2.3.

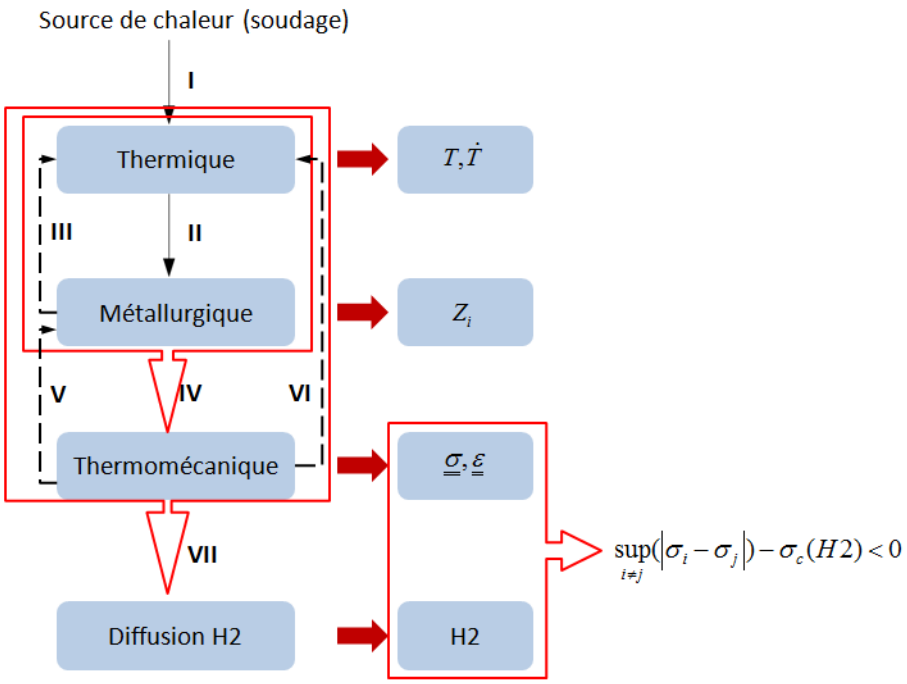


Figure III.23 : *Schéma de la modélisation de la fissuration à froid*

III.3.1 Modélisation thermique

La modélisation thermique nous donnera accès à l'évolution de la température lorsque l'on dépose un cordon de soudure sur une pièce de type Tekken. La chaleur apportée par le soudage à travers la zone fondue se diffuse dans toute la pièce et s'écoule également à l'extérieur à cause du rayonnement et de la convection. L'évolution de la température est due à la diffusion de la chaleur.

III.3.1.1 Equation de la chaleur

Le premier principe énonce qu'il existe une fonction d'état extensive, l'énergie interne U dont la variation pour un système fermé au cours d'une transformation est égale à la somme du travail W et de la chaleur Q échangés par le système avec le milieu extérieur :

$$\Delta U = W + Q \tag{III.1}$$

Pour une transformation infinitésimale,

$$dU = \delta W + \delta Q \tag{III.2}$$

Pour un système fermé matérialisé par le domaine Ω de frontière $\partial\Omega$, la variation d'énergie interne sous forme intégrale s'écrit:

$$dU = \int_{\Omega} \rho \dot{e} d\Omega \tag{III.3}$$

- ρ la masse volumique ;
- e la densité massique d'énergie interne.

Le travail sous forme intégrale s'écrit :

$$\delta W = \int_{\Omega} \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} d\Omega \tag{III.4}$$

- $\underline{\underline{\sigma}}$ le tenseur des contraintes;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}$ le tenseur des déformations.

La chaleur sous forme intégrale s'écrit :

$$\delta Q = \int_{\Omega} q d\Omega + \int_{\partial\Omega} - \underline{J} \cdot \underline{n} d\Omega \tag{III.5}$$

- q une source volumique ;
- $\underline{J}$ un flux de chaleur.

La loi de Fourrier postule que la densité de flux de chaleur est proportionnelle au gradient de température:

$$\underline{J} = -\lambda \nabla T \tag{III.6}$$

- λ la conductivité thermique.

Les équations (III.1 – III.6) nous donnent l'équation de la chaleur sous forme locale :

$$\rho \dot{e} - \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}} - q - div(\lambda \nabla T) = 0 \tag{III.7}$$

Dans le cadre de petites perturbations, le tenseur de déformation se décompose:

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{e} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{an} \tag{III.8}$$

- $\underline{\underline{\varepsilon}}^{e}$ le tenseur de déformation élastique;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}^{an}$ le tenseur de déformation anélastique.

On note χ les autres variables internes (χ peut par exemple caractériser la structure métallurgique). On introduit ici la densité massique d'une énergie libre ψ qui est fonction de la déformation élastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^{e}$, de la température T et des variables internes χ. La transformée de Legendre-Fenchel de e par rapport à l'entropie s nous donne:

$$\psi(t) = e(t) - T(t)s(t) \tag{III.9}$$

A partir de deux lois usuelles de la thermodynamique:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{e}} \quad \text{et} \quad s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \tag{III.10}$$

On obtient l'équation de la chaleur:

$$-\rho \frac{\partial^2 \psi}{\partial T^2} T\dot{T} + \rho(\frac{\partial \psi}{\partial T} - T\frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \chi})\dot{\chi} - \underline{\underline{\sigma}} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{an} - \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{e}} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{e} = q + div(\lambda \nabla T) \tag{III.11}$$

On définit la capacité thermique par :

$$c_p = -\frac{\partial^2 \psi}{\partial T^2} T \tag{III.12}$$

Dans l'opération du soudage, l'apport de chaleur est extrêmement élevé par rapport à l'énergie mécanique dissipée $\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{an}$ et à l'énergie due au couplage thermo-élastique $\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \underline{\underline{\varepsilon}}^e} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e$ (Figure III.23 : VI), c'est pourquoi ces deux termes sont généralement négligés. Le terme $\rho(\frac{\partial \psi}{\partial T} - T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \chi})\dot{\chi}$ correspond aux chaleurs latentes de changement de phase. D'après [Waeckel 1994], elles sont relativement faibles par rapport aux chaleurs latentes de changement d'état liquide-solide, et donc, ce terme (Figure III.23 : III) est également fréquemment négligé car son effet est très limité.

Finalement, l'équation de la chaleur se simplifie:

$$\rho c_p \dot{T} = q + div(\lambda \nabla T) \tag{III.13}$$

III.3.1.2 Conditions aux limites

La résolution de l'équation de la chaleur se fait à partir des conditions initiales (C.I.) et des conditions aux limites (C.L.). Les C.I. correspondent à une température imposée, souvent constante et égale à la température ambiante pour toute la pièce à souder. Les C.L. se décomposent en deux parties : la première est constituée par l'apport de chaleur du plasma au bain de fusion ; la seconde est le reste de la pièce en contact avec l'air et soumis à des conditions de convection naturelle et de rayonnement.

Pour toutes les surfaces où l'échange thermique résulte de la convection et du rayonnement, le flux échangé peut être modélisé par :

$$q(T) = h(T)(T - T_{ext}) + \tilde{\sigma}\tilde{\varepsilon}(T^4 - T_{ext}^4) \tag{III.14}$$

- $h(T)$ le coefficient de transfert de chaleur ;
- $\tilde{\sigma}$ la constante de Stefan ;
- $\tilde{\varepsilon}$ le facteur d'émissivité ;
- T la température exprimée en Kelvin.

Voyons à présent comment l'apport de chaleur dû au plasma peut-être modélisé.

III.3.1.3 Source de chaleur

L'apport de chaleur est souvent modélisé comme une source de chaleur volumique ou surfacique en fonction des procédés de soudage. Pour le soudage à l'arc, l'énergie provenant du plasma est appliquée sur la surface de la pièce, le champ thermique dépend de l'énergie apportée et de la forme du bain de fusion. On considère l'énergie comme un flux de chaleur transmis en surface de la pièce [Trinh 2008]. D'après [Goldak et al. 1984] pour le soudage TIG, le bain de fusion peut être considéré comme une source interne de chaleur. Il est donc possible de modéliser l'énergie provenant du plasma et le bain de fusion par une source de chaleur volumique.

Dans le cas du soudage à l'arc électrique, l'énergie produite par l'arc électrique est transmise partiellement à la surface de la pièce, car une partie est dissipée par convection et rayonnement autour de la colonne d'arc et du bain de fusion. Donc, la puissance effective transmise à la pièce peut être modélisée de façon simplifiée par :

$$Q_{eff} = \eta UI \tag{III.15}$$

- Q_{eff} la puissance effective transmise par l'arc électrique (W) ;
- U la tension de souage (V) ;
- I le courant de soudage (A) ;
- η le rendement (<1).

L'apport de chaleur est plus élevé au centre de la zone d'action du plasma et diminue si l'on s'éloigne du centre. On peut donc supposer que la densité de flux suit une loi de répartition de type Gaussien. Par conséquent, la source de chaleur surfacique peut être modélisée par :

$$q(x,y) = Q_m f(x,y) = Q_m f(r) = Q_m \exp(-\frac{r^2}{2\sigma^2}) \tag{III.16}$$

- f la fonction de répartition gaussienne ;
- Q_m la puissance maximale (W/m²) ;
- $r^2 = x^2 + y^2$;
- σ l'écart type de la gaussienne.

Alors, le flux transmis à la pièce est alors égale à la puissance totale répartie dans la pièce.

$$Q_{eff} = \iint_S q(x,y)dS \quad \rightarrow \quad \eta UI = \int_0^\infty Q_m \exp(-\frac{r^2}{2\sigma^2}) \cdot 2\pi r dr \tag{III.17}$$

Il vient :

$$Q_m = \frac{\eta UI}{2\pi\sigma^2} \tag{III.18}$$

L'expression (III.17) représente une répartition gaussienne infinie. En pratique, la zone où s'effectue l'échange thermique est une zone limitée de rayon R_b qui correspond au rayon de l'arc. Par convention, ce rayon est fixé pour que le flux $q(R_b)$ soit égal à 5% du flux maximal. Donc,

$$q(R_b) = Q_m \exp(-\frac{R_b^{\ 2}}{2\sigma^2}) = 0.05Q_m \quad \rightarrow \quad \frac{1}{2\sigma^2} = \frac{3}{R_b^2} \tag{III.19}$$

La source de chaleur surfacique s'écrit donc:

$$q(x,y) = q(r) = \frac{3\eta UI}{\pi R_b^2} \exp(-\frac{3r^2}{R_b^2}) \tag{III.20}$$

De la même manière, si l'on considère que la source de chaleur est volumique, le flux s'écrit :

$$q(x,y,z) = Q_m g(x,y,z) \qquad \text{avec} \qquad \int_\Omega q(x,y,z)d\Omega = Q_{eff} \tag{III.21}$$

- Q_m la puissance maximale (W/m^3)

$g(x,y,z)$ est la fonction de répartition volumique. Goldak [Goldak et al. 1984] a utilisé une forme en double ellipsoïde pour le flux de chaleur, la fonction s'écrit :

$$q_f(x,y,z) = Q_0 \frac{6\sqrt{3}f_f}{a_\varepsilon bc\pi^{3/2}} \exp(\frac{-3x^2}{a_\varepsilon^2}) \exp(\frac{-3y^2}{b^2}) \exp(\frac{-3z^2}{c^2}) \tag{III.22}$$

$$q_r(x,y,z) = Q_0 \frac{6\sqrt{3}f_r}{a_\varepsilon bc\pi^{3/2}} \exp(\frac{-3x^2}{a_\varepsilon^2}) \exp(\frac{-3y^2}{b^2}) \exp(\frac{-3z^2}{c^2}) \tag{III.23}$$

avec $\varepsilon = f$ ou r selon que x est positif ou négatif.

$$f_r + f_f = 2, \quad f_f = \frac{2a_f}{a_f + a_r} \quad \text{et} \quad f_r = \frac{2a_r}{a_f + a_r} \tag{III.24}$$

III.3.2 Modélisation métallurgique

Au cours du cycle thermique, le métal de base subit des modifications micro-structurales. Ces modifications s'accompagnent d'une modification des propriétés mécaniques et éventuellement du nombre de phases en présence. L'étude des transformations de phases se ramène donc aux connaissances du nombre de phases et des proportions volumiques associées. De plus, il est important de suivre la cinétique d'évolution des phases, car cette dernière joue un rôle décisif dans les transformations de phases [Bénard et al. 1991].

Les phases métallurgiques se distinguent par leur organisation atomique. Pour l'acier faiblement allié 16MND5, à l'état solide, deux types d'organisation atomique peuvent exister :

- les solutions solides
- les composés définis.

La solution solide a la même structure cristalline que le solvant, le carbone peut être en substitution ou en insertion dans le réseau cristallin du fer. Cependant, la structure cristalline d'un composé défini est différente de la solution solide dont la proportion de soluté peut varier, les compositions d'un composé défini correspondent à une stœchiométrie (une proportion des éléments) fixée (Figure III.24).

Les phases qui peuvent exister dans le 16MND5 sont :

- la ferrite qui est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer α ;
- la cémentite qui est un carbure de fer de type composé défini par Fe_3C ;
- la perlite qui est un mélange hétérogène de ferrite et de cémentite à 0,85% en masse de carbone ;
- l'austénite qui est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ ;
- la bainite qui est un mélange de ferrite et de cémentite ;
- la martensite qui est une solution solide d'insertion sursaturée en carbone dans le fer α .

Au niveau cristallin, les transformations de phases correspondent au changement du réseau cristallin du fer et au déplacement des atomes de soluté. Pour les atomes de soluté dont la vitesse de déplacement est assez élevée, les nouvelles phases stables se forment par germination puis par croissance. C'est ce que l'on appelle la transformation par diffusion.

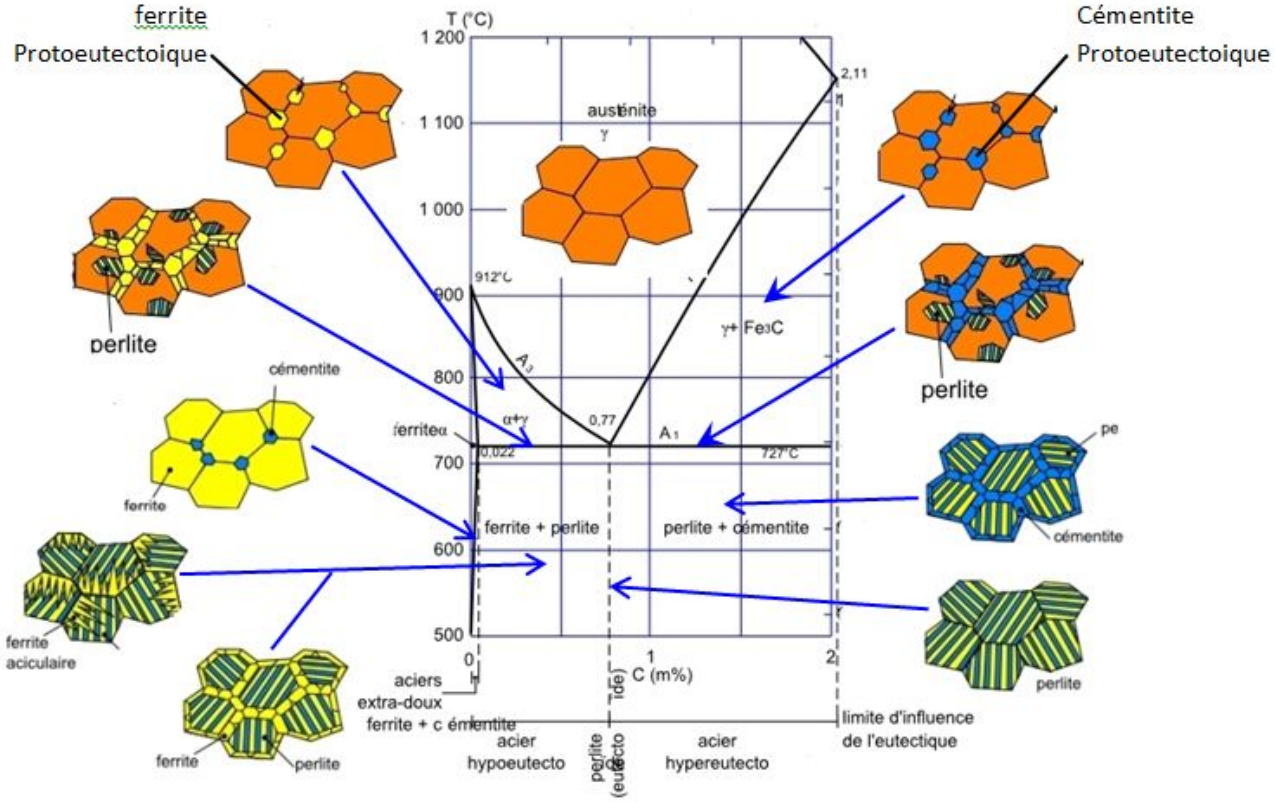


Figure III.24 : *Diagramme d'équilibre de Fer-Carbone*

Pour les atomes de soluté dont la vitesse de déplacement est faible ou la vitesse de refroidissement est trop rapide, la diffusion n'a pas assez de temps pour se produire et on a une solution solide sursaturé en carbone dans le fer. C'est ce que l'on appelle la transformation martensitique.

Dans le cas où le refroidissement est trop lent pour former de la martensite et trop rapide pour former de la perlite, on obtient un composé défini de perlite et de cémentite: la bainite.

L'étude des transformations des phases à l'état solide se base sur la connaissance des diagrammes d'équilibre où une phase existe seul ou plusieurs phases coexistent. Durant le soudage, le métal de base près du bain de fusion subit d'abord une transformation par diffusion au cours du chauffage, puis une transformation par diffusion ou une transformation martensitique lors du refroidissement.

III.3.2.1 Diagrammes d'équilibre des phases

Les diagrammes d'équilibre des phases permettent de définir à une pression donnée, la composition chimique des phases présentes à l'état d'équilibre thermodynamique. Pour un acier faiblement allié,

deux types de diagramme sont souvent utilisés : le diagramme TTT (Transformation Temps Température) et le diagramme TRC (Transformation en Refroidissement Continu).

Le diagramme TTT permet de définir les transformations isothermes. Ce type de diagramme s'obtient par des expériences de trempe suivies d'un maintien à une température donnée. On mesure alors le taux de transformation.

Le diagramme TRC permet de définir les transformations anisothermes. Ce diagramme est tracé par étude dilatométrique. On part de la phase à haute température, puis on refroidit l'échantillon à différentes vitesses contrôlées. La dilatation de l'échantillon nous permet de tracer la courbe dilatométrique.

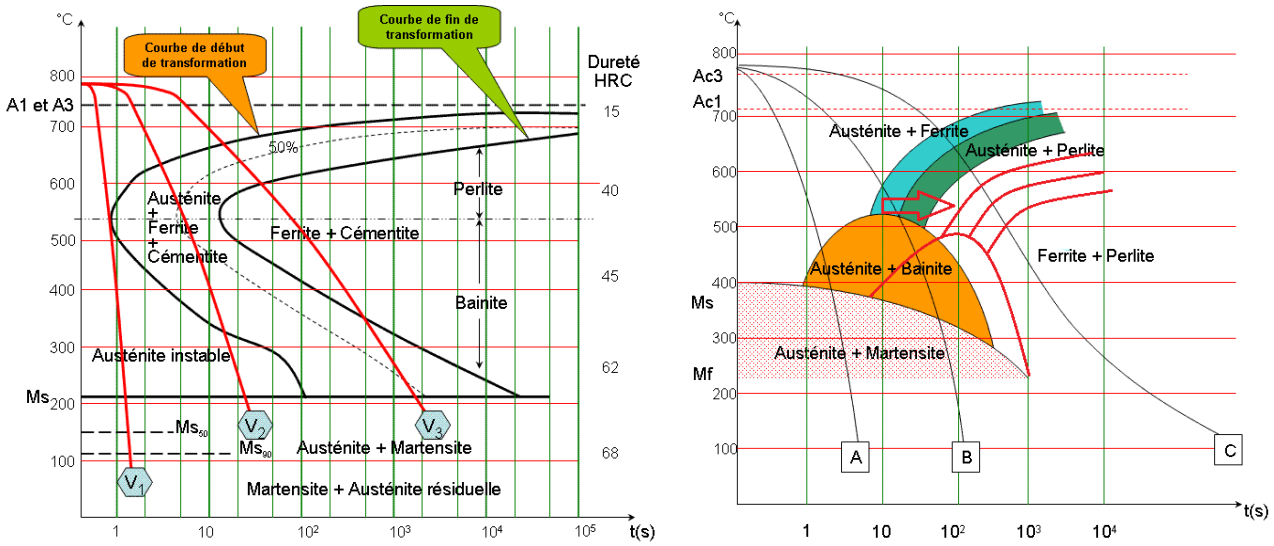


Figure III.25 : *Diagrammes TTT (gauche) et TRC (droite)*

III.3.2.2 Facteurs d'influence de la transformation métallurgique

L'état initial du métal de base 16MND5 est un mélange de bainite et de ferrite. La transformation est décrite par le diagramme TRC. Au cours du chauffage, la zone près du bain de fusion où la température dépasse la température de début de transformation austénitique Ac_1 commence à se transformer en austénite. La transformation totale se termine à la température de fin de transformation austénitique Ac_3. Au cours du refroidissement, si la vitesse de refroidissement est très rapide, l'austénite se transforme complètement en martensite (Figure III.25 droite). La température T et la vitesse de refroidissement $\dot{T}$ sont les deux facteurs majeurs qui pilotent la transformation métallurgique.

Les autres facteurs tels que la teneur en carbone, la taille de grain de l'austénite et l'état de contrainte sont néanmoins importants.

La transformation par diffusion et la transformation martensitique sont caractérisées par la possibilité pour le carbone de se diffuser dans le fer. Si la teneur en carbone est élevée, la diffusion met plus de temps à se réaliser. Cela revient à translater les courbes du diagramme TRC vers la droite selon l'axe du temps (Figure III.25 droite). D'autres éléments d'alliage tels que le molybdène, le chrome, *etc.* ont le même effet que le carbone. Dans le premier chapitre, on parle de la trempabilité qui désigne la capacité du matériau à se transformer en martensite. Une teneur en carbone équivalent élevée augmente la trempabilité. Cela a pour conséquence une translation des courbes du diagramme TRC vers la droite (Figure III.25 droite).

La transformation par diffusion se traduit par la germination et la croissance de grains. Une taille de grain austénitique plus grande rend la germination plus longue. Pour la transformation martensitique, plus la taille de grain est grande, plus la température de début de transformation M_s (Martensite start) est élevée [Trinh 2008].

L'état de contrainte peut également influencer la cinétique de transformation. Une contrainte hydrostatique positive ou une contrainte anisotrope positive favorisent le mouvement des atomes et facilitent la transformation.

Le modèle prend en compte l'effet de la teneur en carbone ainsi que celui de la taille de grain via le diagramme TRC. L'effet de la contrainte est généralement négligé dans la modélisation du procédé de soudage [Waeckel 1994] (Figure III.23 : V). Cela permet de n'utilise qu'un seul diagramme TRC pour définir les transformations de phase au cours du soudage.

III.3.2.3 Modélisation des transformations métallurgiques

La modélisation métallurgique consiste à décrire la cinétique de l'évolution de chaque phase dans un volume élémentaire représentatif (VER). On considère que chaque VER est composé de toutes les phases, la proportion de la phase i étant notée Z_i[9]. La modélisation consiste à trouver l'état final $\{Z_1, Z_2, Z_3, Z_4, Z_a\}_{t=t_f}$ à partir de l'état initial $\{Z_1, Z_2, Z_3, Z_4, Z_a\}_{t=t_0}$.

[9] Z_i avec $i = (1,2,3,4,a)$ qui représente successivement la proportion de la ferrite, la perlite, la bainite, la martensite et l'austénite.

Cela nécessite d'établir une loi d'évolution de Z_i dans laquelle on prend en compte tous les éléments d'influence. D'après la littérature [Moumni et al. 2011], l'évolution de Z_i est gouvernée par la température et la vitesse du refroidissement, et influencée par l'état de contrainte, la teneur en carbone, et la taille de grain de l'austénite. On pourra donc écrire cette loi sous la forme d'une équation phénoménologique :

$$\dot{Z}_i = f(T, \dot{T}, Z_i, d, \sigma, C) \tag{III.25}$$

Au cours du chauffage, la structure se transforme de l'état initial (composition de ferrite et de bainite) en austénite. La transformation est considérée comme une fonction uniquement de la température et son évolution est supposée linéaire entre la température de début et de fin de l'austénitisation [Leblond et Devaux, 1984].

$$\dot{Z}_a = \frac{Z_{eq}(T) - Z_a}{\tau(T)} \tag{III.26}$$

[Waeckel 1994] a modélisé les fonctions de l'équation (III.26) par des formules simples :

$$Z_{eq}(T) = \begin{cases} 0 & si \quad T < Ac_1 \\ \dfrac{T - Ac_1}{Ac_3 - Ac_1} & si \quad Ac1 \le T \le Ac_3 \\ 1 & si \quad T > Ac_3 \end{cases}$$

$$\tau(T) = \begin{cases} \tau_1 & si \quad T < Ac_1 \\ \tau_1 + \dfrac{T - Ac_1}{Ac_3 - Ac_1}(\tau_3 - \tau_1) & si \quad Ac1 \le T \le Ac_3 \\ \tau_3 & si \quad T > Ac_3 \end{cases}$$

τ_1 et τ_2 sont deux constantes positives qui décrivent le début et la fin de transformation des phases.

L'effet de la teneur en carbone est pris en compte dans les coefficients Ac_1 et Ac_3. L'effet de contrainte est négligé. La taille de grain n'a une influence qu'au cours du refroidissement.

Au cours du refroidissement, deux types de transformations peuvent se dérouler. La transformation par diffusion est modélisée par :

$$\dot{Z}_i = f(T, \dot{T}, Z_i, d) \tag{III.27}$$

On considère que l'effet de contrainte est négligeable. L'effet de la teneur en carbone est pris en compte dans Ac_1, Ac_3 et Ms (début de transformation martensitique). [Moumni et al. 2011] a donné une forme linéaire de l'équation (III.27). Les paramètres dans la forme explicite de l'équation (III.27) sont identifiés à partir d'un diagramme TRC. [Waeckel 1994] n'a pas travaillé sur sa forme explicite. Il a remarqué qu'il est difficile de proposer une forme simple de f. En revanche, toute histoire thermométallurgique expérimentalement connue (exprimée dans le TRC) est une solution particulière de l'équation différentielle d'évolution (III.27).

Pour la transformation martensitique, on utilise la loi de Koistinen-Marburger [Koistinen et Marburger 1959] :

$$Z_4(T, Z_a, Ms, d) = Z_a(1 - \exp(\beta(d)[Ms - T]^+) \tag{III.28}$$

où Ms est la température de début de transformation qui dépend de la taille de grain austénitique. $[Ms - T]^+$ est la partie positive de $Ms - T$ et β est un coefficient propre au matériau.

Waeckel [Angles 2013] a justifié expérimentalement que le début de transformation martensitique Ms varie lorsque la proportion d'austénite transformée est inférieure à un seuil Z_s. Cette relation est linéaire et se traduit par :

$$Ms = Ms_0(d) + AM(d)[Z_1 + Z_2 + Z_3 - Z_s(d)]^+ \tag{III.29}$$

Etant donnée une taille de grain, pour chaque diagramme TRC, on pourra identifier les paramètres dans les équations de la cinétique de transformation. La taille de grain austénitique modifie la cinétique de transformation en translatant le TRC selon l'axe du temps. La translation se traduit en fait par une multiplication de la vitesse de refroidissement $\dot{T}$ par un coefficient. Donc, la vitesse $\dot{T}$ effective est :

$$\dot{T}^{eff} = \dot{T} \cdot \exp(a(d - d_{ref})) \tag{III.30}$$

où d_{ref} est la taille de grain de référence, a est un coefficient du matériau.

L'ensemble de ces équations permet de définir la cinétique de transformation métallurgique.

III.3.3 Modélisation thermomécanique

On rappelle les équations du problème mécanique. En statique, le problème mécanique consiste à résoudre les équations suivantes :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x}) = \frac{1}{2}(\nabla \underline{u} + \nabla^T \underline{u})(\underline{x}) \qquad (\underline{x} \in \Omega) \qquad \text{(III.31)}$$

$$div \underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) = 0 \qquad (\underline{x} \in \Omega) \qquad \text{(III.32)}$$

$$\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) = f(\underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x})) \qquad (\underline{x} \in \Omega) \qquad \text{(III.33)}$$

avec les conditions aux limites :

$$\underline{u}(\underline{x}) = \underline{u}^D(\underline{x}) \qquad (\underline{x} \in S_u) \qquad \text{(III.34)}$$

$$\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) \cdot \underline{n}(\underline{x}) = \underline{T}^D(\underline{x}) \qquad (\underline{x} \in S_T) \qquad \text{(III.35)}$$

On suppose que la déformation est petite, et que la force volumique due à la gravité est négligeable. L'équation (III.33) représente la loi de comportement.

On considère que le comportement du 16MND5 est élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire. Cette hypothèse sera évaluée dans la section III.3.5.4. On définit les variables d'état et les variables internes :

- $\underline{\underline{\varepsilon}}$ la déformation totale ;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ la déformation élastique ;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ la déformation plastique ;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$ la déformation thermique ;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}$ la plasticité de transformation ;
- p la déformation plastique cumulée ;
- T la température ;
- Z_i la proportion volumique de la phase i.

La déformation se décompose :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{e} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{p} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{pt} \tag{III.36}$$

On définit la densité d'énergie libre :

$$\psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, \underline{\underline{\varepsilon}}^{p}, \underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}, \underline{\underline{\varepsilon}}^{th}, p, T) = \frac{1}{2}(\lambda(Tr(\underline{\underline{\varepsilon}}^{e}))^2 + 2\mu Tr(\underline{\underline{\varepsilon}}^{e})^2) + \psi^{th}(T) + \psi^{p}(p) \tag{III.37}$$

- λ, μ les coefficients de Lamé qui sont identiques pour toutes les phases ;
- $\psi^{th}(T)$ la partie thermique de l'énergie libre ;
- $\psi^{p}(p)$ la partie associée à l'écrouissage isotrope de l'énergie libre.

La déformation thermique est due à la dilatation thermique. Pour les phases telles que la ferrite, la perlite, la bainite et la martensite, la structure cristallographique est cubique centrée. Elles ont un coefficient de dilatation identique k_α. Pour l'austénite, la structure cristallographique est cubique à face centrée. Son coefficient de dilatation est k_γ. On définit un état de référence T_{ref} pour lequel la déformation thermique est nulle.

Lors de la transformation de la phase α à la phase γ ou inversement, le matériau subit un changement de structure cristallographique. Il faut donc prendre en compte la différence de compacité entre les deux phases : $\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_{\alpha\gamma}^{T_{ref}}$ qui dépend de l'état de référence T_{ref}.

Pour la ferrite, la perlite, la bainite et la martensite, la déformation thermique est donnée par :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{\alpha}^{th} = k_\alpha (T - T_{ref}) \cdot \underline{\underline{1}} + Z_\gamma^R \Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_{\alpha\gamma}^{T_{ref}} \tag{III.38}$$

- $Z_\gamma^R = 1$ lorsque la phase de référence est austénitique ; $Z_\gamma^R = 0$ lorsque la phase de référence est ferritique.

Pour l'austénite, la déformation thermique est :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{\gamma}^{th} = k_\gamma (T - T_{ref}) \cdot \underline{\underline{1}} - (1 - Z_\gamma^R) \Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_{\alpha\gamma}^{T_{ref}} \tag{III.39}$$

Ainsi, la déformation thermique pour un VER s'écrit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \sum_{i=1}^{4} Z_i \underline{\underline{\varepsilon}}_{\alpha}^{th} + Z_a \underline{\underline{\varepsilon}}_{\gamma}^{th} \tag{III.40}$$

Pour l'écrouissage isotrope linéaire, l'énergie libre y associée est définie par :

$$\psi^p(p) = \frac{1}{2}\sum_i Z_i h_i p^2 \tag{III.41}$$

- h_i est le module d'écrouissage isotrope linéaire pour la phase i.

Les lois d'état sont données par :

$$\frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \underline{\underline{\sigma}} \rightarrow \underline{\underline{\sigma}} = \lambda \cdot Tr(\underline{\underline{\varepsilon}}^e) \cdot \underline{\underline{1}} + 2\mu \cdot \underline{\underline{\varepsilon}}^e \tag{III.42}$$

$$-\frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^p} = \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^p} \rightarrow \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^p} = \underline{\underline{\sigma}} \tag{III.43}$$

$$-\frac{\partial \psi}{\partial p} = A_p \rightarrow A_p = \sum_i Z_i h_i p \tag{III.44}$$

$$-\frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}} = \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}} \rightarrow \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}} = \underline{\underline{\sigma}} \tag{III.45}$$

Pour décrire l'évolution des variables internes, il est nécessaire de déterminer des lois complémentaires qui dérivent d'un pseudo-potentiel de dissipation ϕ^* obtenu à partir du potentiel de dissipation ϕ par la transformation de Legendre-Fenchel. ϕ est une fonction convexe, positive, nulle à l'origine et semi-continue inférieurement.

Pour la déformation plastique et la variable d'écrouissage, ce pseudo-potentiel de dissipation ϕ^* est égal à la fonction indicatrice d'un convexe qui est la fonction de charge :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}, A_p) = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}}} + A_p - \sigma^y \leq 0 \tag{III.46}$$

où $\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{Tr(\underline{\underline{\sigma}})}{3} \cdot \underline{\underline{1}}$, et σ^y la limite d'élasticité du matériau qui dépend des phases composées. [Cano 1999] a adopté une loi de mélange non-linéaire :

$$\sigma^y = (1 - g(\sum_{i=1}^4 Z_i))\sigma_\gamma^y + g(\sum_{i=1}^4 Z_i)\sigma_\alpha^y \tag{III.47}$$

où g est une fonction non-linéaire qui est donnée dans l'annexe F.6. σ_γ^y est la limite d'élasticité de l'austénite. σ_α^y est la limite d'élasticité moyenne des phases ferritique, perlitique, bainitique et martensitique :

$$\sigma_\alpha^y = \frac{\sum_{i=1}^{4} Z_i \sigma_i^y}{\sum_{i=1}^{4} Z_i} \tag{III.48}$$

où σ_i^y est la limite d'élasticité pour la phase i.

La déformation plastique cumulée est définie par :

$$p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}}^p : \underline{\underline{\varepsilon}}^p} \, dt \tag{III.49}$$

La loi de normalité nous permet de définir l'évolution des variables internes :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^p}} \qquad \text{et} \qquad \dot{p} = \lambda \frac{\partial f}{\partial A_p} \tag{III.50}$$

où λ est le multiplicateur plastique, $\{\lambda f = 0, \lambda \geq 0, f \leq 0\}$.

Quant à la plasticité de transformation, elle peut exister lors de transformations structurales sous contraintes de type ferritique, perlitique, bainitique et martensitique. En revanche, ce phénomène n'existe pas lors de la transformation austénitique [Angles 2013]. Sous entendu, il n'existe pas de plasticité de transformation en dehors des plages de transformation ferritique. Nous avons pris le modèle de Greenwood-Johnson [Greenwood et Johnson, 1965] qui s'applique pour les alliages ferritiques. D'après Greenwood-Johnson, la plasticité de transformation est due aux incompatibilités volumiques des phases dans le mélange. Nous pouvons ainsi proposer un pseudo-potentiel de dissipation ϕ_{pt}^* :

$$\phi_{pt}^* = \frac{3}{2} \sum_{i=1}^{4} K_i (1 - Z_i) \left[\dot{Z}_i\right]^+ dev(\underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}}) : dev(\underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}}) \tag{III.51}$$

- avec K_i une constante à déterminer.

La vitesse de la plasticité de transformation est proportionnelle à la partie déviatorique de la force thermodynamique associée :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pt} = \frac{\partial \phi^*_{pt}}{\partial \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}}} = 3\sum_{i=1}^{4} K_i (1 - Z_i)\left[\dot{Z}_i\right]^+ dev(\underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}}) \tag{III.52}$$

Lors de la transformation métallurgique, les atomes se déplacent dans le réseau cristallin. Cela peut annihiler les dislocations qui sont à l'origine de l'écrouissage. Ainsi, l'écrouissage dans la phase mère n'est pas totalement transmis à la phase créée. C'est le phénomène de restauration d'écrouissage par transformation. La variable interne p qui caractérise l'écrouissage n'est plus valable. On définit une nouvelle variable r pour prendre en compte le phénomène de restauration d'écrouissage par transformation. L'écrouissage est modélisé en adoptant l'approche de [Leblond 1989] :

$$r = Z_a r_a + \sum_{i=1}^{4} Z_i r_i \tag{III.53}$$

Pour l'austénite, la loi d'évolution de la variable d'écrouissage est [Angles 2010] :

$$\dot{r}_a = \dot{p} + \frac{1}{Z_a}\left(\sum_{i=1}^{4} (-\dot{Z}_i)(\theta r_i - r_a)\right) \tag{III.54}$$

Pour les autres phases (ferrite, perlite, bainite et martensite), la loi d'évolution de la variable d'écrouissage est [Angles 2010] :

$$\dot{r}_i = \dot{p} + \frac{1}{Z_i}\left(\sum_{i=1}^{4} (\dot{Z}_i)(\theta r_i - r_a)\right) \tag{III.55}$$

$\theta = 1$ signifie que l'écrouissage est totalement transmis de la phase mère à la phase produite ;

$\theta = 0$ signifie que la restauration d'écrouissage est complète, aucun écrouissage n'est transmis.

La dissipation intrinsèque est donc exprimée par :

$$D = (\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{p} + A_p \dot{r}) + \underline{\underline{A}}_{\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pt} > 0 \tag{III.56}$$

III.3.4 Diffusion de l'hydrogène

Le mécanisme de diffusion de l'hydrogène a été décrit dans le chapitre I. Ici, on récapitule les équations qui permettent de modéliser ce phénomène dans le procédé de soudage.

La concentration de l'hydrogène dans le métal se décompose en deux parties : l'hydrogène diffusible C et l'hydrogène piégé C_p. Ici, l'hydrogène diffusible prend en compte l'hydrogène contenu dans les pièges réversibles. La première loi de Fick postule que la diffusion de l'hydrogène est gouvernée par le gradient de concentration. En revanche, Leblond [Leblond 1984] considère que les effets des champs tels que la contrainte hydrostatique et la température ne sont pas pris en compte par la première loi de Fick. Il a conclu que la diffusion de l'hydrogène est gouvernée par le gradient de l'activité qui est définie par :

$$a = \frac{C}{S} \tag{III.57}$$

où S est la solubilité de l'hydrogène dans l'acier à une température donnée. La solubilité dépend de la température, de la contrainte hydrostatique et de la plasticité. Cela est exprimé par :

$$S = (1 + \varsigma_1 p) S_0 \sqrt{p_{H_2}} \exp\left(\frac{-\Delta H + V_H \sigma_h}{RT}\right) \tag{III.58}$$

$\Delta H, V_H, \sigma_h, R, p, \varsigma_1$ sont respectivement l'énergie d'activation, le volume molaire de l'hydrogène dans l'acier, la contrainte hydrostatique, la constante universelle des gaz parfaits, la plasticité et un coefficient du matériau.

Donc, la modélisation de la diffusion de l'hydrogène dans l'acier sans prise en compte les pièges irréversibles est décrite par :

$$\underline{J} = -DS\nabla a \tag{III.59}$$

- J est le flux d'hydrogène

La conservation de la masse postule qu'au cours de l'expérience, le nombre d'éléments de chaque espèce se conserve. Alors,

$$\frac{d(C + C_p)}{dt} = -div(\underline{J}) = DS\nabla a \tag{III.60}$$

L'équilibre entre l'hydrogène diffusible et l'hydrogène piégé est modélisé par :

$$\frac{\partial C_p}{\partial t} = kC(1 - \frac{C_p}{C_p^0}) \tag{III.61}$$

avec C_p^0 la solubilité initiale des pièges irréversibles. Comme la déformation peut augmenter le nombre de pièges irréversibles on le prend en compte en réécrivant (III.59) :

$$\frac{\partial C_p}{\partial t} = kC(1 - \frac{C_p}{(1 + \varsigma_2 p)C_p^0}) \tag{III.62}$$

où ς_2 est un coefficient du matériau.

Au cours du procédé de soudage, on considère que la concentration de l'hydrogène sur la surface est nulle. L'hydrogène introduit par le soudage est distribué de manière homogène dans le métal fondu. La résolution des équations III.60 et III.62 nous donne la concentration de l'hydrogène au cours du temps dans la pièce soudée.

III.3.5 Validation du modèle thermo-métallo-mécanique-diffusion

III.3.5.1 Description de l'essai

Afin de valider notre modèle thermomécanique et de transformation métallurgique, nous avons utilisé un essai expérimental qui a été réalisé à l'INSA Lyon. La description complète de l'essai est donnée dans [Cavallo 1998] (Figure III.26).

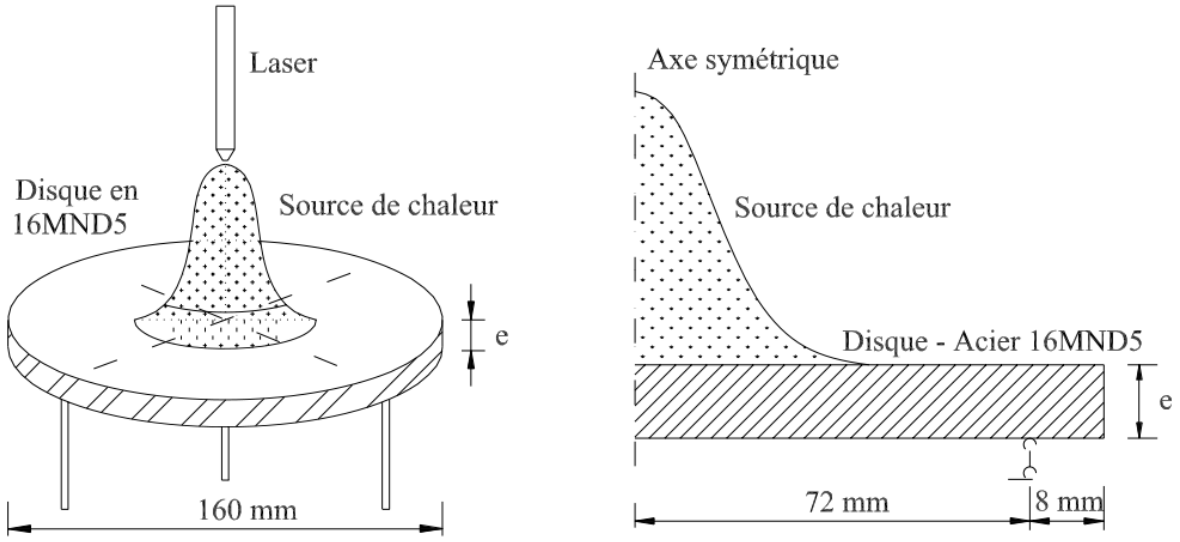


Figure III.26 : *Disque chauffé par laser (gauche) et son un demi plan de coupe (droite) [Trinh 2008]*

L'essai consiste à chauffer le centre d'un disque d'acier en 16MND5 jusqu'à la température d'austénitisation. Le disque a un diamètre de *160mm* et une épaisseur de *5mm*. Il repose sur trois tiges en alumine situées à *72mm* du centre du disque et positionnés à 120° les unes des autres. On chauffe le disque avec un faisceau laser CO_2 pendant *70s* et puis on le laisse refroidir jusqu'à la température ambiante.

Sur la surface inférieure, les thermocouples sont mis en place tous les *2mm* à partir du centre du disque. La température maximale au centre du disque sur la surface supérieure est mesurée par un pyromètre, elle vaut 968°C.

Sept capteurs inductifs qui mesurent les déplacements verticaux sont installés sur la surface inférieure à $r = 1, 5, 10, 15, 20, 25$ et *30mm*. Les contraintes résiduelles sont mesurées par deux méthodes :

i) méthode de diffraction des rayons X ;
ii) méthode de trou.

Avec la première méthode, les contraintes radiales et les contraintes circonférentielles sont mesurées en fonction du rayon *r* sur les deux surfaces. La seconde méthode a été utilisée pour mesurer les contraintes radiales et les contraintes circonférentielles en fonction de la profondeur du trou à partir la surface supérieure à *r = 20mm* et à partir de la surface inférieure à *r = 16,5mm*.

Finalement, des analyses micrographiques ont été effectuées sur une coupe du disque. Quatre zones ont été identifiées (Figure III.27) :

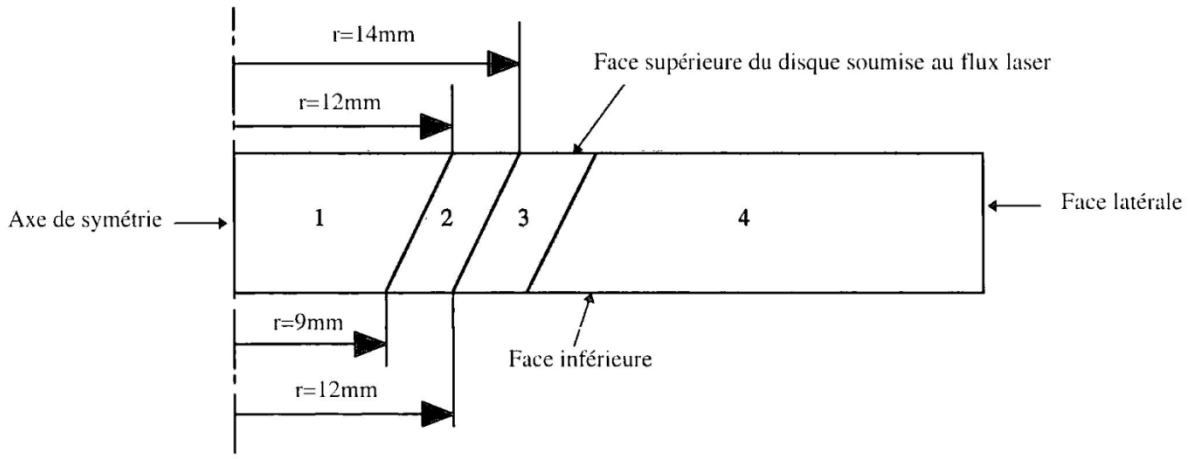


Figure III.27 : *Quatre zones métallurgiques[Cano 1999]*

Zone 1 : l'acier est complètement transformé en austénite lors du chauffage. L'état final est composé de 70% de bainite et de 30% de martensite avec une incertitude de 10%.

Zone 2 : zone partiellement transformée où la température maximale est compris entre *Ac1* et *Ac3*. Trois phases co-existent : la ferrite, la bainite et la martensite.

Zone 3 : zone affectée par le chauffage. La température maximale est voisine de *Ac1*. Il n'y a pas de changement de phases.

Zone 4 : zone non-affectée par le chauffage.

III.3.5.2 Simulation du problème thermique

Nous présentons ici les chargements thermiques et les principaux résultats de la simulation du problème thermique. Sur la surface supérieure et pour le rayon $r < 37mm$, on impose un flux qui a été identifié par une méthode inverse (annexe D.1) [Cano 1999].

Les conditions aux limites sont décrites par l'équation (III.14). L'émissivité et la constante de Stefan sont [Cano 1999] :

$$\tilde{\varepsilon} = 0{,}7\,;\ \tilde{\sigma} = 5{,}67 \times 10^{-8} W/m^2/K^4$$

Au chauffage, sur la surface supérieure lorsque le rayon $r > 37mm$, le coefficient d'échange $H = 15W/m^2/K$; sur la surface latérale et la surface inférieure, $H = 5W/m^2/K$. Pour le refroidissement, pour toute la surface supérieure, $H = 10W/m^2/K$; pour la surface latérale et la surface inférieure, $H = 5W/m^2/K$.

L'enthalpie et la conductivité qui sont fonction de la température sont données dans l'annexe D.3. La comparaison des températures simulées et expérimentales est montrée sur la figure III.28. De 0s à 70s, le disque est dans la phase de chauffage. A partir de 70s, le disque est dans la phase de refroidissement. Ce résultat est satisfaisant.

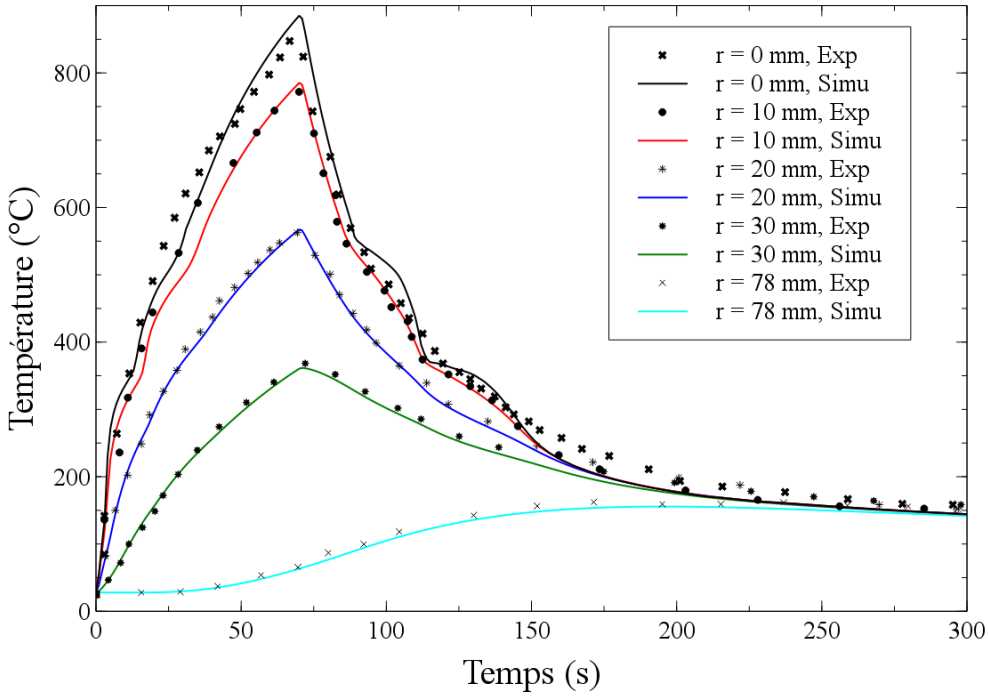


Figure III.28 *Comparaison de l'évolution des températures simulées et expérimentales*

III.3.5.3 Simulation du problème métallurgique

La résolution du problème métallurgique consiste à calculer à chaque instant la proportion de chaque phase. On a utilisé un diagramme TRC (annexe E) pour identifier la cinétique d'évolution de chaque phase. On présente ici (Figure III.26) l'état métallurgique à l'instant t = 300s où les transformations métallurgiques sont terminées.

Sur la figure III.29, on distingue bien la zone 1 qui est composée de martensite et de bainite, et la zone 2 qui est composée de bainite et de ferrite. La proportion de martensite dans la zone 1 est de 35%, ce qui est assez proche de la mesure (30%). Dans la zone 2, la simulation montre qu'il existe une faible proportion de martensite. Cette zone est composée principalement de bainite et de ferrite. Ceci est tout à fait cohérent avec la mesure présentée sur la figure III.27.

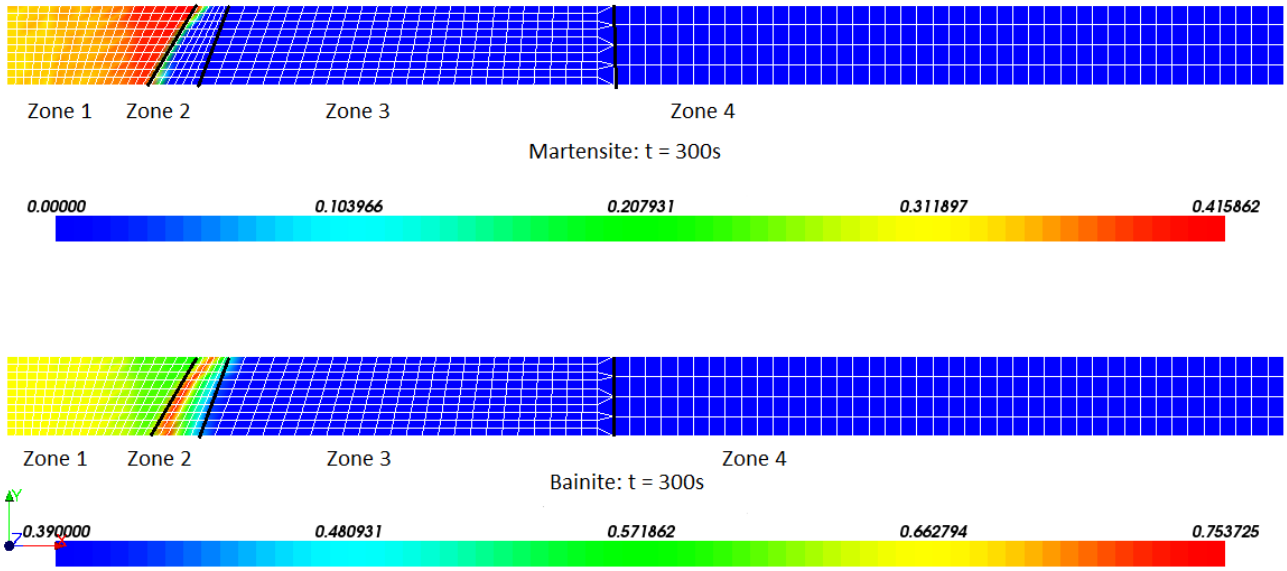


Figure III.29 : *Proportion de martensite et de bainite à l'instant 300s*

III.3.5.4 Simulation du problème thermomécanique

Le comportement thermomécanique est décrit dans la section III.3.3. On précise ici les paramètres retenus pour la simulation. Dans l'équation III.36, la déformation de chaque phase est décomposée en partie élastique, plastique, thermique et la plasticité de transformation. La déformation due à la dilatation thermique est déterminée par l'équation III.37. Le coefficient de dilatation qui est fonction de la température est donné dans l'annexe F. La déformation élastique est décrite par la loi de Hooke (équation III.50) où le coefficient de Poisson est pris constant et égal à 0,3. Le module d'Young qui est fonction de la température est considéré indépendant de la phase. Il est donné dans l'annexe F.

La déformation plastique est décrite par un écrouissage isotrope linéaire dont les deux paramètres sont une limite d'élasticité et un module d'écrouissage. Ils sont donnés dans l'annexe F. La restauration d'écrouissage par transformation est décrite par l'équation III.51-53. Mais comme on ne possède pas de données expérimentales pour identifier le paramètre θ, on considère que $\theta = 0$ pour la transformation par diffusion puisque dans ce cas, les atomes se déplacent de manière importante, ce qui induit l'annihilation des dislocations. Pour la transformation martensitique on prend $\theta = 1$ car la diffusion des atomes est plus lente [Cano 1999]. La plasticité par transformation est décrite par l'équation III.50. Pour les quatre phases ferritiques, le coefficient K_i est pris identique et vaut $0{,}7 \times 10^{-4} MPa^{-1}$ [Cano 1999]

La modélisation est axisymétrique. On bloque le déplacement vertical au point $r = 72mm$. Dans le calcul thermomécanique, les chargements thermiques et métallurgiques sont donnés par la résolution des problèmes thermique et métallurgique.

A noter que notre simulation est basée sur l'étude de [Cano 1999]. Mais nous avons adopté un diagramme TRC différent de celui utilisé par Cano. Cela nous a donné des résultats métallurgiques plus proches de la mesure.

On compare d'abord les champs de déplacement calculés avec ceux de l'expérience (Figure III.30). Les déplacements calculés correspondent bien aux déplacements mesurés. L'écart entre la simulation et l'expérience est acceptable.

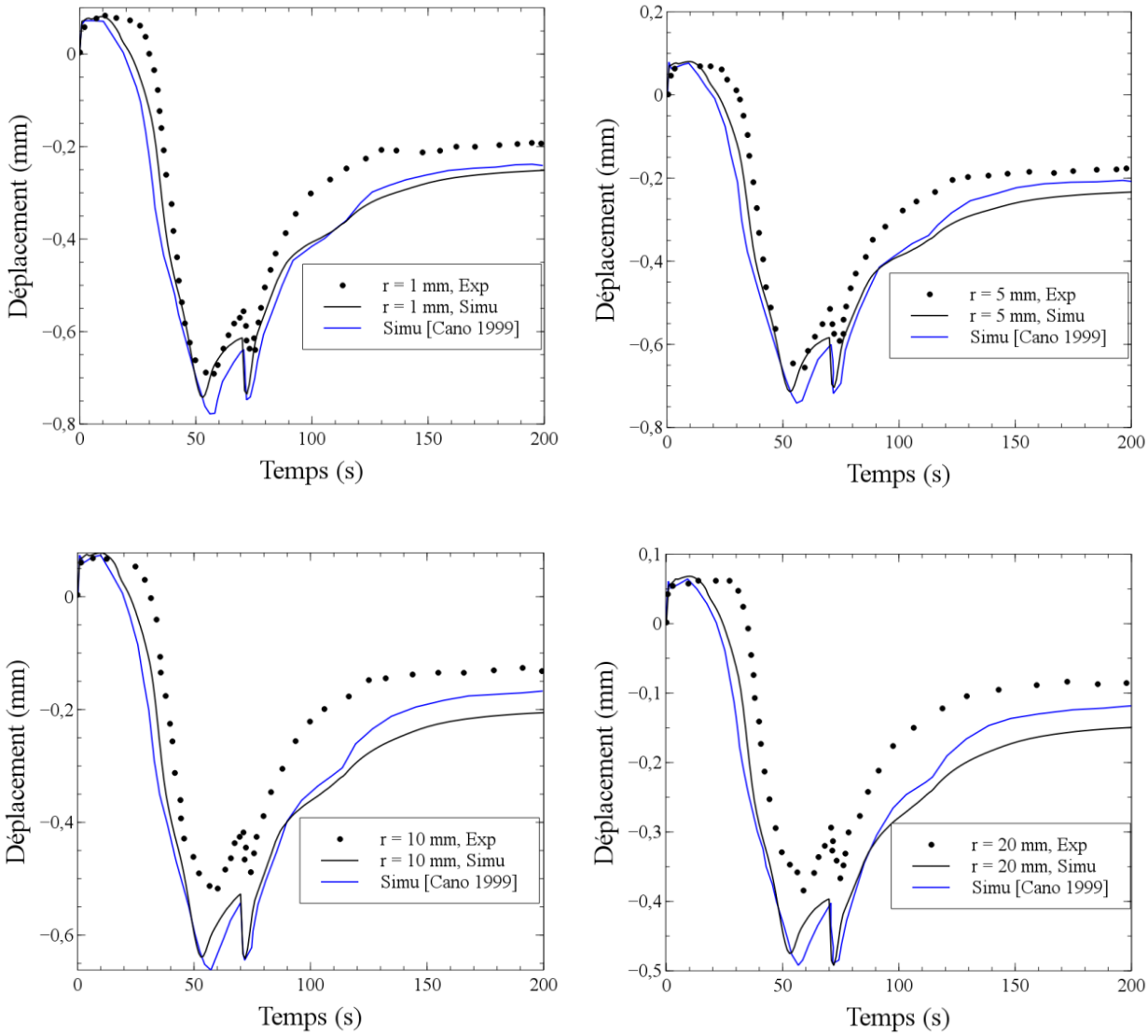


Figure III.30 : *Composante verticale du déplacement en fonction du temps*

Les contraintes résiduelles ont été mesurées par deux méthodes :

i) diffraction X (marqué Exp dans les figures III.31-32) ;

ii) méthode du trou.

Sur les figures III.31-32, les contraintes calculées correspondent bien à celles mesurées par la méthode du trou. En revanche, l'écart est assez important entre la simulation et la mesure par diffraction X. Si l'on s'intéresse à la zone affectée thermiquement, les contraintes calculées sont en bon accord avec les contraintes mesurées par la méthode de diffraction X. Pour la zone où le rayon est supérieur à 40mm, il y a des contraintes résiduelles avant l'essai du soudage. Cette zone ne sera pas prise en compte dans la comparaison.

Comme nous nous intéressons particulièrement à la zone affectée thermiquement qui correspond ici à la zone de rayon $r < 12mm$ pour la surface inférieure et $r < 14mm$ pour la surface supérieure, nous pouvons donc conclure que notre modèle est validé pour cette expérience. Nous pourrons nous en servir pour la modélisation des essais de type Tekken.

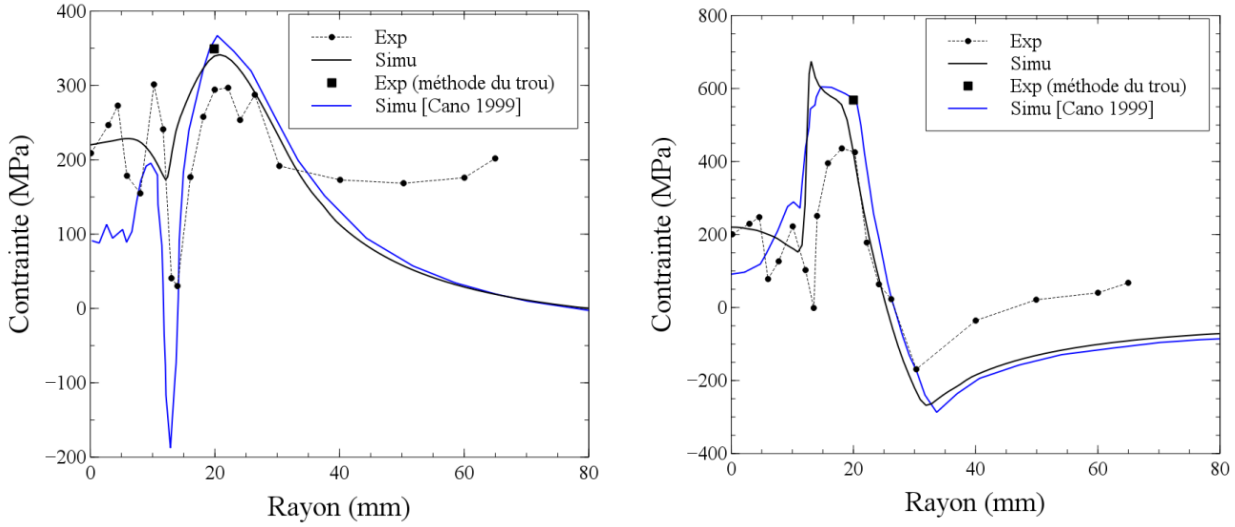


Figure III.31 : *Contraintes résiduelles radiale (gauche) et circonférentielle (droite) sur la surface supérieure (La ZAT correspond à un rayon inférieur à 14mm)*

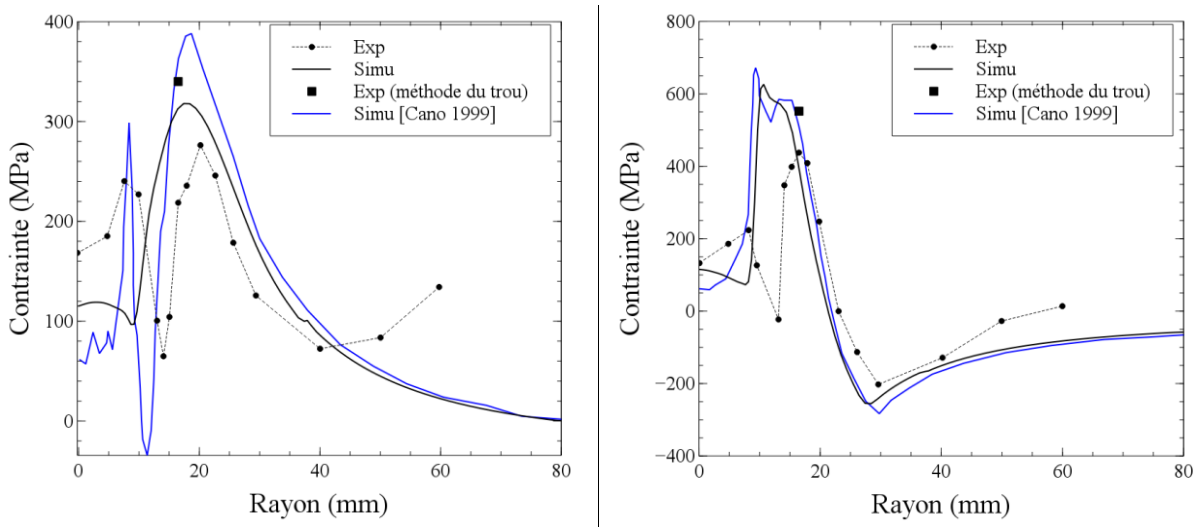


Figure III.32 : *Contraintes résiduelles radiale (gauche) et circonférentielle (droite) sur la surface inférieure (La ZAT correspond à un rayon inférieur à 12mm)*

Pour la diffusion de l'hydrogène, nous avons implanté le modèle de [Leblond 1984] dans Code_Aster. Comme il n'existe pas d'essai expérimental qui permette de valider ce modèle, nous avons validé l'implantation de ce modèle en comparant les résultats simulés par Code_Aster avec les résultats donnés par [Leblond 1984] (Voir annexe G).

III.3.6 Simulation de la fissuration à froid et résultats

Les essais de type Tekken consistent à déposer un cordon de soudure en acier inoxydable 316LSi dans le chanfrein de l'éprouvette Tekken. La ZAT est une zone de largueur d'environ 1,2mm près du bain de fusion. La figure III.33 (haut) illustre la moitié d'une éprouvette Tekken.

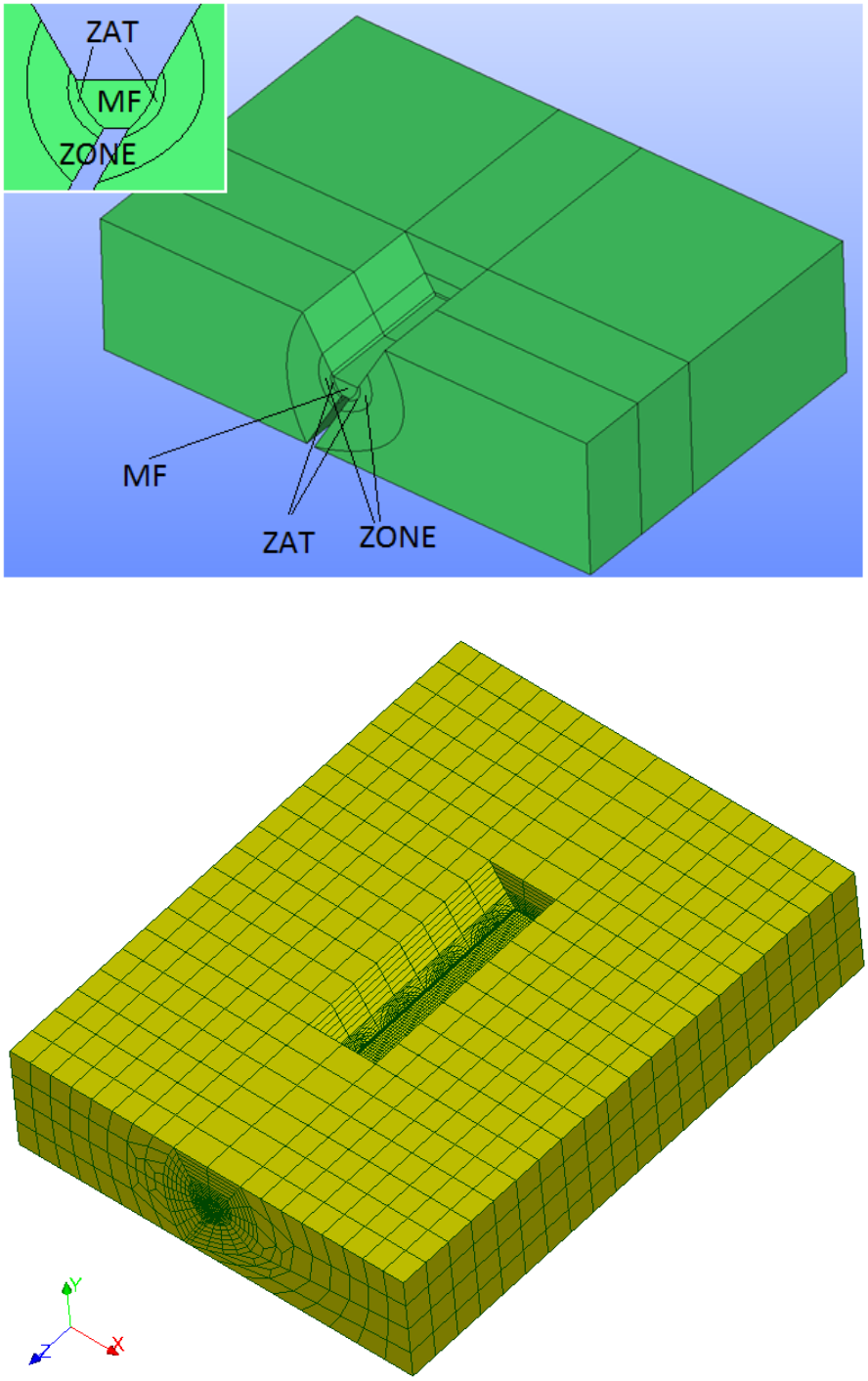


Figure III.33 : *Géométrie d'une éprouvette Tekken et le maillage. ZONE sert à mailler le métal de base de manière progressive.*

Le maillage comporte 27081 nœuds et 23872 mailles hexaédriques. Les mailles ont une taille de : $0{,}6mm \times 0{,}6mm \times 1mm$ dans le métal fondu et $0{,}3mm \times 0{,}6mm \times 1mm$ dans la ZAT (Figure III.34). Ainsi, la ZAT comporte quatre éléments selon l'axe X (Figure III.34). Au-delà de la soudure (MF + ZAT), le raffinement du maillage diminue progressivement.

Dans notre modélisation, nous avons pré-positionné le volume MF qui, dans le procédé de soudage, est déposé au fur et à mesure de l'avancement de la torche de soudage. Pour le problème thermique et métallurgique, ce traitement est logique. Dans la modélisation thermomécanique, nous avons considérons que la température de référence de la zone MF est de 1400°C pour que la simulation soit cohérente avec l'expérience où le métal déposé est initialement à l'état liquide. La simulation a montré que le résultat du calcul thermomécanique est sensible à la taille des éléments dans la ZAT. Une étude de sensibilité a été effectuée sur la taille de maille. Les résultats sont interprétés dans la section III.3.6.3.

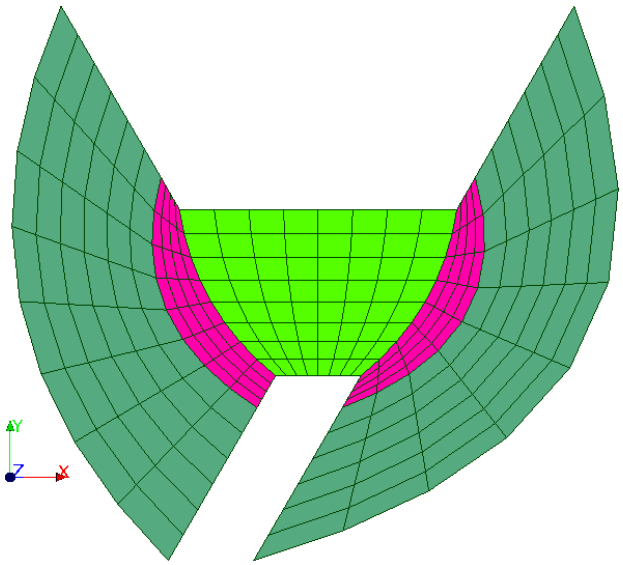


Figure III.34 : *Le maillage de MF (vert), ZAT (magenta) et ZONE (vert foncé)*

III.3.6.1 Modèle thermique équivalent

Le problème consiste à déterminer un modèle thermique équivalent en identifiant les paramètres $\mathbf{p}_i = (a_r, a_f, b, c, \eta)$ de l'équation III.22-23 à partir des mesures de température (section III.2.2). Pour ce faire, nous utilisons une méthode inverse qui est mise en œuvre avec le logiciel ADAO.

Le problème direct : connaissant les sollicitations telles que les températures, les conditions initiales, les conditions aux limites et les paramètres telles que la conductivité, la capacité thermique et la densité volumique, on résoud l'équation de la chaleur afin de calculer le champ de température en tout point de l'espace et à tout instant.

La température initiale dans l'éprouvette est fixée à 25°C. Les surfaces en contact avec l'air sont soumises à des conditions de convection naturelle et de rayonnement. La diffusion de la chaleur est décrite par l'équation de la chaleur dont les paramètres thermiques sont donnés dans l'annexe D. Les paramètres de la source de chaleur sont déterminés par la résolution d'un problème inverse décrit dans les paragraphes suivants.

Le problème inverse : minimiser la fonction coût

$$f(\mathbf{p}_i) = \left|\mathbf{d} - \mathbf{d}^{\exp}\right|$$

$\mathbf{d}^{\exp}$ est le vecteur qui représente les champs mesurés, soit les températures mesurées par les thermocouples aux points donnés. $\mathbf{d}$ est le vecteur qui représente les champs calculés aux mêmes points que la mesure. Le problème inverse consiste à trouver les paramètres inconnus $\mathbf{p}_i$ qui permettent de minimiser cette fonction coût.

Dans le cadre de cette thèse, nous avons utilisé le module ADAO de Salomé-Meca[10] pour identifier les paramètres inconnus. ADAO utilise une méthode de minimisation sous contrainte non-linéaire qui s'appelle LBFGS [Zhu et al. 1997]. Cette méthode permet de minimiser l'écart entre les températures mesurées par les thermocouples et les champs calculés aux mêmes points que la mesure.

La figure III.35 montre un résultat d'identification. Sur le côté droit de la soudure, on remarque que la température calculée est plus élevée que la mesure des thermocouples T1, T3, T4, mais moins élevée que celle du thermocouple T2. Nous rappelons ici que les courbes expérimentales sont des courbes moyennes sur les deux interfaces (section III.2.2.2). Pour T2, il y a une seule mesure car le thermocouple de l'autre interface n'a pas fonctionné. La courbe de température montrée ici est donc celle qui a été mesuré par T2. Il est possible que la température en moyenne au thermocouple T2 soit moins élevée. Sur la côté gauche, nous avons observé qu'il y a une bonne cohérence entre l'expérience et la simulation.

[10] Salomé-Meca est une plateforme de pré et post-traitement pour le calcul numérique développée par EDF, CEA et OPEN CASCADE.

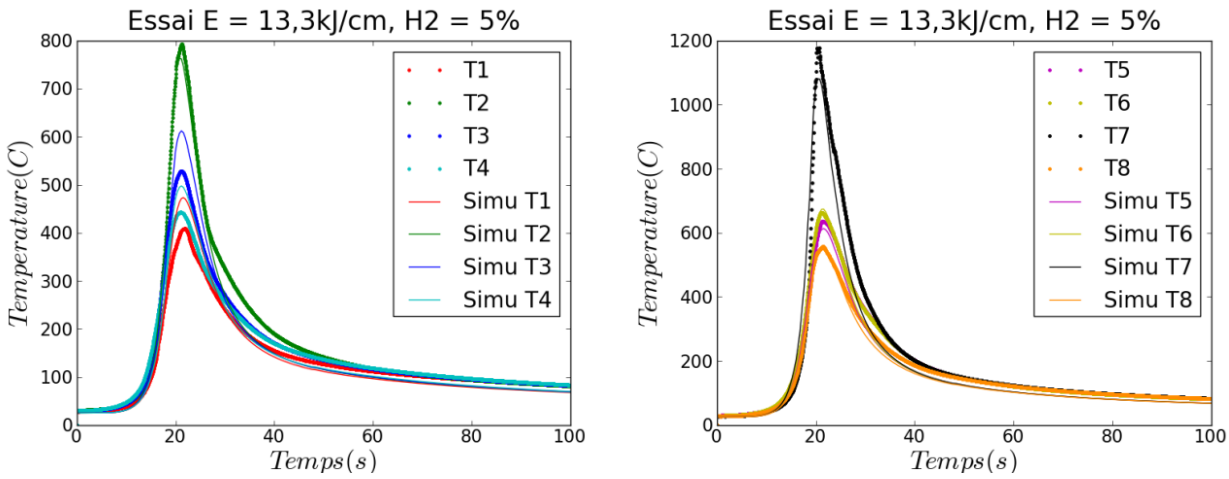


Figure III.35 : *Comparaison des températures simulées et mesurées de l'essai E13H5E40*

L'identification du modèle thermique pour les autres essais est montrée sur la figure III.36. Les paramètres des modèles thermiques équivalents identifiés sont rassemblés dans le tableau III.6. Nous remarquons que les paramètres qui caractérisent la géométrie du modèle de Goldak sont assez proches bien que les énergies appliquées et les teneurs en hydrogène soient différentes. En effet, le modèle de Goldak caractérise la forme et la dimension du bain de fusion, qui dépend de la quantité du métal d'apport. Or, la vitesse du fil d'apport a été adaptée pour avoir la même taille de cordon de soudure.

Par conséquent, pour les paramètres de la géométrie de la source de Goldak, nous avons choisi de faire la moyenne des paramètres déterminés sur les différents essais :

$$a_r = 1{,}2\text{mm} \; ; \; a_f = 4{,}2\text{mm} \; ; \; \text{b} = 4{,}115\text{mm} \; ; \; \text{c} = 6{,}9\text{mm}$$

L'hydrogène peut aider à la pénétration du bain de fusion. Il augmente le rendement du soudage. Dans nos essais, l'intensité et la tension sont fixées. Nous n'avons changé que la vitesse du soudage afin de faire varier l'énergie de soudage. Nous considérons que la vitesse a peu d'influence sur le rendement et qu'il ne dépend que de la proportion d'hydrogène dans le gaz de protection. En moyennant le rendement sur les essais qui utilisent le même type de gaz de protection, le rendement devient :

$$\eta(H5) = 0{,}715 \; ; \eta(H2) = 0{,}697$$

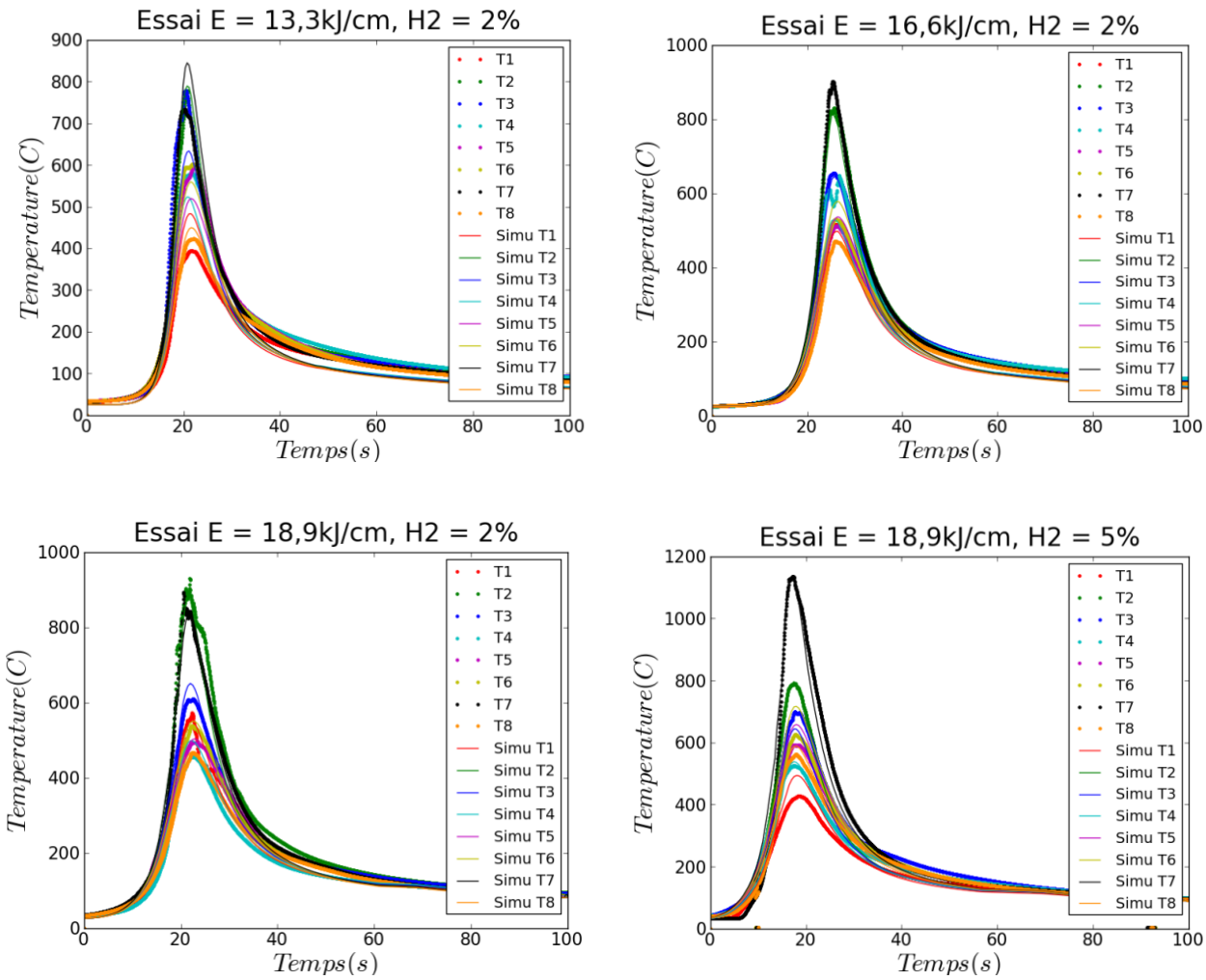


Figure III.36 : *Comparaison des températures simulées et mesurées des essais E13H2E40, E16H2E40, E19H2E4 et E19H5E40*

	E19H5	E19H2	E16H2	E13H5	E13H2
$a_r(mm)$	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2
$a_f(mm)$	4,2	4,2	4,2	4,2	4,2
b(mm)	4,08	4,47	4,0	4,184	3,84
c(mm)	7,10	6,62	7,05	6,904	7,25
η	0,69	0,74	0,648	0,74	0,703

Tableau III.6 : *Paramètres modèles thermiques équivalents identifiés par la méthode inverse*

III.3.6.2 Transformation métallurgique

La cinétique de transformation métallurgique est décrite dans la section III.3.2. La simulation consiste à utiliser les données du diagramme TRC (Annexe E) afin de calculer la proportion de chaque phase à chaque instant donné. L'évolution du champ thermique qui est la force motrice de la transformation métallurgique est donnée dans la section III.3.7.1.

Pour l'essai E13H2E40, le calcul montre que la ZAT se transforme principalement en martensite et en bainite (Figure III.37-38). La largueur de la zone martensitique est d'environ *1,2mm*, ce qui est cohérent avec la mesure. La proportion de martensite est plus élevée aux deux extrémités du chanfrein. Aux deux extrémités, la vitesse de refroidissement est plus importante, cela est dû au fait qu'à ces deux endroits la pièce est plus massive. La proportion de martensite dans la ZAT le long du chanfrein est comprise entre 72% et 93%.

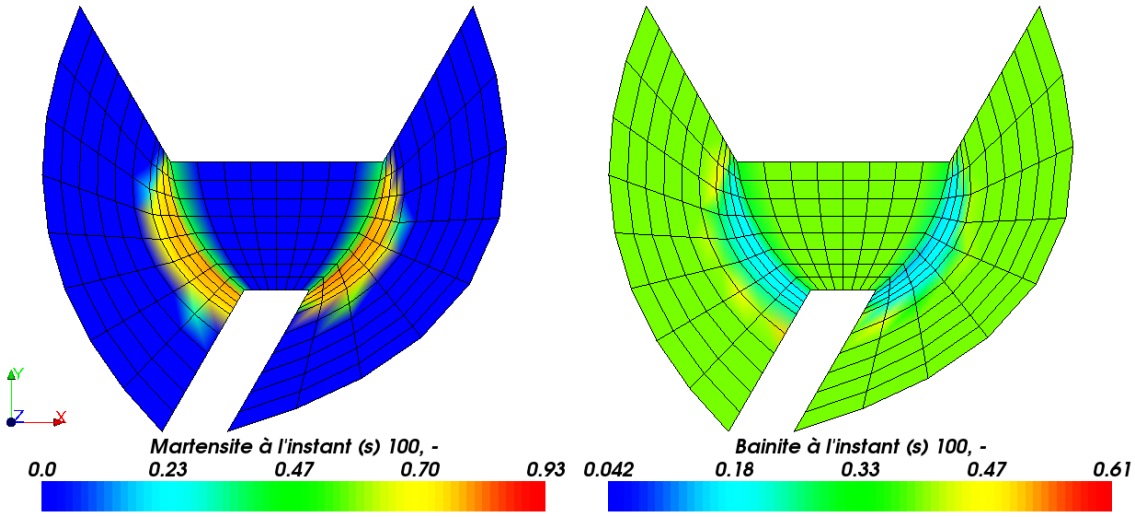


Figure III.37 : *Proportion de martensite et de bainite sur une coupe située au milieu du chanfrein (Simulation de l'essai E13H2E40)*

[Bebey et Waeckel 1998] ont donné des microduretés de référence pour chaque phase (Tableau III.7). En fonction des proportions volumiques des phases métallurgiques, nous pouvons calculer la microdureté de la ZAT (Tableau III.8) par :

$$HV = \sum_i Z_i HV_i$$

où HV_i et HV sont respectivement la microdureté pour la phase *i* et la microdureté moyenne.

La figure III.39 montre une bonne cohérence entre la mesure et le calcul en comparant les microduretés mesurée et calculée dans le métal fondu et la ZAT.

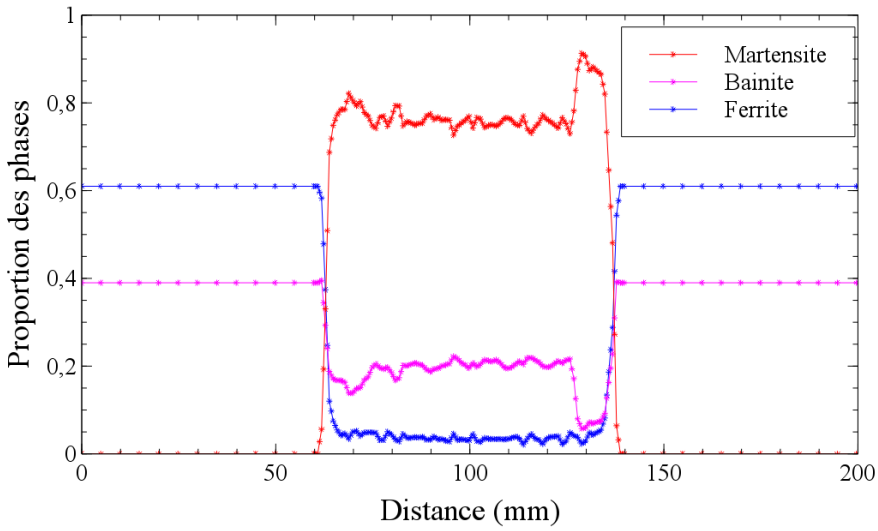


Figure III.38 : *Proportion des phases au milieu de la ZAT le long du chanfrein (Simulation de l'essai E13H2E40)*

Phase	Ferrite	Bainite	Martensite	Austénite
Dureté (HV)	184	309	450	180

Tableau III.7 : *Microdureté de référence des phases métallurgiques de 16MND5 [Bebey et Waeckel 1998]*

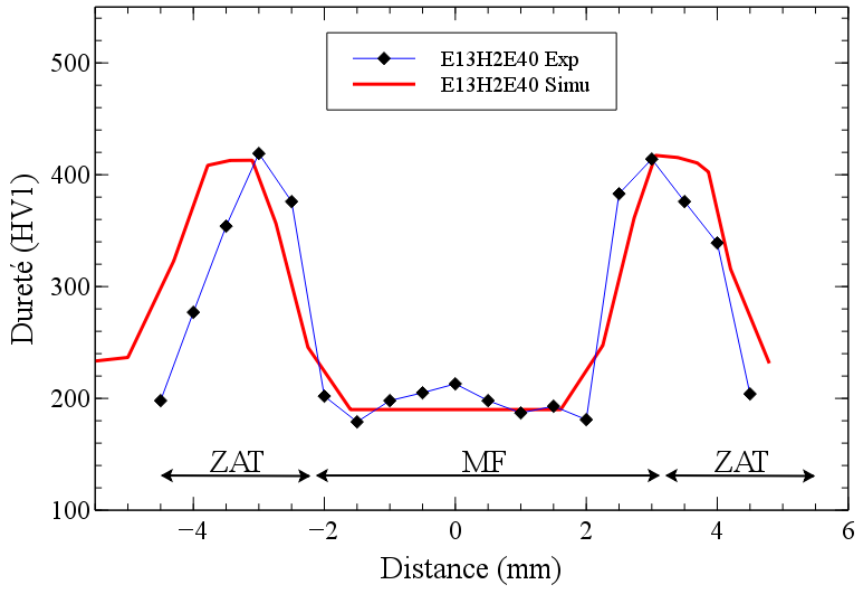


Figure III.39 : *Comparaison de la microdureté entre la mesure et le calcul selon une ligne transversale (Essai E13H2E40)*

Essais	Microdureté (mesurée)	Martensite (calculée)	Dureté (calculée)
E13H2E30	407HV	72% ~ 93%	410HV ~ 440HV
E13H2E40	387HV	72% ~ 93%	410HV ~ 440HV
E13H5E30	435HV	72% ~ 93%	410HV ~ 440HV
E13H5E40	431HV	72% ~ 93%	410HV ~ 440HV
E16H2E30	405HV	73% ~ 95%	412HV ~ 443HV
E16H2E40	409HV	73% ~ 95%	412HV ~ 443HV
E16H5E30	424HV	73% ~ 95%	412HV ~ 443HV
E16H5E40	396HV	73% ~ 95%	412HV ~ 443HV
E19H2E30	413HV	70% ~ 95%	408HV ~ 443HV
E19H2E40	416HV	70% ~ 95%	408HV ~ 443HV
E19H5E30	391HV	70% ~ 95%	408HV ~ 443HV
E19H5E40	384HV	70% ~ 95%	408HV ~ 443HV

Tableau III.8 : *Microdureté de la ZAT des essais de type Tekken (expérience et simulation)*

III.3.6.3 Calcul thermomécanique

Dans les essais de type Tekken, l'électrode en tungstène est protégée par une buse en céramique qui a un diamètre de 8mm. En configuration « normale » l'électrode dépasse du bord de la buse de quelques millimètres. A cause de la forme du chanfrein cette buse empêche l'électrode d'atteindre le fond de ce dernier. Pour que l'électrode puisse se rapprocher du fond du chanfrein celle-ci a été sortie de *18,6mm*. Initialement, la torche est inclinée à 45°. On applique un mouvement de rotation jusqu'à ce que l'électrode soit perpendiculaire à la maquette. Ensuite nous translatons la torche jusqu'à l'autre extrémité du chanfrein où nous appliquons de nouveau un mouvement de rotation pour qu'elle ait une inclinaison de 45°. La course de la torche permet à la soudure de couvrir tout le chanfrein. Alors que la norme ISO 17642 tolère un espace de *2mm* aux deux extrémités entre le bord du chanfrein et le cordon de soudure, la course de la torche que nous avons développé permet d'augmenter la rigidité du bridage. Ce qui a pour effet de favoriser la fissuration à froid en augmentant les contraintes résiduelles aux extrémités du chanfrein.

Dans les essais expérimentaux, le métal d'apport est déposé au fur et à mesure de l'avancement du soudage. Mais au cours de la simulation, le volume de la soudure est pré-positionné dans le maillage. La cinétique de l'avancement de la torche de soudage est modélisée de manière quasi-statique en imposant une source de chaleur mobile qui se déplace dans le groupe de mailles du cordon de la soudure. Comme le métal déposé est initialement liquide, nous considérons que la température de référence du métal fondu est de 1400°C. Pour le métal de base, la température de référence est égale à 25°C. Pour éviter les mouvements de corps rigide, on bloque la maquette en sens vertical sur la surface inférieure. Une surface dans le plan OXY est bloquée au sens X et Z. Ainsi, les conditions initiales et les conditions aux limites du problème thermomécanique sont bien définies.

Nous rappelons que la loi de comportement thermomécanique modélise :

- Quatre phases : la ferrite, la bainite, la martensite et l'austénite sont distinguées par leurs caractéristiques thermomécaniques ;
- La loi de comportement pour chaque phase est élastoplastique avec un écrouissage isotrope linéaire. Le phénomène de plasticité par transformation et la restauration de l'écrouissage ont été pris en compte. Tous les paramètres sont fonction de la température.

Les paramètres concernant la loi de comportement élastoplastique avec un écrouissage isotrope linéaire sont donnés dans l'annexe F.

La plasticité de transformation est modélisée selon l'équation III.54. Il y a un seul paramètre K_i par phase à déterminer. Il est pris identique pour toutes les phases telles que la ferrite, la bainite et la martensite : $K_i = 7{,}0.10^{-4}$ [Cano 1999].

La restauration de l'écrouissage est modélisée par l'équation III.55. Pour la transformation de phase α (ferrite, perlite, bainite ou martensite) en phase γ (austénite), nous considérons que l'écrouissage est totalement restauré : $\theta = 0$. Pour la transformation de phase γ en phase α, nous prenons des restaurations nulles sauf que la transmission de l'écrouissage de la transformation de l'austénite en martensite est considérée totale : $\theta = 1$.

Le métal d'apport 316LSi est un matériau inoxydable qui ne subit pas de transformation de phase. La loi de comportement associée est élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire.

Le calcul thermomécanique dure *100s*. D'après les observations faites par émissions acoustiques, la fissuration à froid se produit principalement entre *0* et *200s* après l'extinction de la torche. En outre, la simulation a montré que les champs mécaniques se stabilisent à partir de l'instant *t = 100s. N*ous avons donc analysé les résultats des simulations à l'instant *t = 100s*.

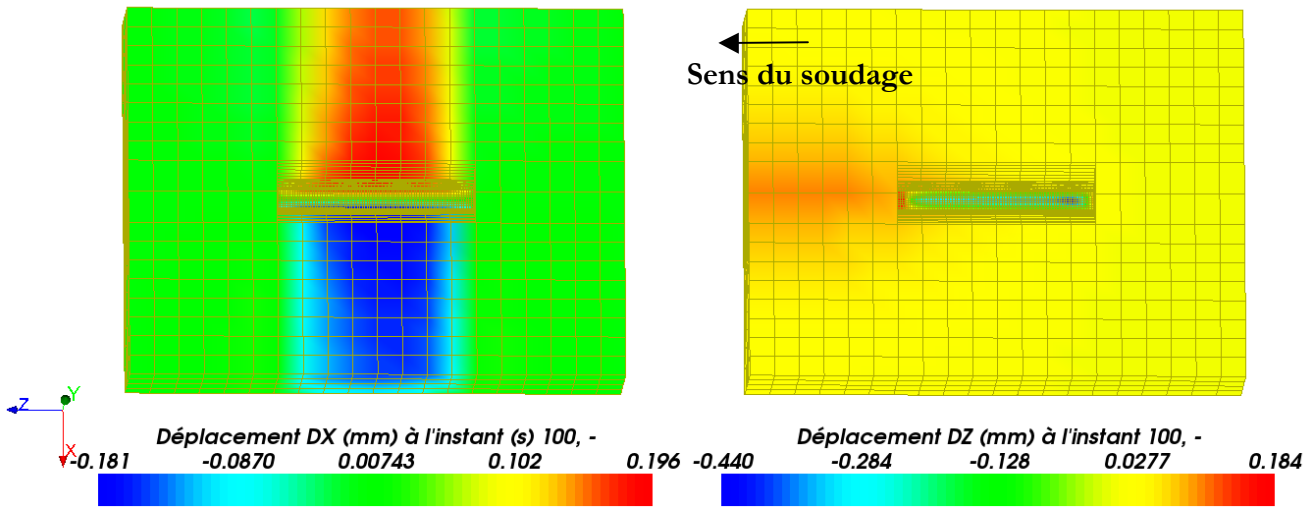


Figure III.40 : *Champs de déplacement selon l'axe X (gauche) et selon l'axe Z (droite). Essai E19H5E40*

Les isovaleurs des champs de déplacement DX et DZ sont montrées sur la figure III.40. Le cordon de soudure déposé est initialement à l'état liquide. Lors du refroidissement, il se contracte, ce qui cause le rapprochement des deux bords. C'est ce que montre la figure III.40 (gauche). La torche se déplace selon l'axe Z. Le côté droit de la surface OXY est bloqué dans la direction Z. La progression de la

torche de soudage entraîne la dilatation de la maquette à l'avant de cette dernière. C'est ce que montre la figure III.40 (droite).

Les contraintes résiduelles sont plus élevées au voisinage de la soudure. Dans le critère de fissuration proposé dans le chapitre II, nous nous intéressons à la contrainte équivalente de Tresca. La figure III.38 montre la contrainte équivalente de Tresca dans le MF, la ZAT et la ZONE

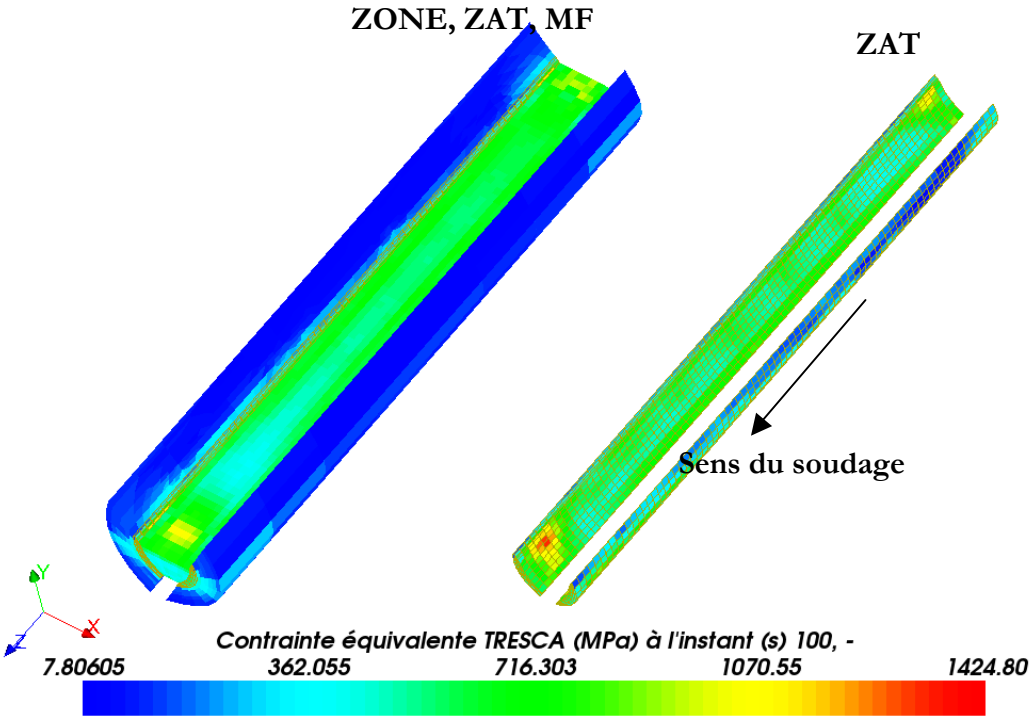


Figure III.41 : *Contrainte équivalente de Tresca dans les trois groupes de mailles MF, ZAT et ZONE (gauche) ; La contrainte équivalente dans la ZAT (droite). Essai E19H5E40.*

Nous remarquons que la contrainte équivalente maximale se trouve dans la ZAT près des deux extrémités du chanfrein. C'est parce que la rigidité du bridage aux deux extrémités est plus importante. Les essais expérimentaux montrent que les fissures à froid se trouvent essentiellement aux deux extrémités du chanfrein. La simulation est cohérente avec cette observation expérimentale.

La figure III.42 montre le champ de contrainte équivalente de Tresca le long d'une ligne de post-traitement située dans la ZAT à *0,2mm* de MF. La contrainte équivalente de Tresca au milieu du chanfrein est d'environ *700MPa*, elle dépasse *1000MPa* à ses deux extrémités. [Debiez 1984] a mesuré les contraintes transversales dans le cordon de soudure d'un essai Tekken. La mesure a montré que les contraintes transversales s'élèvent progressivement selon la direction du soudage. C'est également ce qu'on observe dans nos simulations.

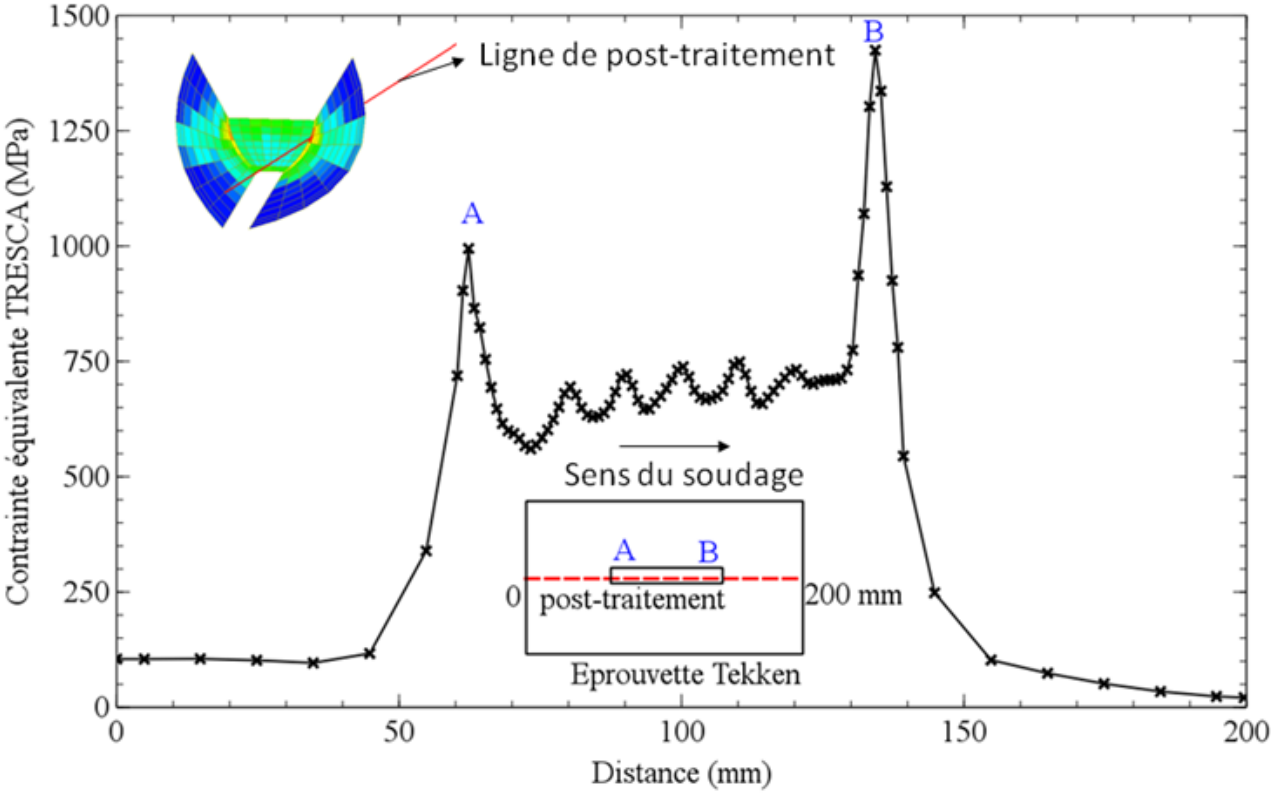


Figure III.42 : *Contrainte équivalente de Tresca pour l'essai E19H5E40. Ligne de post-traitement : (78,7mm, 23mm, 0 ~ 200mm)*

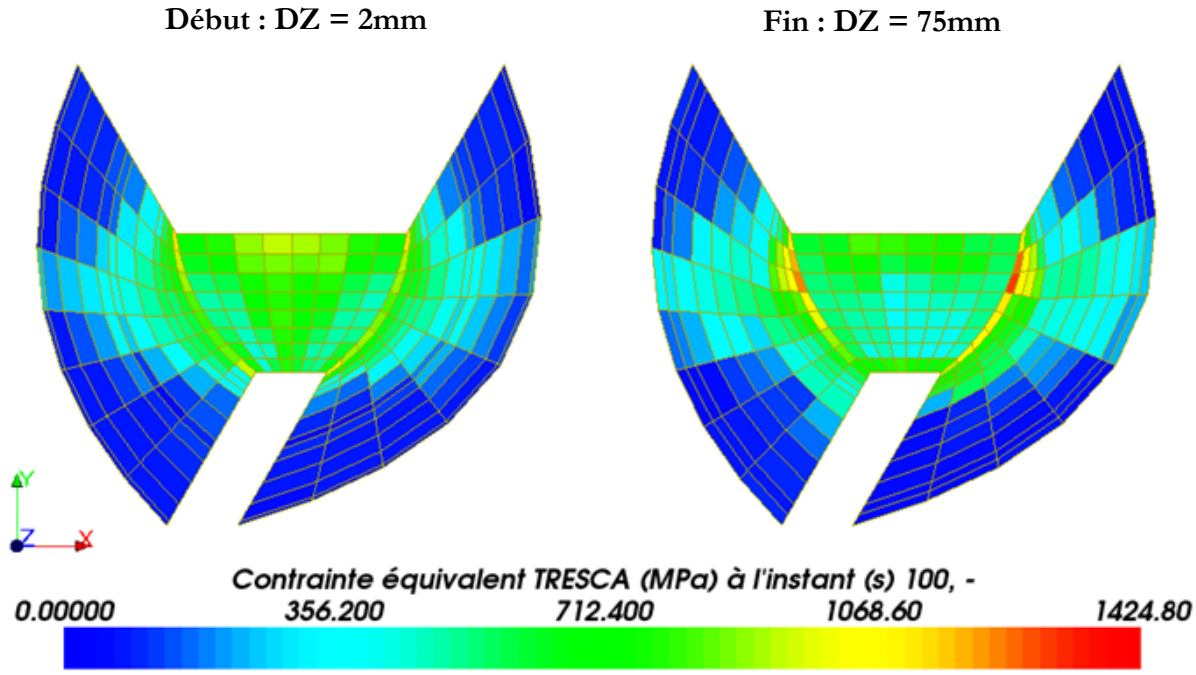


Figure III.43 : *Contrainte équivalente de Tresca au début (gauche) et à la fin (droite) du chanfrein dans le plan OXY, Essai E19H5E40.*

Les contraintes équivalentes maximales se situent au début du cordon à *2mm* du bord et à la fin du cordon à *5mm* de bord. La figure III.43 montre que les contraintes équivalentes sont plus élevées tout près du métal fondu (MF). Dans nos essais de type Tekken, les fissures à froid se trouvent soit dans la zone de dilution soit dans la ZAT mais toujours très près du métal fondu. La simulation est cohérente avec ces résultats expérimentaux.

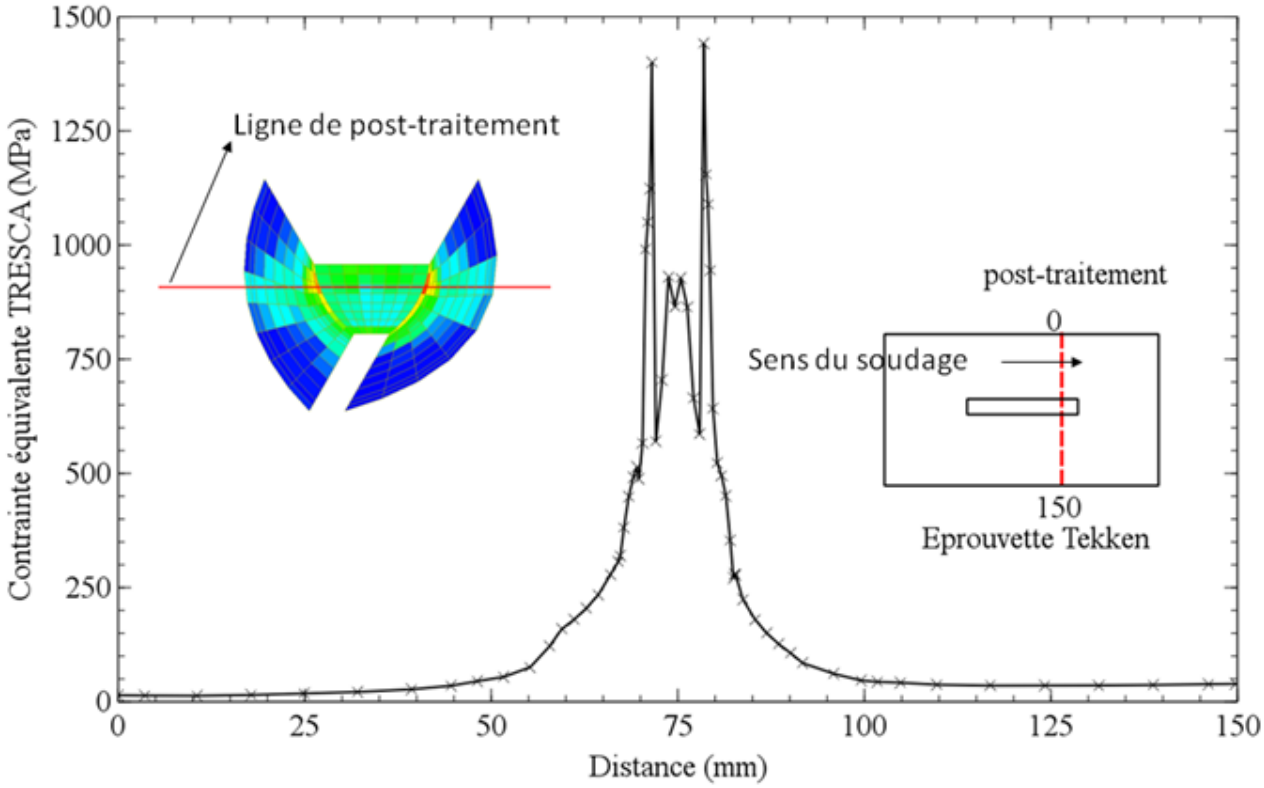


Figure III.44 : *Contrainte équivalente de Tresca sur la ligne de post-traitement (0 ~ 150mm, 23mm, 75mm) traversant la soudure, Essai E19H5E40.*

La figure III.44 montre le champ de contrainte équivalente de Tresca le long de la ligne de post-traitement *(0 ~ 150mm, 23mm, 75mm)* traversant la soudure. La contrainte équivalente est maximale dans la ZAT près du métal fondu.

La simulation montre que les contraintes équivalentes de Tresca sont maximales dans la ZAT près de MF aux deux extrémités du chanfrein. L'expérience montre que les fissures à froid se trouvent aux deux extrémités du chanfrein et dans la zone de dilution ou dans la ZAT près de MF. Par conséquent, un critère basé sur la contrainte équivalente de Tresca permet de prédire la localisation des fissures à froid.

Pour vérifier la validité du critère, il faut vérifier au point où la contrainte équivalente de Tresca est la plus élevée (marqué point critique sur la figure III.45), si cette dernière dépasse la contrainte critique. Mais nos simulations montrent que la contrainte équivalente de Tresca au point critique est dépendante de la taille des éléments.

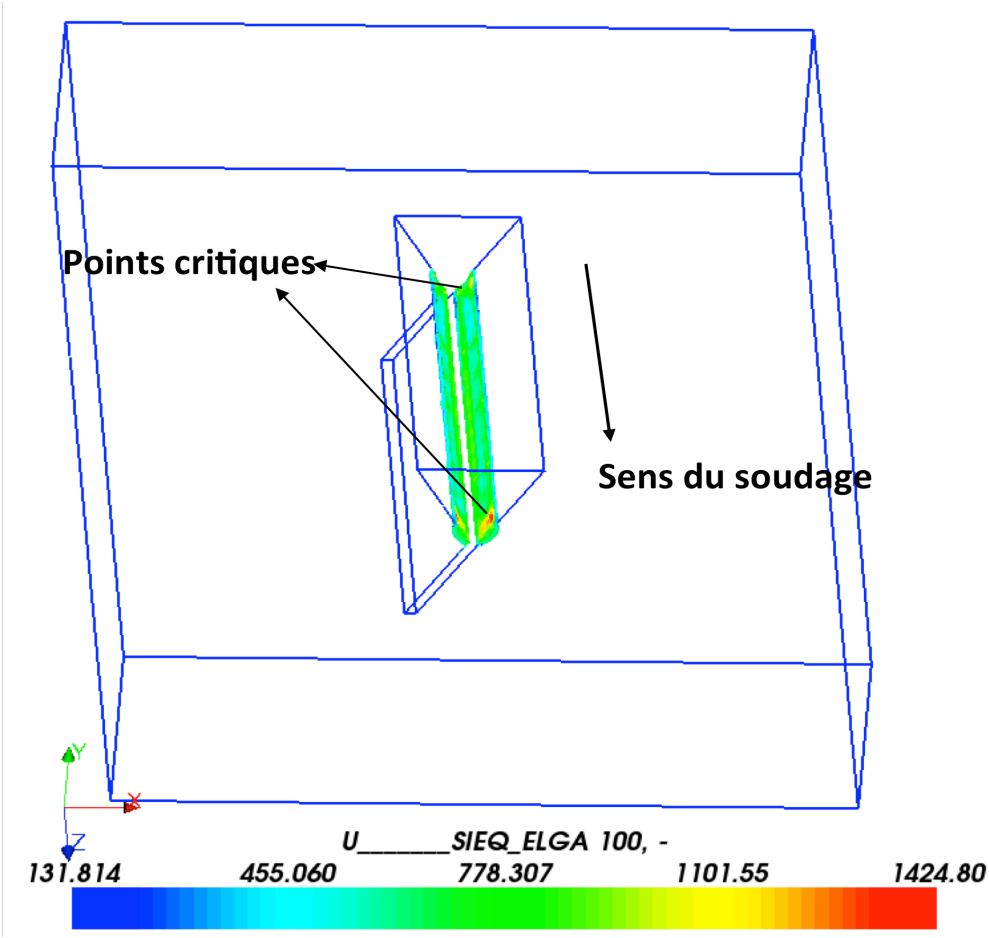


Figure III.45 : *Contrainte équivalente aux points critiques, Essai E19H5E40*

Le problème du maillage dans la ZAT

Dans la direction OY, la taille des éléments dans la ZAT est de *0,6mm*. Comme les fissures à froid sont dans la direction OY, en outre, une fissure inférieure à *0,5mm* ne peut pas être considérée comme une fissure à froid, la taille *0,6mm* est pertinente. Dans le sens OZ, la contrainte n'est pas sensible à la taille des éléments. Dans la direction OX, nous avons essayé de mettre deux (E2) et huit mailles (E8) dans la ZAT (Figure III.46).

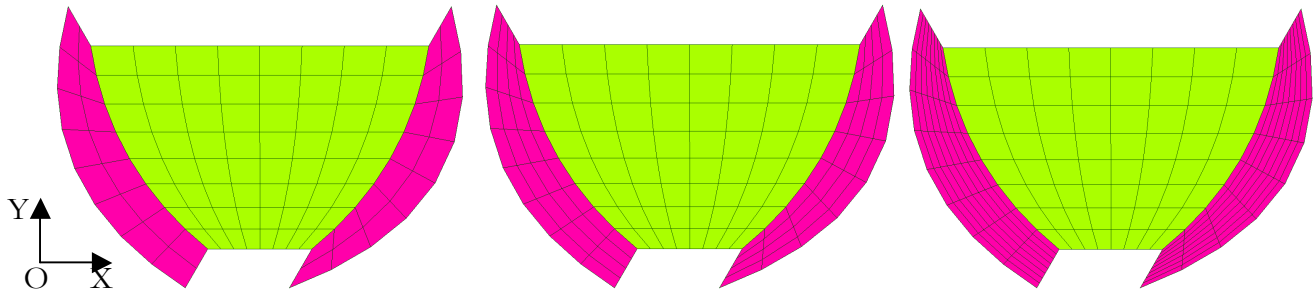


Figure III.46 : *Trois tailles de maille pour la ZAT : E2 (gauche), E4 (milieu) et E8 (droite)*

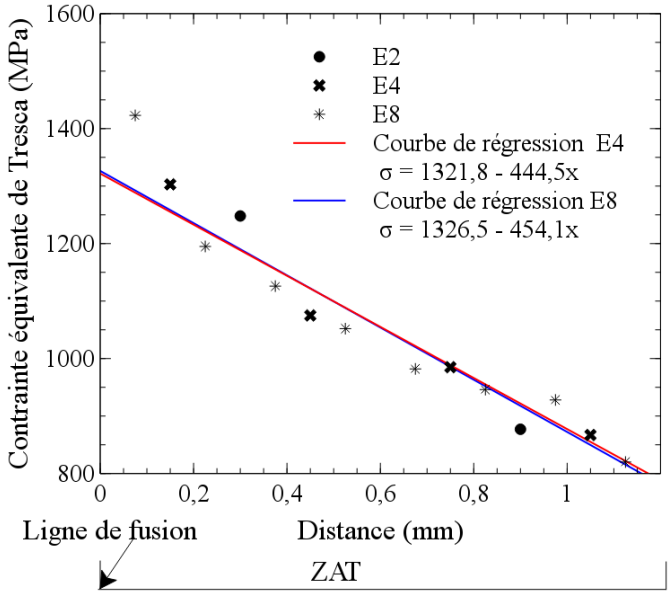


Figure III.47 : *Contrainte équivalente de Tresca dans la ZAT en fonction de la distance à la ligne de fusion : la ligne de fusion se trouve à x=0mm, la largeur de la ZAT est 1,2mm. Essai E16H5E40*

La figure III.47 montre que, plus on se rapproche de la ligne de fusion tout en réduisant la taille des éléments, plus la contrainte maximale est élevée. Afin d'évaluer la contrainte maximale qui se trouve au niveau de la ligne de fusion, nous supposons que la contrainte dans la ZAT évolue selon une fonction affine en fonction de la distance à la ligne de fusion (frontière entre métal fondu et ZAT) :

$$\sigma = a \cdot x + \sigma_{LF} \qquad \text{(III.63)}$$

où x est la distance à la ligne de fusion. La méthode des moindres carrés permet d'évaluer les deux paramètres a et σ_{LF} dans l'équation III.63.

La figure III.47 montre que les deux droites de régression pour E4 et E8 sont très proches. La fonction pour E4 minimise la dispersion des résultats de toutes les valeurs montrées sur la figure.

Donc, nous pouvons estimer les contraintes équivalentes sur la ligne de fusion pour tous les essais en mettant quatre éléments dans la ZAT selon la direction OX.

III.3.6.4 Diffusion de l'hydrogène

L'hydrogène est introduit dans le métal fondu et se diffuse dans la ZAT. Dans la ZAT l'hydrogène fragilise la martensite et diminue la contrainte critique de fissuration.

La modélisation de la diffusion de l'hydrogène est décrite dans la section III.3.4. Dans le métal fondu, la concentration initiale est la teneur en hydrogène mesurée par la méthode du mercure. Dans la ZAT et le métal de base, on ne prend en compte que la concentration d'hydrogène diffusible, l'hydrogène piégé est considéré nul. Sur toutes les surfaces de l'éprouvette, la concentration de l'hydrogène diffusible et l'hydrogène piégé est imposée à zéro.

Nous rappelons les équations qui modélisent la diffusion de l'hydrogène.

$$\begin{cases} \dfrac{\partial C}{\partial t} + \dfrac{\partial (C_T)}{\partial t} = \nabla (P \nabla \left(\dfrac{C}{(1+\varsigma_1 p)S} \right)) \\ \dfrac{\partial C_T}{\partial t} = k_{ir} C (1 - \dfrac{C_T}{(1+\varsigma_2 p) C_T^0}) \end{cases}$$

Les valeurs des paramètres dans les équations sont issues de [Leblond 1984] et [Sofronis et McMeeking 1989].

La perméabilité $(ppm \cdot mm^2 \cdot s^{-1})$ a été mesurée à la pression de référence de 1 bar :

- Pour le 316LSi : $P = 7{,}945 \exp(-7178{,}4 / T)$
- Pour le 16MND5 en phase γ : $P = 45{,}69 \exp(-7710{,}6 / T)$
- Pour le 16MND5 en phase α : $P = 2{,}9 \exp(-4258{,}8 / T)$

La solubilité (ppm) à la pression de référence de 1 bar :

- Pour le 316LSi : $S = 40{,}718 \exp(-972{,}4 / T)$
- Pour le 16MND5 en phase γ : $S = 42{,}7 \exp(-2713{,}6 / T)$
- Pour le 16MND5 en phase α aux températures $\geq 200°C$: $S = 13{,}754 \exp(-2304{,}9 / T)$
- Pour le 16MND5 en phase α aux températures $< 200°C$: $S = 0{,}2 \exp(-304{,}5 / T)$

L'influence de la contrainte hydrostatique est prise en compte pour toutes les phases du 16MND5 et le 316LSi. Dans l'équation III.58, V_H est pris constant à $2.10^{-6} m^3 \cdot mol^{-1}$.

La déformation plastique peut augmenter à la fois la solubilité et le nombre de pièges irréversibles. [Leblond 1984] a réalisé des essais expérimentaux pour étudier l'influence de la déformation plastique. Il a obtenu pour les coefficients $\varsigma_1, \varsigma_2, k, C_T^0$ les valeurs suivantes :

$$\varsigma_1 = 50 \; ; \; \varsigma_2 = 150 \; ; \; k = 0{,}001; \; C_T^0 = 0{,}03 \, ppm.$$

Nous prenons l'exemple de l'essai E19H2E40 pour montrer comment se passe la diffusion de l'hydrogène. Le calcul montre que la teneur en hydrogène diffusible à l'instant 45s a atteint une valeur maximale (Figure III.48). Cet instant correspond au passage de la source de chaleur. La température à cet instant est très élevée. Ensuite, elle décroit de manière très lente. Comme le coefficient de diffusion dans la ZAT (martensite) est plus élevé que celui du MF (austénite), la teneur en hydrogène diffusible diminue après avoir atteint une valeur maximale. En revanche, la teneur en hydrogène piégé continue à augmenter. Mais sa valeur est relativement petite vis-à-vis de celle de l'hydrogène diffusible. L'hydrogène piégé cesse d'augmenter lorsque sa solubilité est atteinte.

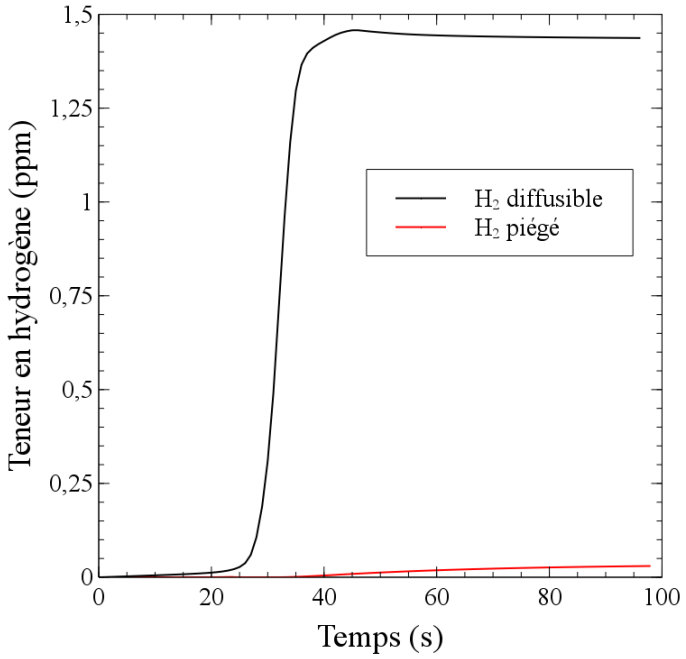


Figure III.48 : *Teneur en hydrogène diffusible et piégé en fonction du temps dans la ZAT 0,3mm de MF, Essai E19H2E40*

La figure III.49 montre les iso-valeurs de la teneur en hydrogène à l'instant 96s. L'hydrogène diffusible initialement absorbé dans le métal fondu est de *3,61 ppm*. Nous pouvons observer que la plus grande partie de l'hydrogène diffusé dans le métal de base se concentre dans la ZAT. Plus on est

proche du métal fondu, plus la teneur en hydrogène est élevée. La zone proche du métal fondu est la plus sensible à la fissuration à froid à cause de la forte teneur en hydrogène.

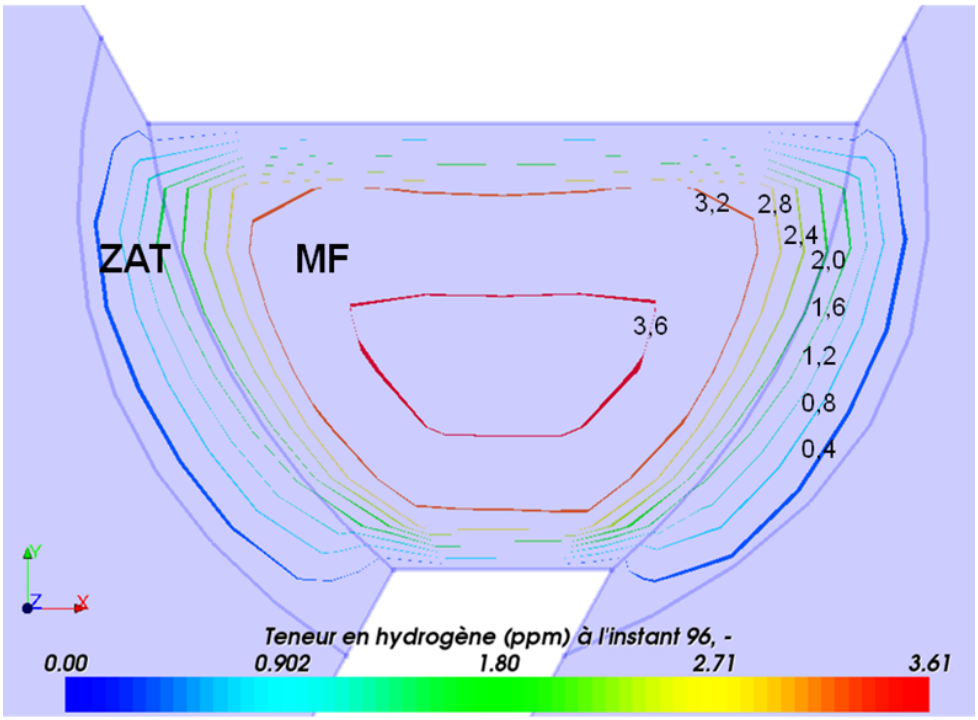


Figure III.49 : *Iso-valeurs de teneurs en hydrogène diffusible dans le plan OXY, Essai E19HE40*

III.3.8 Validation du critère de fissuration à froid

Nos essais de type Tekken ont montré que, pour les éprouvettes fissurantes, les fissures à froid se trouvent aux deux extrémités du chanfrein. Elles se trouvent dans la zone dilution ou dans la ZAT près du métal fondu.

La simulation de ces essais montre que :

1) La proportion de la martensite dans la ZAT dans les deux extrémités du chanfrein est plus élevée. Elle est d'environ 90% ;
2) La contrainte équivalente de Tresca est maximale aux deux extrémités du chanfrein, elle est plus élevée près du métal fondu ;
3) Dans la ZAT, la teneur en hydrogène est plus élevée lorsque l'on est plus proche du métal fondu.

Ainsi, la simulation montre que la région la plus sensible à la fissuration est dans la ZAT près de la ligne de fusion aux deux extrémités du chanfrein. Cela est cohérent avec les essais.

Dans le tableau III.9 nous résumons les contraintes équivalentes de Tresca maximales calculées, les teneurs en hydrogène calculés sur la ligne de fusion et le caractère fissurant ou non de l'essai.

Essais	Teneur en hydrogène (ppm)		Contrainte équivalent de Tresca (MPa) ; F ou NF	
	C	C_T	Début	Fin
E13H0E40	0,31	0,01	1153,4 ; NF	1488,5; NF
E13H2E30	0,51	0,02	1120,2 ; NF	1386,5 ; NF
E13H2E40			1153,4 ; NF	1488,5; F
E13H5E30	1,67	0,06	1142,2 ; NF	1327,8 ; NF
E13H5E40			1156,1 ; NF	1486,8 ; NF
E16H0E40	0,29	0,01	1190,7 ; NF	1457,4 ; NF
E16H2E30	0,83	0,03	1164,9 ; NF	1325,9 ; NF
E16H2E40			1190,7 ; NF	1457,4 ; F
E16H5E30	3,07	0,10	1223,5 ; F	1276,5 ; FAC
E16H5E40			1239,6 ; F	1330,1 ; F
E19H0E40	0,27	0,01	1115,1 ; NF	1447,2 ; NF
E19H2E30	1,99	0,06	1154,7 ; NF	1339 ; F
E19H2E40			1115,1 ; NF	1447,2 ; F
E19H5E30	5,20	0,14	1189,0 ; F	1340,1 ; F
E19H5E40			1161,1 ; F	1413,9 ; NF

Tableau III.9 : Teneur en hydrogène et contrainte équivalente de Tresca provenant de la simulation des essais de type Tekken. F : fissurant ; NF : non-fissurant ; FAC : fissuration à chaud

Pour les essais E13H0E40, E16H0E40, E19H0E40, nous n'avons pas réalisé les essais expérimentaux pour identifier les modèles thermiques, ni les essais pour mesurer l'hydrogène diffusible absorbé dans le métal fondu. Nous avons pris les mêmes paramètres de modèle thermique équivalent que pour les essais avec 2% d'hydrogène dans le gaz. L'hydrogène diffusible absorbé par le métal fondu avec un gaz de protection en Argon pur est très faible. Nous avons pris la valeur *0,5 ppm* d'après une étude de l'Institut de Soudure (Communication privée).

Nous avons remarqué que les contraintes équivalentes de Tresca maximales sont d'environ *1120MPa* au début du chanfrein, et *1400MPa* à la fin du chanfrein. L'influence des conditions de soudage sur les contraintes équivalentes de Tresca est assez faible.

Nous avons placé les valeurs contraintes équivalentes de Tresca provenant du tableau III.9 en fonction de la teneur en hydrogène totale dans la figure III.50. Nous montrons également sur cette figure le critère proposé dans le chapitre II (Tableau II.3).

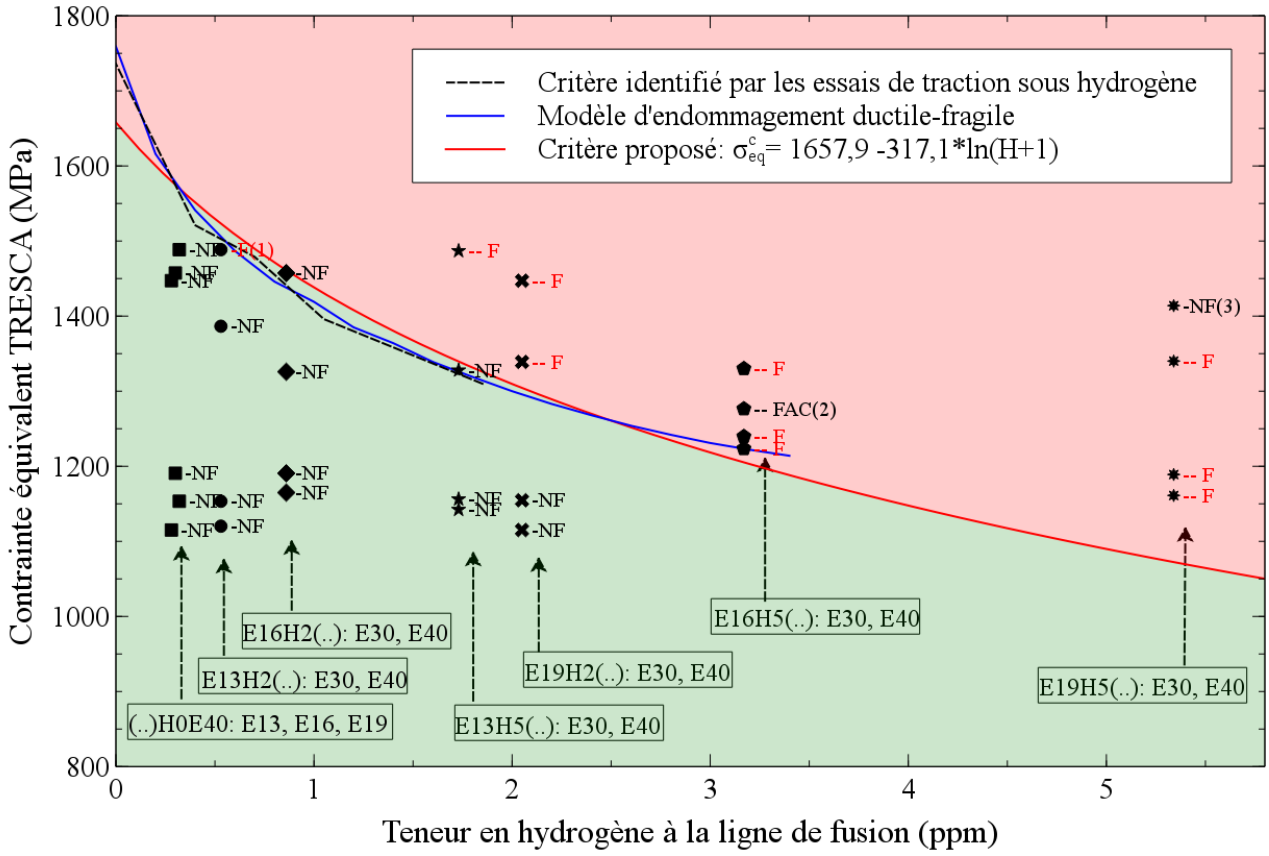


Figure III.50 : *Critère de fissuration à froid. (1) correspond à un essai où nous avons tourné la torche du soudage à la fin en fixant sa position. Cela augmente l'énergie de soudage à ce point. La teneur en hydrogène réelle doit être plus élevée ; (2) une fissure à chaud s'apparaît à la fin du chanfrein. Cela relâche les contraintes résiduelles ; (3) un cas particulier où nous n'avons pas trouvé de fissure par la découpe de la soudure.*

La courbe noire pointillée provient des essais de traction avec hydrogène. La courbe bleue provient du modèle d'endommagement ductile-fragile. Comme le modèle est basé sur les essais de traction sous hydrogène, il est logique que les deux courbes se superposent. La courbe bleue permet de distinguer les cas fissurants et non-fissurants de manière approximative. La courbe rouge est une courbe asymptotique du modèle d'endommagement ductile-fragile par la méthode des moindres carrés. Ceci permet d'avoir une forme explicite du critère de fissuration à froid.

Ainsi, on propose un critère de fissuration à froid dans la ZAT pour le 16MND5 en phase martensitique avec une microdureté entre 380HV et 440HV :

$$\sup_{i \neq j}(|\sigma_i - \sigma_j|) - \sigma_{eq}^c < 0$$

La contrainte critique σ_{eq}^c (MPa) dépend de la concentration en hydrogène total dans la ZAT :

$$\sigma_{eq}^c = 1657{,}9 - 317{,}1 \ln(H + 1)$$

Où l'hydrogène total $H = C + C_T$(ppm). Ici, il faut bien distinguer quatre notions différentes : l'hydrogène diffusible dans le bain de fusion ; l'hydrogène piégé dans le bain de fusion ; l'hydrogène diffusible dans la ZAT ; l'hydrogène piégé dans la ZAT. Comme l'hydrogène piégé dans le bain de fusion ne peut pas se diffuser, on parle dans la littérature l'hydrogène diffusible au lieu de l'hydrogène total qui est un des facteurs de la fissuration à froid. Dans la littérature, l'hydrogène diffusible indique l'hydrogène diffusible dans le bain de fusion. Dans la ZAT, l'hydrogène piégé peut également entraîner la fragilisation de la martensite. C'est pour cette raison que nous avons pris l'hydrogène total dans la ZAT comme un facteur essentiel dans le critère de fissuration à froid.

Ainsi, la fissuration à froid se produit lorsque la contrainte équivalente de Tresca calculée sur la ligne de fusion dépasse la contrainte critique σ_{eq}^c.

Chapitre IV : Conclusions et perspectives

Conclusions

La fissuration à froid dans la ZAT lors de la mise en place des PFC ou la réparation de défaut dans l'acier de cuve 16MND5 est un risque majeur à maîtriser. L'étude bibliographique a montré que trois facteurs sont à l'origine de ce phénomène :

1. Une microstructure dure et fragile qui est la martensite dans notre cas ;
2. Une teneur en hydrogène suffisamment élevée ;
3. Une contrainte critique.

Durant le procédé de soudage, la vitesse de refroidissement dans la ZAT est très rapide. Les atomes de soluté n'ont pas le temps de diffuser, ce qui engendre une solution solide sursaturée en carbone dans le fer : la martensite. Dans le bain de fusion, l'hydrogène sous forme atomique peut être introduit par la dissolution de l'humidité ou de l'hydrogène moléculaire. La mobilité des atomes d'hydrogène est très élevée à haute température. Une partie de l'hydrogène se diffuse dans la ZAT et dégrade la martensite. C'est le phénomène de fragilisation par l'hydrogène. Finalement, des contraintes résiduelles peuvent être engendrées à cause de la dilatation locale et du retrait. La fissuration peut se produire sous l'effet de ces trois facteurs.

Au cours de nos travaux nous avons réalisé des essais de traction interrompus sur des éprouvettes plates en martensite pour étudier la fragilisation par l'hydrogène. Nous avons observé que plus la teneur en hydrogène est élevée, moins la ductilité de la martensite est importante. En outre, les analyses fractographiques ont montré que le mode de rupture passe de microcavités coalescence à basse teneur en hydrogène, à microcavités coalescence et quasi-clivage à teneur en hydrogène modérée, et à quasi-clivage et intergranulaire à haute teneur en hydrogène.

Un modèle d'endommagement qui prend en compte l'endommagement fragile (clivage) et l'endommagement ductile (microcavités) a été proposé. La modélisation rend compte du fait que la part de l'endommagement ductile diminue avec l'augmentation de la teneur en hydrogène, conformément à l'expérience. Toutefois ce modèle n'a pas été utilisé dans le modèle qui a servi à la simulation. En effet, il nous manquait des données pour identifier les paramètres du modèle d'endommagement ductile-fragile pour les autres phases que la phase martensitique. Nous avons donc traduit la diminution de la déformation maximale par une diminution d'une contrainte équivalente de Tresca en supposant que la loi de comportement est élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire. Cela nous a permis de proposer un critère de fissuration à froid en contrainte.

Afin de valider ce critère, nous avons réalisé les essais de type Tekken afin d'obtenir des maquettes comportant des fissures à froid ou non en fonction des conditions de soudage : l'énergie de soudage, la proportion d'hydrogène dans le gaz de protection et l'épaisseur de la maquette..

Afin de calculer les contraintes résiduelles, la proportion de martensite et la teneur en hydrogène dans la ZAT, nous avons utilisé un modèle thermo-métallo-mécanique. La simulation consiste à modéliser les essais de type Tekken. Cela comporte quatre étapes :

1. simulation de la diffusion de la chaleur ;
2. simulation de la cinétique de transformation des phases ;
3. simulation thermomécanique pour calculer les contraintes résiduelles ;
4. simulation de la diffusion de l'hydrogène.

Une source thermique équivalente est nécessaire au calcul thermique. Nous avons donc effectué des essais pour mesurer l'évolution des champs thermiques en certains points bien choisis à l'aide de thermocouples. Ces mesures de température nous ont servi à identifier les paramètres du modèle thermique équivalent. Les conditions de soudage de ces essais sont identiques que celles des essais de type Tekken, ce qui, nous a permis de simuler la diffusion de la température des essais de type Tekken.

Le modèle métallurgique permet de calculer la proportion de martensite et d'estimer la dureté dans la ZAT. Les calculs montrent que la proportion de martensite est comprise entre 70% et 93%, ce qui est proche de celle qui a été observée dans des éprouvettes des essais de traction sous hydrogène. La dureté calculée est comprise entre 408HV et 443HV, ce qui est également cohérent avec la dureté mesurée sur les échantillons des maquettes de type Tekken.

Dans le modèle thermomécanique, nous avons considéré que la loi de comportement de chaque phase métallurgique est élastoplastique avec un écrouissage isotrope linéaire. Ce modèle a été validé par comparaison de résultats simulés avec les résultats d'un essai réalisé à l'INSA de Lyon sur un disque soumis à une source de chaleur en son centre. Les calculs des essais de type Tekken montrent que les contraintes sont maximales dans la ZAT près du métal fondu, aux deux extrémités du chanfrein. Ce résultat est tout à fait cohérent avec les observations expérimentales, dans lesquelles, les fissures à froid se trouvent soit dans la zone de dilution soit dans la ZAT près du métal fondu, aux deux extrémités du chanfrein.

En ce qui concerne la diffusion de l'hydrogène dans l'acier 16MND5, nous avons adopté le modèle de Leblond. C'est un modèle qui permet de simuler la diffusion de l'hydrogène dans le cas du

soudage et notamment de prendre des solubilités différentes. Les paramètres associés à ce modèle ont été identifiés à partir d'essais expérimentaux réalisés au cours de ses travaux [Leblond 1984]. Ce modèle est implanté dans *Code_Aster*. La simulation nécessite une condition initiale qui est l'hydrogène diffusible dans le métal fondu. Nous avons donc réalisé des essais expérimentaux à l'Institut de Soudure qui permettent de mesurer l'hydrogène diffusible dans le métal fondu. Ainsi, la teneur en hydrogène dans la ZAT peut être calculée à partir du modèle de Leblond et des résultats de mesure des essais réalisés à l'Institut de Soudure.

Ainsi, les trois facteurs à l'origine de la fissuration à froid :

i) la proportion de la martensite ;
ii) la teneur en hydrogène ;
iii) les contraintes résiduelles ;

sont calculés dans la ZAT. En mettant ces résultats dans un diagramme contrainte équivalente de Tresca en fonction de la teneur en hydrogène, on peut remarquer que les essais fissurants et non-fissurants sont clairement séparés par la courbe représentant le critère de fissuration à froid. Ce résultat valide le critère.
En conclusion, nous avons étudié le mécanisme de fissuration à froid dans la ZAT et proposé un critère qui permet de prédire ce phénomène.

Perspectives

Le modèle d'endommagement ductile-fragile n'a pas pu être utilisé dans le modèle thermomécanique qui simule le procédé de soudage. Il serait intéressant de l'introduire dans la modélisation thermomécanique du procédé du soudage. Pour ce faire, il est indispensable de réaliser des essais de traction interrompus sous hydrogène contrôlé pour les phases ferritique et bainitique, afin d'identifier les paramètres du modèle d'endommagement ductile-fragile.

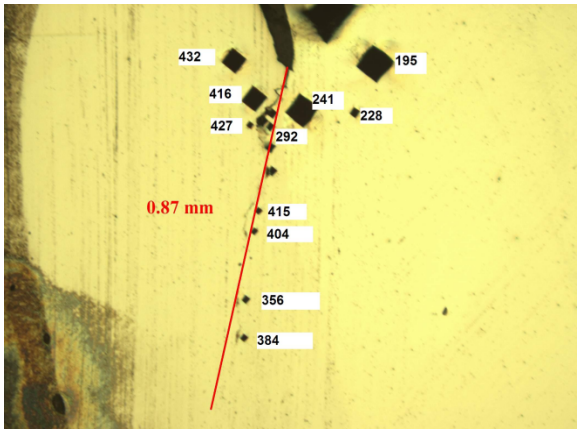
En outre, le critère que nous avons établi ne permet pas de simuler la propagation de la fissure. Les méthodes telles que la méthode des éléments cohésifs ou la méthode des éléments finis étendus (X-FEM) peuvent être utilisées pour simuler la propagation d'une fissure à froid.

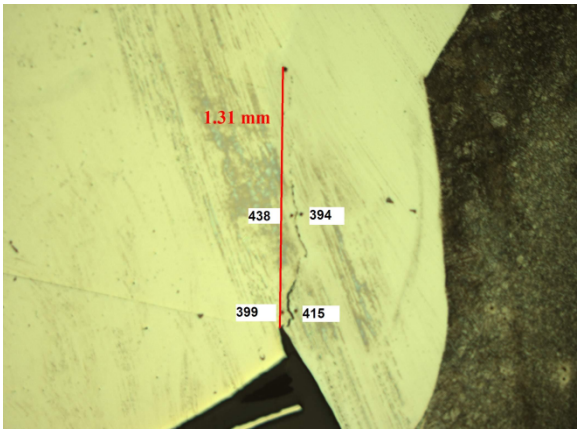
Enfin, nos travaux permettent de prédire l'initiation ou non de la fissuration à froid dans une situation de réparation et avec des paramètres de soudage donnés, sans préchauffage ni postchauffage.

Annexes

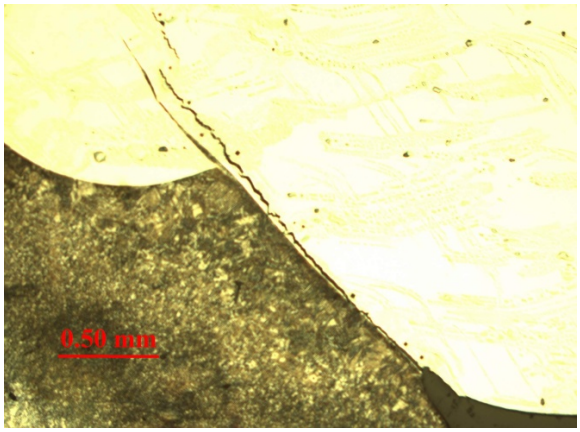
A. Les fissures à froid des essais de type Tekken

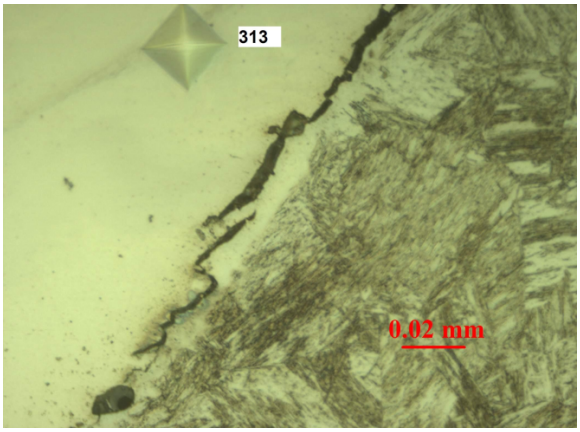
E13H2E40



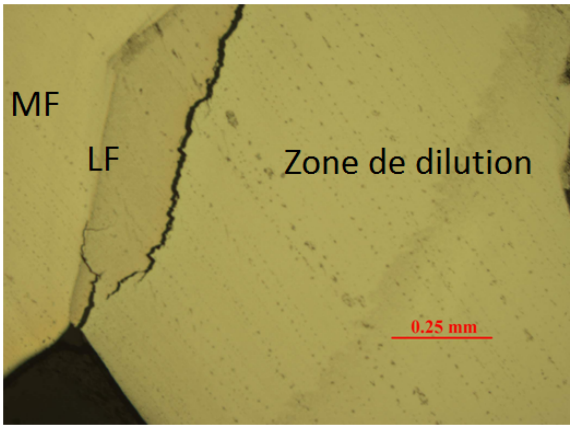


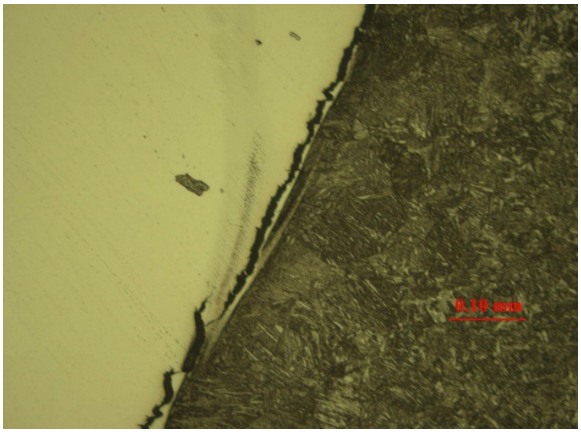
E13H5E40



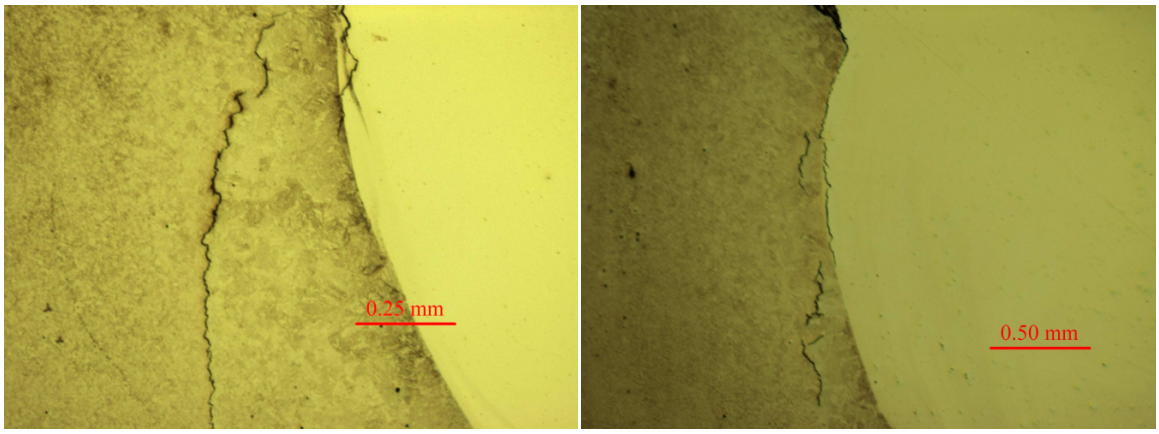


E16H5E30

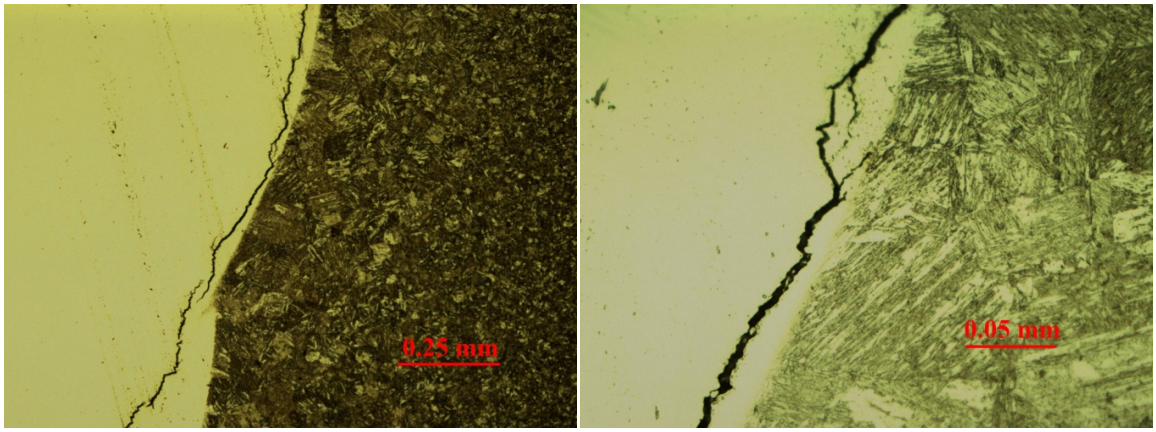




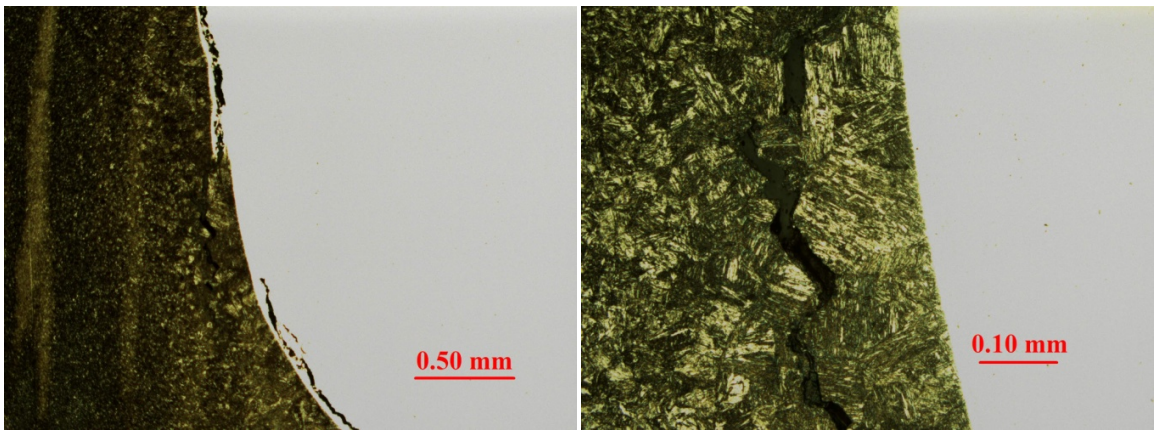
E16H5E40



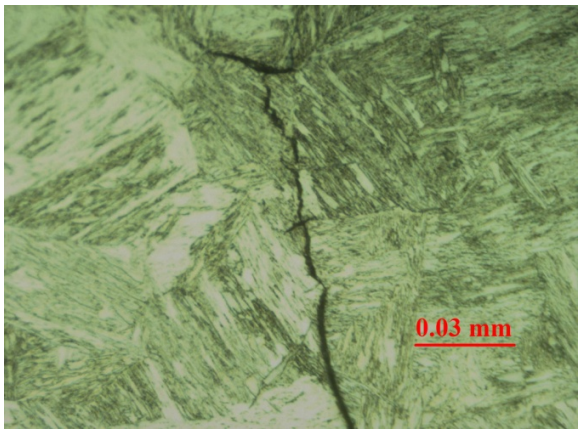
E19H2E30

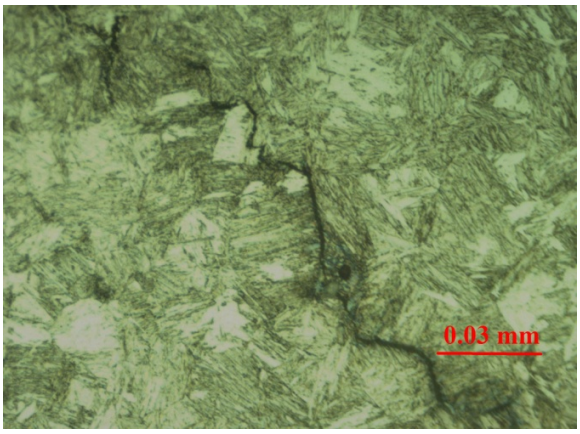


E19H2E40

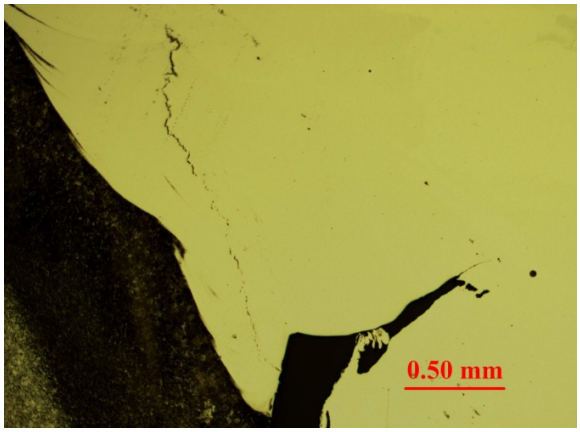


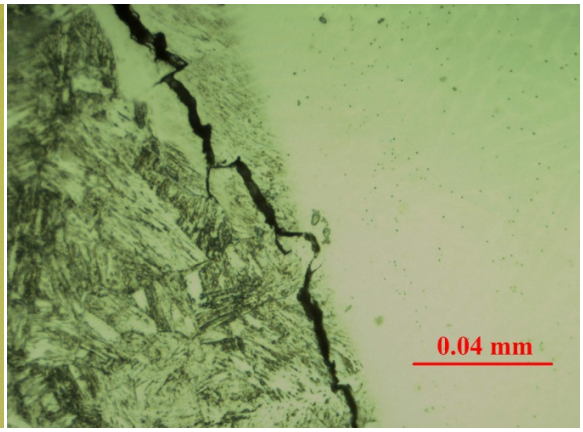
E19H5E30



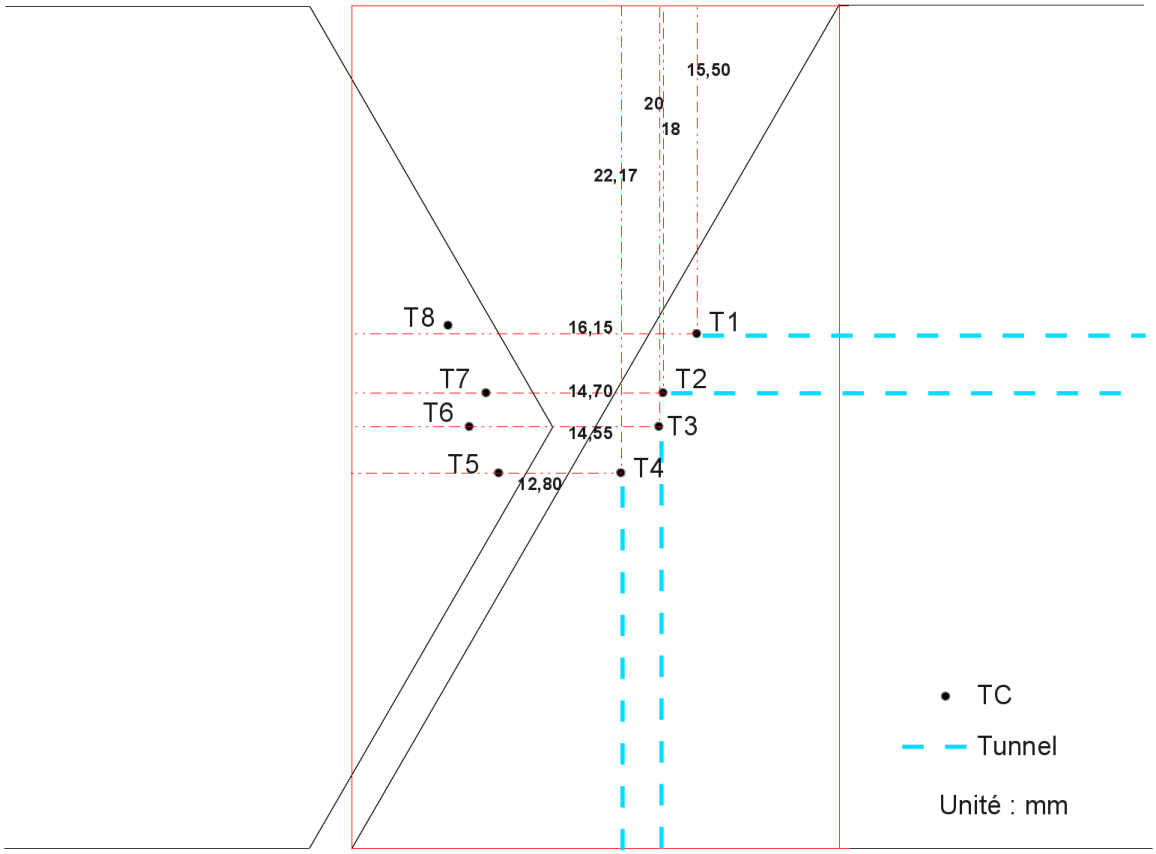


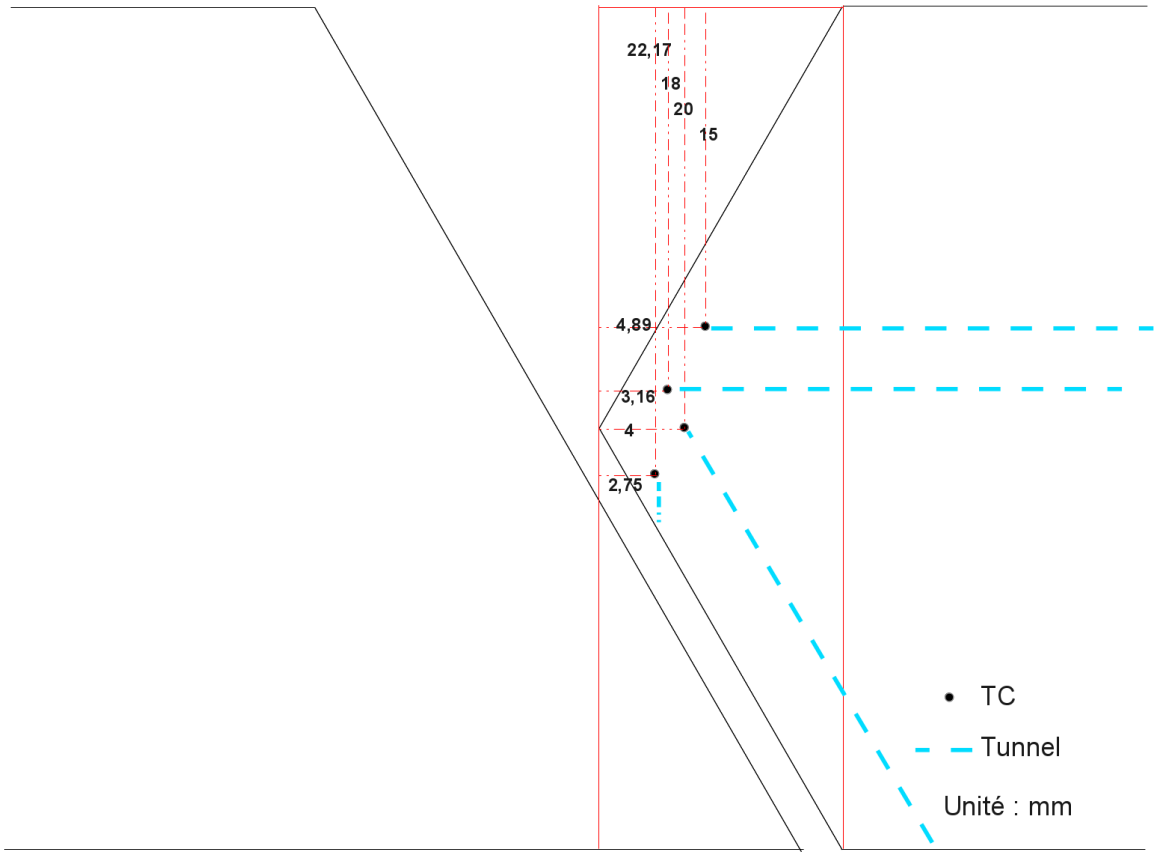
E19H5E40



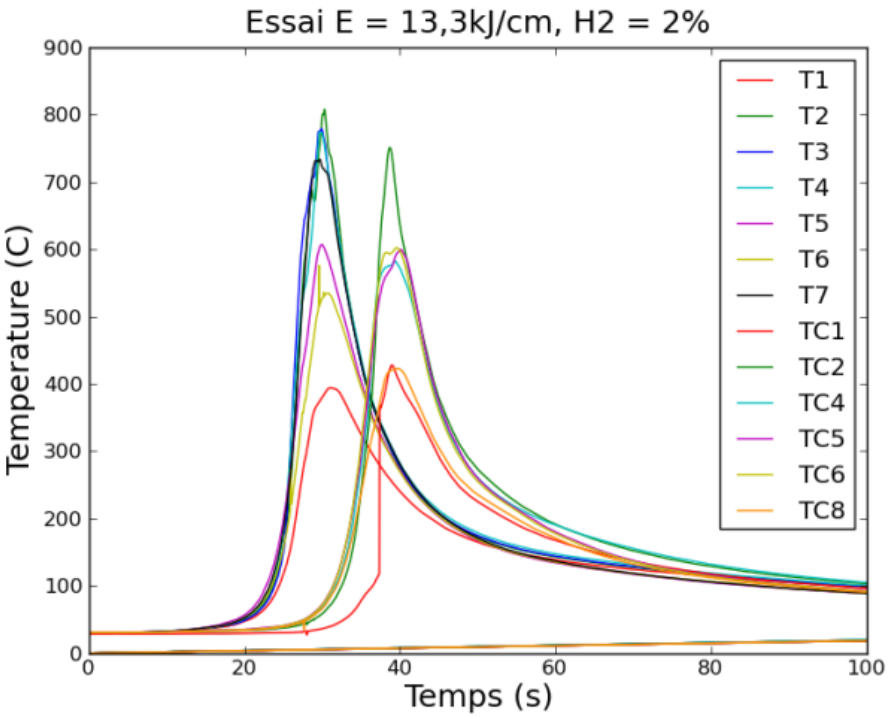


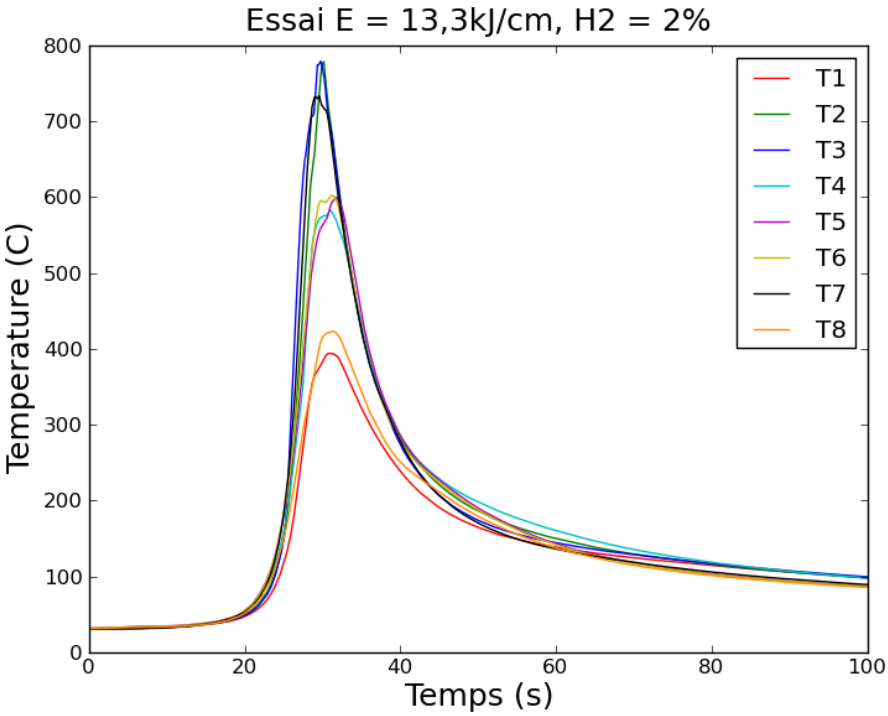
B. Schéma du positionnement des thermocouples

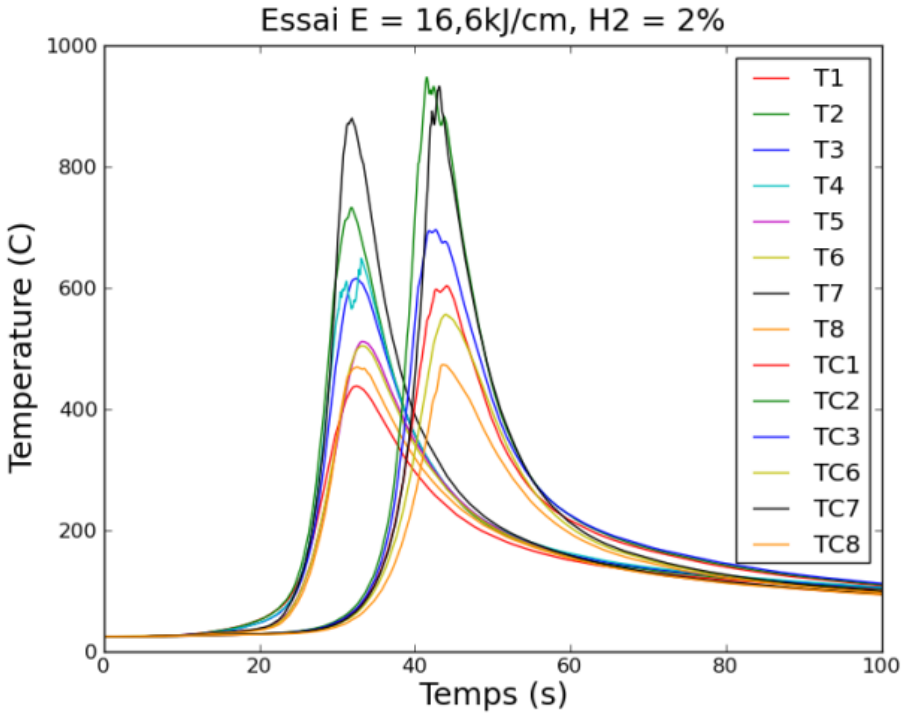


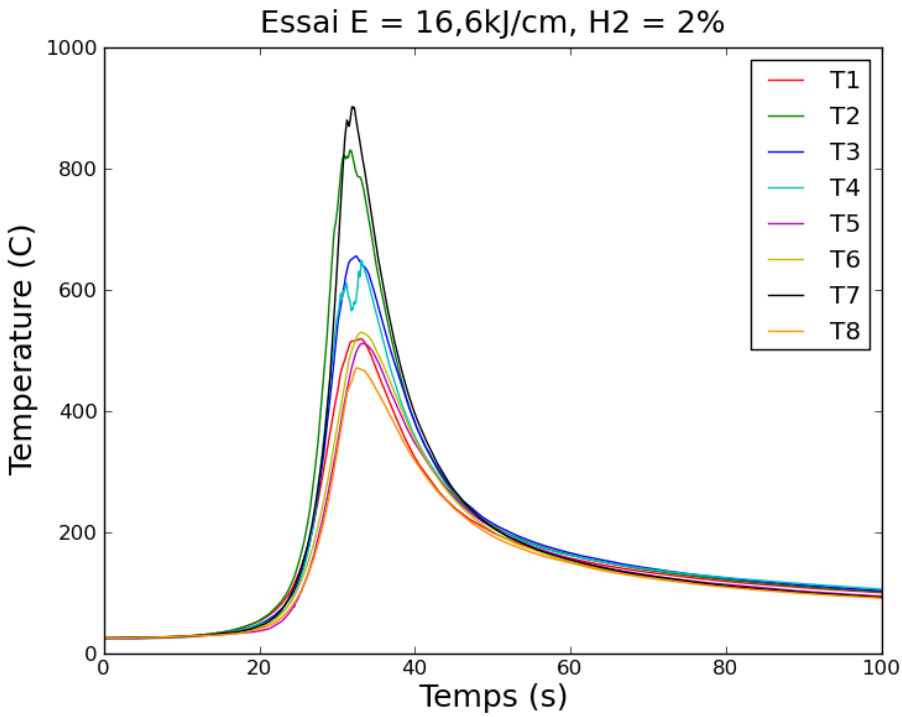


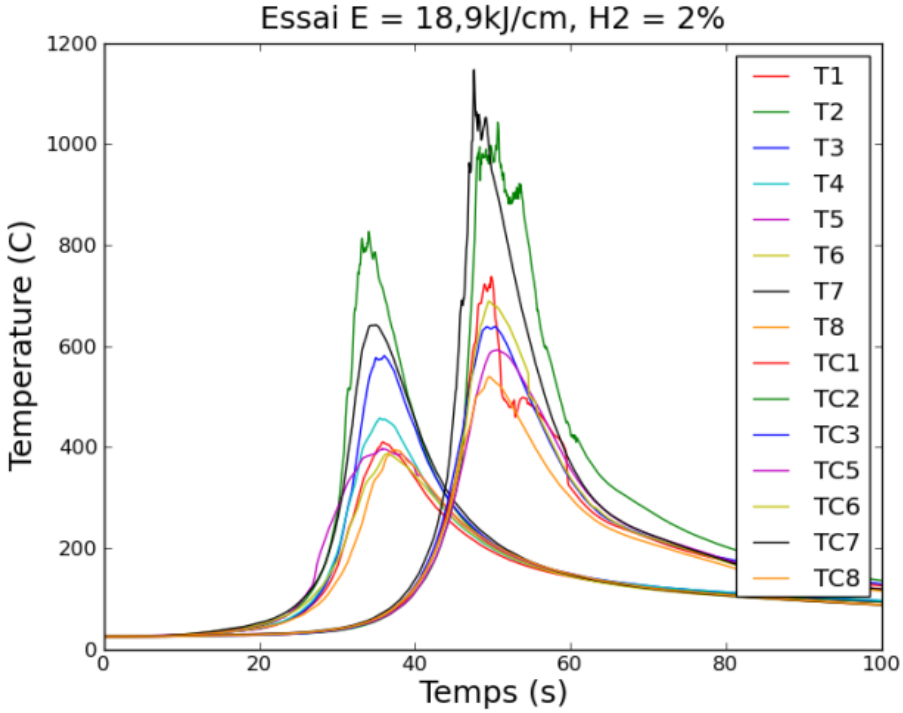
C. Les courbes de température mesurée et les courbes de température après le traitement

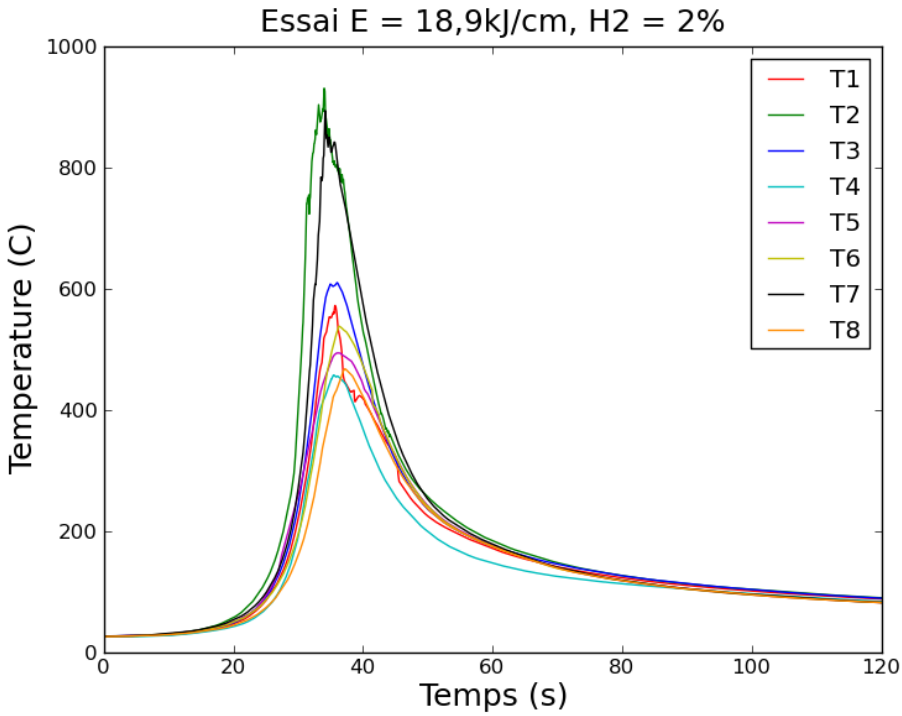


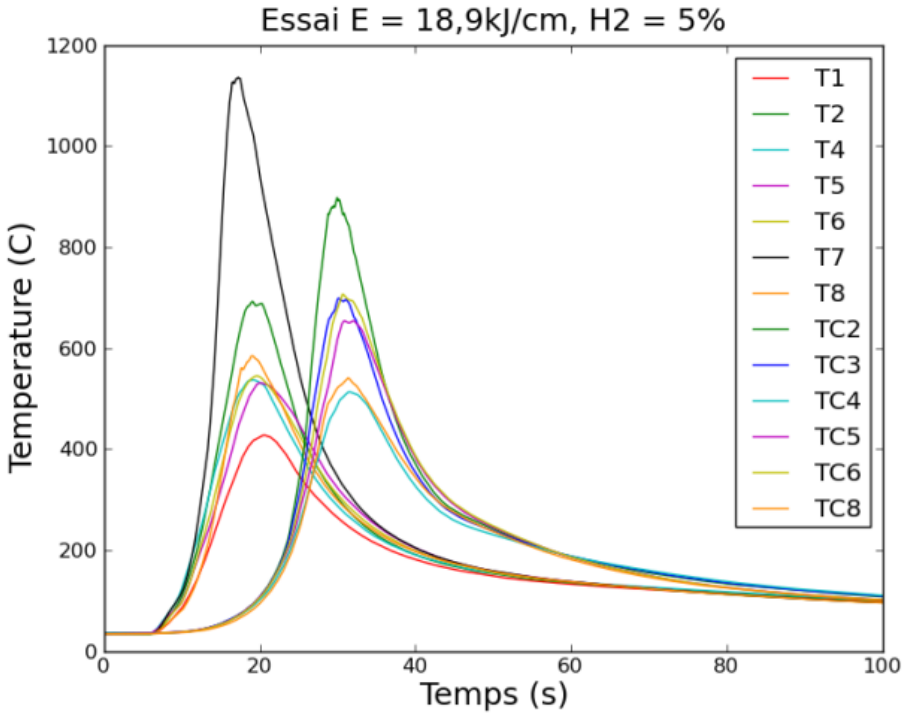


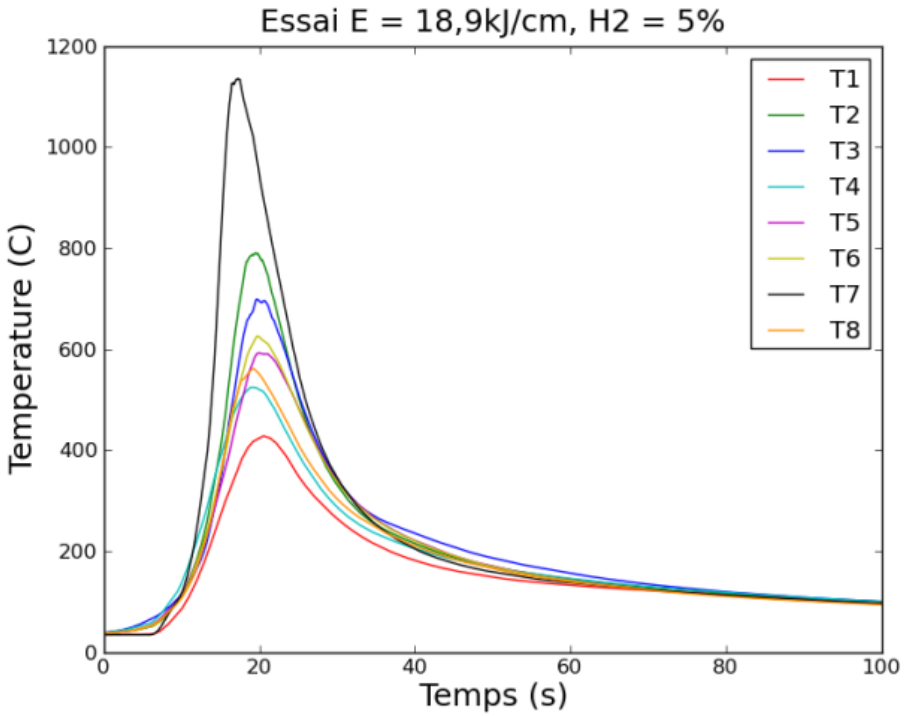

Essai E = 16,6kJ/cm, H2 = 2%
Temperature (C)
Temps (s)
0
200
400
600
800
1000
0
20
40
60
80
100
T1
T2
T3
T4
T5
T6
T7
T8
TC1
TC2
TC3
TC6
TC7
TC8


Essai E = 16,6kJ/cm, H2 = 2%
Temperature (C)
Temps (s)
0
200
400
600
800
1000
0
20
40
60
80
100
T1
T2
T3
T4
T5
T6
T7
T8


Essai E = 18,9kJ/cm, H2 = 2%
Temperature (C)
Temps (s)
T1
T2
T3
T4
T5
T6
T7
T8
TC1
TC2
TC3
TC5
TC6
TC7
TC8


Essai E = 18,9kJ/cm, H2 = 2%
Temperature (C)
Temps (s)
T1
T2
T3
T4
T5
T6
T7
T8


Essai E = 18,9kJ/cm, H2 = 5%
Temperature (C)
Temps (s)
T1
T2
T4
T5
T6
T7
T8
TC2
TC3
TC4
TC5
TC6
TC8


Essai E = 18,9kJ/cm, H2 = 5%
Temperature (C)
Temps (s)
T1
T2
T3
T4
T5
T6
T7
T8

D. Caractéristiques thermiques du 16MND5 et du 316L

D.1 Flux thermique pour la simulation de l'essai de l'INSA [Cano 1999]

R (mm)	Flux (W/m^2)	R (mm)	Flux (W/m^2)	R (mm)	Flux (W/m^2)	R (mm)	Flux (W/m^2)
0	781787,9139	22	290748,4503	44	234,7535075	66	-1903,16757
2	781787,9139	24	211374,649	46	269,664947	68	-3693,54424
4	779907,106	26	143669,5828	48	156,0384311	70	-4376,04927
6	772831,2517	28	89991,26291	50	380,2969185	72	-4209,39245
8	756307,2119	30	50729,75099	52	1334,089832	74	-3654,94570
10	726777,7881	32	24635,51391	54	2990,793291	76	-3132,15995
12	682255,755	34	9311,113907	56	4779,203179	78	2866,96
14	622604,0596	36	1789,331344	58	5835,930464	80	-2866,96
16	549310,2185	38	-843,281317	60	5485,266689		
18	465822,1921	40	-950,557767	62	3598,496238		
20	377512,245	42	-258,969044	64	791,8815849		

D.2 Conductivité λ et enthalpie H du 16MND5 [Cano et Angles 2008]

T (°C)	λ (10^{-6}W/m/K)	T (°C)	λ (10^{-6}W/m/K)	T (°C)	H(J)	T (°C)	H(J)
Dans la ZAT		Dans le métal de base		Dans la ZAT		Dans le métal de base	
20	37,7	20	37,7	0	0	0	0
50	38,6	50	38,6	163	597,1	400	1624
100	39,9	100	39,9	170	605,56	604	2718,46
121	40,2	121	40,2	180	607,92	680	3250,46
150	40,5	150	40,5	190	610,96	723	3638,28
200	40,53	200	40,5	200	614,84	733	3720,96
250	40,24	226	40,3	210	619,81	744,9	3812,84
300	39,7	250	40,2	220	626,18	758,2	3913,81
350	39,07	300	39,5	230	634,32	771,2	4032,93
400	38,19	327	39	240	644,75	781,5	4167,45
450	36,94	350	38,7	250	658,1	788,6	4260,71
500	35,63	400	37,7	260	675,2	799,1	4353,55
550	34,1	427	37	270	697,08	815,4	4458,32
600	32,53	450	36,6	280	725,09	835,4	4571,81
650	30,96	500	35,5	290	760,95	949,6	5190,08
700	29,38	527	34,9	300	806,86	1402	7698,63
750	27,81	550	34,3	310	865,63		
800	26,24	600	33	320	940,87		
850	24,66	627	32,3	330	1037,19		
900	25,39	650	31,8	340	1160,49		
950	26,13	700	30,68	350	1318,34		
1000	26,86	750	28,71	360	1520,42		
1050	27,59	800	26,24	370	1655,67		
1100	28,33	850	24,66	380	1681,29		
1150	29,06						

1200	29,79	900	25,39	390	1703,73	
1250	30,53	950	26,13	400	1727,17	
1300	31,26	1000	26,86	410	1750,62	
1350	32,03	1050	27,59	420	1774,07	
1400	32,77	1100	28,33	430	1811,51	
1450	33,5	1150	29,06	440	1869,11	
1500	34,23	1200	29,79	450	1928,71	
		1250	30,53	460	1993,49	
		1300	31,26	470	2071,88	
		1350	32,03	480	2160,55	
		1400	32,77	490	2265,07	
		1450	33,5	500	2404,43	
		1500	34,23	510	2567,95	
				520	2728,76	
				530	2874,22	
				540	3006,65	
				550	3095,32	
				560	3143,87	
				570	3155,6	
				1402	7698,63	

D.3 Conductivité λ et enthalpie H du 316L

T (°C)	λ (10^{-6}W/m/K)	T (°C)	H(J)
20	14,12	20	0.
100	15,26	100	300.212
200	16,69	200	703.902
300	18,11	300	1127.3295
400	19,54	400	1562.132
500	20,96	500	2004.232
600	22,38	600	2451.282
700	23,81	700	2905.107
800	25,23	800	3373.557
900	26,66	900	3860.257
1000	28,08	1000	4357.392
1100	29,5	1200	5361.377
1200	30,93	1450	6603.346
1300	32,35	1500	8658.636
1400	33,78	1600	9131.044
1450	35	1700	9598.790
1500	68	1800	10062.
1800	72		

E. Diagramme TRC du 16MND5 [Cano et Angles 2008]

```
TRC=DEFI_TRC(HIST_EXP=(
 _F(VALE = (
  -5.000E-02, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.585E+02,
   1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
   7.900E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.200E+02,
   8.000E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.165E+02,
   8.000E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.100E+02,
   8.000E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 4.950E+02,
   8.000E-01, 0.000E+00, 1.900E-01, 3.600E+02,
  8.000E-01, 0.000E+00, 2.000E-01, 3.450E+02,),),
 _F(VALE = (
  -1.000E-01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.591E+02,
   1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
   6.700E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.200E+02,
   6.800E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.159E+02,
   6.800E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.247E+02,
   6.800E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.150E+02,
   6.800E-01, 0.000E+00, 3.100E-01, 3.700E+02,
  6.800E-01, 0.000E+00, 3.200E-01, 3.603E+02,),),
 _F(VALE = (
  -1.500E-01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.595E+02,
   1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
   6.100E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.200E+02,
   6.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.155E+02,
   6.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.386E+02,
   6.200E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.300E+02,
   6.200E-01, 0.000E+00, 3.700E-01, 3.750E+02,
  6.200E-01, 0.000E+00, 3.800E-01, 3.664E+02,),),
 _F(VALE = (
   3.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.042E+02,
   3.000E-02, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
   3.000E-02, 0.000E+00, 9.600E-01, 4.000E+02,
  3.000E-02, 0.000E+00, 9.700E-01, 3.958E+02,),),
 _F(VALE = (
  -6.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.041E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 9.900E-01, 4.000E+02,
  0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E+00, 3.959E+02,),),
 _F(VALE = (
  -7.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.041E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 9.900E-01, 4.000E+02,
  0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E+00, 3.959E+02,),),
 _F(VALE = (
  -8.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.041E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 9.900E-01, 4.000E+02,
  0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E+00, 3.959E+02,),),
 _F(VALE = (
  -9.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.043E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
   0.000E+00, 0.000E+00, 9.400E-01, 4.000E+02,
  0.000E+00, 0.000E+00, 9.500E-01, 3.957E+02,),),
 _F(VALE = (
  -1.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
```

```
-2.000E-01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.599E+02,
1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
5.600E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.200E+02,
5.700E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.151E+02,
5.700E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.478E+02,
5.700E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.400E+02,
5.700E-01, 0.000E+00, 4.200E-01, 3.800E+02,
5.700E-01, 0.000E+00, 4.300E-01, 3.722E+02,),),
_F(VALE = (
-3.000E-01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.606E+02,
1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
4.900E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.200E+02,
5.000E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.144E+02,
5.000E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.569E+02,
5.000E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.500E+02,
5.000E-01, 0.000E+00, 4.900E-01, 3.850E+02,
5.000E-01, 0.000E+00, 5.000E-01, 3.781E+02,),),
_F(VALE = (
-5.000E-01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.618E+02,
1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
4.100E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.200E+02,
4.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.132E+02,
4.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.712E+02,
4.200E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.650E+02,
4.200E-01, 0.000E+00, 5.700E-01, 3.900E+02,
4.200E-01, 0.000E+00, 5.800E-01, 3.838E+02,),),
_F(VALE = (
-1.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.586E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.994E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.950E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 9.000E-01, 4.000E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 9.100E-01, 3.956E+02,),),
_F(VALE = (
-1.200E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.946E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.900E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E-01, 4.000E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 8.400E-01, 3.954E+02,),),
_F(VALE = (
-1.500E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.849E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.800E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 7.400E-01, 4.000E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 7.500E-01, 3.951E+02,),),
_F(VALE = (
-1.800E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.802E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.750E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 6.700E-01, 4.040E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 6.800E-01, 3.988E+02,),),
_F(VALE = (
-2.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.753E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.700E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 6.300E-01, 4.060E+02,
0.000E+00, 0.000E+00, 6.400E-01, 4.007E+02,),),
_F(VALE = (
-2.500E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
```

```
 1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.500E+02,
 2.900E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.300E+02,
 3.000E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.214E+02,
 3.000E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.853E+02,
 3.000E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.800E+02,
 3.000E-01, 0.000E+00, 6.900E-01, 4.000E+02,
 3.000E-01, 0.000E+00, 7.000E-01, 3.947E+02,),),
_F(VALE = (
 -1.500E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.550E+02,
 1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.450E+02,
 2.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.400E+02,
 2.300E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.300E+02,
 2.300E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.951E+02,
 2.300E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.900E+02,
 2.300E-01, 0.000E+00, 7.600E-01, 4.000E+02,
 2.300E-01, 0.000E+00, 7.700E-01, 3.949E+02,),),
_F(VALE = (
 -2.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.456E+02,
 1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.350E+02,
 1.700E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.500E+02,
 1.800E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.394E+02,
 1.800E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.999E+02,
 1.800E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.950E+02,
 1.800E-01, 0.000E+00, 8.100E-01, 4.000E+02,
 1.800E-01, 0.000E+00, 8.200E-01, 3.951E+02,),),
_F(VALE = (
 -3.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.300E+02,
 1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.200E+02,
 1.100E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.700E+02,
 1.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.600E+02,
 1.200E-01, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.047E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.657E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.600E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 5.400E-01, 4.100E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 5.500E-01, 4.043E+02,),),
_F(VALE = (
 -3.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.559E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.500E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 4.700E-01, 4.150E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 4.800E-01, 4.091E+02,),),
_F(VALE = (
 -4.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.368E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 3.500E-01, 4.150E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 3.600E-01, 4.082E+02,),),
_F(VALE = (
 -5.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.230E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.150E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 2.600E-01, 4.150E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 2.700E-01, 4.070E+02,),),
_F(VALE = (
 -6.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 5.094E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 5.000E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.900E-01, 4.150E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 2.000E-01, 4.056E+02,),),
_F(VALE = (
 -8.000E+01, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
```

```
 1.200E-01, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
 1.200E-01, 0.000E+00, 8.700E-01, 4.000E+02,
 1.200E-01, 0.000E+00, 8.800E-01, 3.953E+02,),),
_F(VALE = (
 -4.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.220E+02,
 1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.100E+02,
 6.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.800E+02,
 7.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.680E+02,
 7.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 6.044E+02,
 7.000E-02, 0.000E+00, 1.000E-02, 6.000E+02,
 7.000E-02, 0.000E+00, 9.200E-01, 4.000E+02,
 7.000E-02, 0.000E+00, 9.300E-01, 3.956E+02,),),
_F(VALE = (
 -5.000E+00, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.200E+02,
 1.000E-02, 0.000E+00, 0.000E+00, 7.000E+02,
```

```
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 4.921E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 1.000E-02, 4.750E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 8.000E-02, 4.150E+02,
 0.000E+00, 0.000E+00, 9.000E-02, 3.979E+02,),),
_F(VALE = (
 -1.000E+02, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,),),
_F(VALE = (
 -4.000E+02, 1.100E+01, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00,
 0.000E+00, 0.000E+00, 0.000E+00, 8.300E+02,),),),
TEMP_MS=_F(SEUIL=0.3,
           AKM=-30.791,
           BKM=11.698,
           TPLM=-1.,),
 GRAIN_AUST=_F(DREF = 11.0,),) ;
```

F. Caractéristiques thermomécaniques du 16MND5 et 316L [Cano et Angles 2008]

F.1 Modules d'Young

T (°C)	E (MPa) 16MND5	T (°C)	E (MPa) 316L
20	181670	20	195,6E3
200	181996	400	173E+03
388	169803	600	155,0E3
500	161666	700	144,1E3
591	136429	900	116,8E3
665	98380	1100	80,0E3
775	73639	1300	30,0E3
887	59629	1400	10,0E3
987	42654	1800	800
1123	41243		
1300	4000		

F.2 Coefficients de dilatation

T (°C)	α (1/K) 16MND5 ferritique	T (°C)	α (1/K) 16MND5 austénitique	T (°C)	α (1/K) 316L
25	1,25E-05	25	20,E-06	20	15,9E-6
		35	20,2E-06	100	16,4E-6
100	1,31E-05	50	20,3E-06	200	17,0E-6
		100	20,4E-06	300	17,5E-6
350	1,50E-05	200	20,6E-06	400	17,9E-6
		400	21,2E-06	500	18,3E-6
700	1,50E-05	600	21,7E-06	600	18,7E-6
		700	21,9E-06	700	19,0E-6
		800	22,2E-06	800	19,4E-6
		900	22,4E-06	900	19,6E-6
		1000	22,7E-06		

F.3 Coefficients de Poisson

Le coefficient de Poisson est pris constant pour toutes les phases du 16MND5 : $\upsilon = 0{,}3$

Pour l'acier 316L : $\upsilon = 0{,}294$

F.4 Limites d'élasticité (MPa)

T (°C)	Ferrite	Bainite	Martensite	Austénite	316L
20,0	342,	775,	1275,	200,	286,
200,0	286,	668,	1112,	200,	212,
400,0	253,	581,	959,	150,	180,
500,0	227,5	514,5	849,5	120,	
600,0	164,5	376,5	624,5	95,	137,
650,0	110,	260,	434,		
700,0	85,	185,	300,	75,	
750,0	70,	125,	190,		
800,0	60,	70,	90,	60,	135,
850,0	50,	50,	50,	52,	
1000,0	30,	30,	30,	30,	70,
1100,0	18,	18,	18,	18,	35,
1250,0	5,	5,	5,	5,	13,

F.5 Modules d'écrouissage (MPa)

T (°C)	Ferrite	T (°C)	Bainite	T (°C)	Martensite	T (°C)	Austénite	T (°C)	316L
20	3558	20	3500	20	7000	20	2100	20	2400
200	3051	200	3500	200	6880	200	2100	200	2400
400	3136	500	3500	388	6300	388	2000	400	2400
500	2240	578	3500	500	3500	500	1800	600	2400
600	994	678	1000	570	3500	600	1700	700	2400
650	50	800	1000	630	3500	649	1100	800	2350
700	50	1000	1000	675	1000	775	600	900	1500
				1000	1000	887	480	1000	800
						987	200	1100	725
						1123	100	1200	150
								1300	10

F.6 Loi de mélange non-linéaire

x	0	0,125	0,25	0,5	0,75	1
$g(x)$	0	0,0186	0,101	0,392	0,672	1

G. Implantation du modèle de diffusion de l'hydrogène dans Code_Aster

Le modèle de diffusion d'hydrogène est implanté dans *Code_Aster* via des macro-commandes en utilisant le solveur de l'équation de la chaleur, où on remplace la température *T* par la concentration *C*. Dans un premier temps, nous allons développer le modèle de diffusion de l'hydrogène (G.1) pour que ce dernier ressemble à l'équation de la chaleur.

$$\begin{cases} \dfrac{\partial C}{\partial t} + \dfrac{\partial (C_T)}{\partial t} = \nabla(P\nabla\left(\dfrac{C}{(1+\varsigma_1 p)S}\right)) \\ \dfrac{\partial C_T}{\partial t} = k_{ir} C(1 - \dfrac{C_T}{(1+\varsigma_2 p)C_T^0}) \end{cases} \tag{G.1}$$

En prenant $S' = (1+\varsigma_1 p)S$:

$$P\nabla\left(\frac{C}{(1+\varsigma_1 p)S}\right) = P\nabla\left(\frac{C}{S'}\right) = \frac{P}{S'}\nabla C + \frac{P}{S'^2}\nabla S' \tag{G.2}$$

Ainsi, l'équation (G.1) devient :

$$\frac{\partial C}{\partial t} - \nabla(\frac{P}{S'}\nabla C) = \nabla(\frac{P}{S'^2}\nabla S') + k_{ir} C(1 - \frac{C_T}{(1+\varsigma_2 p)C_T^0}) \tag{G.3}$$

On rappelle ici l'équation de la chaleur :

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla(\lambda \nabla T) = q \tag{G.4}$$

où q est une source thermique.

Par comparaison, nous pouvons construire les macro-commandes suivantes :

1. MACRO_D qui modélise $\dfrac{P}{S'}$ pour remplacer λ ;
2. MACRO_GRAD qui modélise $\nabla(\dfrac{P}{S'^2}\nabla S')$ en considérant ce dernier comme un flux imposé ;
3. MACRO_SOUR qui modélise $k_{ir} C(1 - \dfrac{C_T}{(1+\varsigma_2 p)C_T^0})$ pour modéliser l'apport d'hydrogène.

A chaque instant *i*, on calcule l'hydrogène piégé par une méthode implicite :

$$\frac{C_T^i - C_T^{i-1}}{\Delta t} = k_{ir} C^{i-1}(1 - \frac{C_T^i}{(1+\varsigma_2 p^i)C_T^0}) \tag{G.5}$$

X^i est le champ de X à l'instant i. $\Delta t = t^i - t^{i-1}$.

A noter que P et S' dépendent de la température, de la phase métallurgique, de la contrainte et de la déformation plastique. Chaque macro-commande utilise les résultats du calcul thermo-métallo-mécanique. Une loi de mélange linéaire est adoptée pour prendre en compte les deux phases : α et γ.

$$P = \sum_{i=1}^{4} Z_i P_\alpha + Z_a P_\gamma \ ; \ S' = \sum_{i=1}^{4} Z_i S'_\alpha + Z_a S'_\gamma \qquad \text{(G.6)}$$

Ainsi, les équations de diffusion de l'hydrogène peuvent être résolues numériquement.

Nous présentons ici un exemple tiré de [Leblond 1984] pour valider notre implantation numérique. L'essai expérimental consiste à déposer un revêtement d'épaisseur de *3,5mm* en 316L sur une pièce en 16MND5 (Figure G.1).

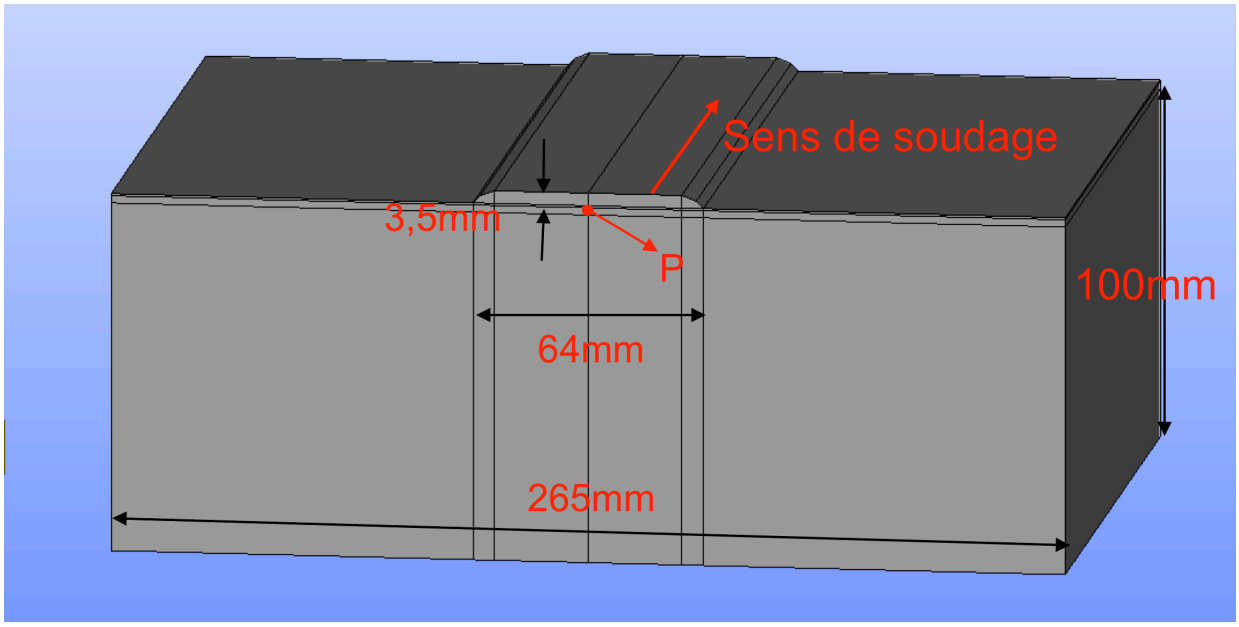


Figure G.1 : *Géométrie de l'essai réalisé par Leblond [Leblond 1984]*

La simulation thermo-métallo-mécanique-diffusion est réalisée en 2D. Les paramètres pour le calcul thermo-métallo-mécanique ne sont pas donnés dans [Leblond 1984]. Nous avons donc utilisé le même modèle thermo-métallo-mécanique que pour la simulation de l'essai de type Tekken. Pour le calcul de la diffusion de l'hydrogène, nous avons utilisé les mêmes paramètres que [Leblond 1984].

La figure G.2 montre une comparaison de l'évolution de la concentration de l'hydrogène diffusible à un point situé à 0,5mm sous le revêtement au milieu la pièce (marqué P ans la figure G.1).

On a observé que dans la courbe donnée par Leblond, il y a une re-augmentation à l'instant t=140s. Ceci correspond au moment où l'austénite se transforme en martensite. Sur la maquette de la figure G.1, au dessus de ce point P, la phase reste en austénite, donc la solubilité est plus élevée. Mais sous ce point, la phase s'est transformée en bainite, donc la solubilité est moins élevée. Ainsi, l'activité $\frac{C}{S}$ en bas est plus élevée qu'en haut. Il y a un recul de l'hydrogène du bas vers le haut. Ceci crée une re-augmentation de la concentration d'hydrogène.

Dans la courbe issue du calcul de Code_Aster, cet effet de re-augmentation intervient à l'instant 90s. Mais cet effet est moins important que celui qui est exhibé par le calcul de Leblond. Comme notre modèle thermo-métallo-mécanique n'est pas tout à fait le même que celui de Leblond, nous considérons que cet écart est acceptable. C'est donc ce modèle de diffusion de l'hydrogène que nous utilisons dans tous nos calculs.

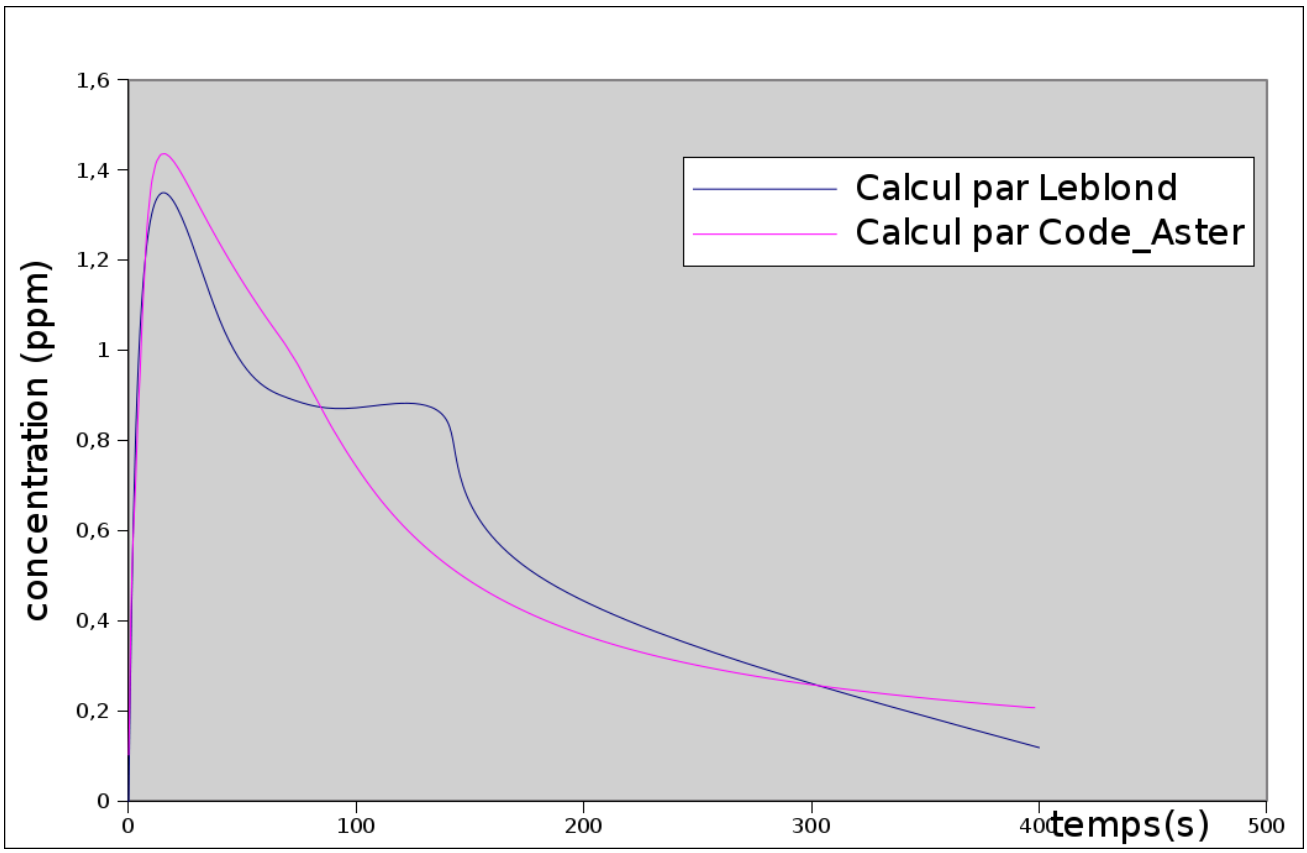


Figure G.2 : *Comparaison de l'évolution de la concentration de l'hydrogène diffusible entre les calculs de Leblond et celui de Code_Aster*

Bibliographie

A

[Andersson 1980] B. A. B. Andersson : ASME *Journal of Engineering Materials and Technology 102, 64,* 1980.

[Angles 2010] J. Angles : Modélisation élasto(visco)plastique prenant en compte des transformations métallurgiques. *Documentation Aster,* EDF R&D, 2010.

[Angles 2011] J. Angles : Modélisation et Simulation de la Fissuration à Froid : Etude numérique d'une maquette pour la préparation d'essais. *Note interne d'EDF H-T59-2011-02090-FR*, 2011.

[Angles 2013] J. Angles : Modèle de comportement métallurgique des aciers. *Documentation Aster,* EDF R&D, 2013.

[Arata et al. 1972] Y. Arata, K. Nishiguchi, T. Ohji et N. Kohsai : Weldability concept on hardness prediction. *IIW DOC. IV-263-72,* 1972.

B

[Beachem 1972] C. D. Beachem : A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen embrittlement). *Metall. Trans.,* 3, 437-451, 1972.

[Bebey et Waeckel 1998] A. Bebey-Fourcot et F. Waeckel : Validation des modèles métallurgiques du Code_Aster via la simulation de deux trempes. *Note EDF DER HI-74/98/003/0*, 1998.

[Bénard et al. 1991] J. Bénard, A. Michel, J. Philibert et Talbot : *Métallurgie générale*. 2e édition, 1991.

[Bergheau 2004] J.-M. Bergheau : Modélisation numérique des procédés de soudage, *techniques de l'ingénieur, BM7758*, 2004.

[Blondeau 2008] R. Blondeau : Metallurgy and Mechanics of Welding. *ISTE*, 2008.

[Bottoni 2010] M. Bottoni : Loi d'endommagement d'un matériau élastique fragile, *Documentation Code_Aster,* 2010.

[Brass et al. 2005] A. M. Brass, J. Chêne et L. Coubreuse : Fragilisation des aciers par l'hydrogène. Technical report, *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques*, 2005.

C

[Cano 1999] V. Cano : Simulation complète des expériences du chauffage laser du disque N4 et comparaison avec l'expérience. *Note interne EDF HI-74/99/002/A,* 1999.

[Cano et Angles 2008] V. Cano et J. Angles : Recueil bibliographique de caractéristiques thermiques, métallurgiques et mécaniques de l'acier 16MND5. *Note interne EDF H-T64-2008-03224-FR*, 2008

[Cavallo 1998] N. Cavallo : Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la Z.A.T. lors d'une opération de soudage. *Thèse de doctorat, INSA Lyon*, 1998.

[Chêne 2009] J. Chêne : L'hydrogène dans les matériaux métalliques en relation avec les interactions plasticité-environnement, 2009.

[Coe 1973] F. R. Coe : Welding steels without hydrogen cracking. *The Welding Institute*, *Cambridge, England,* 1973.

[Coret et Combescure 2002] M. Coret et A. Combescure : A mesomodel for the numerical simulation of the multiphasic behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steels). *Int. J. Mech. Sci. 44, 1947–1963,* 2002.

[Cwiek 2007] J. Cwiek : Hydrogen degradation of high strength weldable steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, *20 :223-226,* 2007.

[Cwiek 2009] J. Cwiek : Hydrogen degradation of high-strength steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 37: 193-212,* 2009.

[Cwiek et Zielinski 2006] J. Cwiek et A. Zielinski : Mechanism of hydrogen enhanced-cracking of high-strength steel welded joints. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 18 :207-210,* 2006.

D

[Davidson et al. 1996] J. L. Davidson, S. P. Lynch and A. Majumdar : The Relationship Between Hydrogen-Induced Cracking Resistance, Microstructure and Toughness in High Strength Weld Metal. *Proceeding of the joint seminar: Hydrogen management in steel weldments,* 1996.

[Debiez 1984] S. Debiez : Détermination des conditions de soudage des aciers faiblement alliés pour prévenir le risque de fissuration à froid. *Technical report, Institut de Soudure*, 1984.

[Dearden et O'Neill 1940] J. Dearden and H. O'Neill : *Trans. Inst. Weld., vol. 3, pp. 203-214,* 1940.

G

[Gedeon 1987] S. A. Gedeon : Hydrogen assisted cracking of high strength steel welds. Thèse de doctorat, *Massachusetts Institute of Technology,* 1987.

[Gedeon et Eagar 1990a] S. A. Gedeon et T. W. Eagar : Test results substantiate and extend the Beachem theory on hydrogen embrittlement. *Welding research supplement, 213s-220s,* 1990.

[Gedeon et Eagar 1990b] S. A. Gedeon et T. W. Eagar : Thermochemical analysis of hydrogen absorption in welding. *Welding research supplement, 264s-269s,* 1990.

[Ginzburg et Ballas 2000] V.B. Ginzburg et R. Ballas : Flat rolling fundamentals. *CRC Press*, 2000.

[Goldak et al., 1984] J. Goldak, A. Chakravati et M. Bibby : A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transactions, 15B, 299–305,* 1984.

[Granjon 2007] H. Granjon : Bases métallurgiques du soudage, 2e Edition. *Institute De Soudure,* 2007.

[Graville 1986] B. A. Graville : A survey review of weld metal hydrogen cracking. *Welding in the*

World, 24 :190-199, 1986.

[Greenwood et Johnson, 1965] G.W. Greenwood et R.H. Johnson : The deformation of metals under small stresses during phase transformation. *Proceeding of the Royal Society of Sciences, A 283, 403–422,* 1965.

H

[Hakansson 2003] K. Hakansson : Submerged arc welding of weldox 900e in 50mm plate thickness hydrogen cracking tests. *IIX-Doc, The International Institute of Welding, II-A-117-03 :14p,* 2003.

[Hart 1984] P. H. M. Hart : The influence of steel cleanliness on haz hydrogen cracking. *IIW Doc. IX-1308-84,* 1984.

[Hipolite 2010] M. Hipolite : Le contrôle par répliques des matériels des centrales nucléaires. *EDF Groupe des laboratories*, 2010.

[Hopkin 1944] G. L. Hopkin : A suggest cause and general theory for the cracking of alloy steels on welding. *Welding Journal, NO. 11, 605-608,* 1944

[Horne 2003] M. R. Horne : Rayleigh Wave Acoustic Emission during Crack Propagation in Steel. *Thèse de doctorat, Virginia Polytechnic Institute and State University,* 2003

I

[ISO 17642] ISO17642 : Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques - Essais de fissuration à froid des assemblages soudés - Procédés de soudage à l'arc - Partie 1 généralités ; Partie 2 essais sur éprouvette auto-bridée ; Partie 3 essais sur éprouvette soumise à une charge extérieure. *Norme International ISO,* 2005.

[ISO 3690] ISO3690 : Détermination de la teneur en hydrogène dans le métal fondu pour le soudage à l'arc des aciers ferritique. *Norme International ISO,* 2000.

[ISO 6507] ISO6507 : Essai de dureté Vickers, *Norme International ISO.*

[ISO 6520] ISO6520-1 : Soudage et techniques connexes - Classification des défauts géométriques dans les soudures des matériaux métalliques - Partie 1 : Soudage par fusion. *Norme International ISO,* 2007.

K

[Koistinen et Marburger 1959] D. P. Koistinen et R. E. Marburger : A general equation prescribing extent of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels, *Acta Metallurgica, 7:59-60,* 1959.

[Krom 1998] A. H. M. Krom, R. W. J. Koers et A. Bakker : Hydrogen transport near a blunting crack tip. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids,* 1998.

L

[Leblond 1984] J.-B. Leblond : Etude théorique et numérique de la diffusion de l'hydrogène dans lesaciers. Thèse de doctorat d'état, *Université Pierre et Marie Curie Pairs VI*, 1984.

[Leblond 1989] J.-B. Leblond : Mathematical modeling of transformation plasticity in steels. Coupling with strain hardening phenomena. *International Journal of Plasticity, Vol.5 pp. 573-591*, 1989

[Leblond et Devaux, 1984] J.-B. Leblond et J. Devaux : A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica*, Vol.32, 137–146, 1984.

[Lecoester et al. 1999] F. Lecoester, J. Chêne et D. Noel : Hydrogen embrittlement of the ni-base alloy 600 correlated with hydrogen transport by dislocations. *Materials Science and Engineering,* 1999.

[Lee 2007] H. W. Lee : Weld metal hydrogen-assisted cracking in thick steel plate weldments. *Materials Science and Engineering, A 445-446 : 328 - 335,* 2007.

[Lorenz et Düren 1981] K. Lorenz et C. Düren : Evaluation of large diameter pipe steel weldability by means of the carbon equivalent. *In Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings, 322-332,* 1981.

[Lynch 1977] S.P. Lynch : "Mechanisms of Environment Sensitive Fracture of Materials," Eds., P.R. Swann, F.P. Ford, and A.R.C. Westwood, *The Metals Society, London, UK, 1977, pp. 201-212*.

[Lynch et al. 1996] S. P. Lynch, J. L. Davidson et A. Majumdar : The relationship between hydrogen induced cracking resistance, microstructure and toughness in high strength weld metal. *Hydrogen management in high strength steel weldments*, 1996.

M

[Marigo 1989] J. J. Marigo : Constitutive relation in plasticity, damage and fracture mechanics based on a work property. *Nuclear Engineering and Design 114 (1989) 249-272*

[McNabb et Foster 1963] A. McNabb, P.K. Foster, *Trans. TMS-AIME*, 227 (1963), p. 618

[Murry 1994] G. Murry : Soudage et soudabilité métallurgique des métaux. *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, pages M715 1-34,* 1994.

[Moron et al. 2000] J.L. Moron, D. Bonnefois et P.J. Cunat : Souder les aciers inoxydables, *OTUA*, 2000.

[Moumni et al. 2011] Z. Moumni, F. Roger et N. T. Trinh : Theoretical and numerical modeling of the thermomechanical and metallurgical behavior of steel. *International Journal of Plasticity 27 (2011) 414–439*.

N

[Nagao et al. 2012] A. Nagao, C. D. Smith, M. Dadfarnia, P. Sofronis et I.M. Robertson : The role of hydrogen in hydrogen embrittlement fracture of lath martensitic steel. *Acta Materialia 60 (2012) 5182-5189*

[Nevasmaa 2003] P. Nevasmaa : Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds. *Thèse de doctorat, University of Oulu,* 2003.

O

[Olson et al. 1996] D. L. Olson, I. Maroef, C. Lensing, R. D. Smith, W. W. Wang, S. Liu, T. Wildeman et M. Eberhart : Hydrogen management in high strength steel weldments, Melbourne, October 1996. Proceedings of the Seminar.

[Ostby et al. 2012]E. Østby, C. Thaulow et O. M. Akselsen : Quantitative Relation Between Acoustic Emission Signal Amplitude and Arrested Cleavage Microcrack Size, *International Journal of Fracture, September 2012, Volume 177, Issue 1, pp 73-80*

P

[Padhy et al. 2012] G. K. Padhy, V. Ramasubbu, S. K. Albert, N. Murugesan et C. Ramesh : Hot extraction of diffusible hydrogen and its measurement using a hydrogen sensor. *Doc. IIW-2262,* 2012.

[Pesci 2004] R. Pesci : Etude micromécanique et caractérisation expérimentale du comportement et de l'endommagement de l'acier de cuve 16MND5 a basses temperature. *Thèse de doctorat, L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers,* 2004.

[Pitrun 2004] M. Pitrun : The effect of welding parameters on levels of diffusible hydrogen in weld metal deposited using gas shielded rutile flux cored wires. Thèse de doctorat, *University of Wollongong,* 2004.

[Pokhodnya et Shvachko 1996] I.K. Pokhohdnya et V.I. Shvachko : Cold cracks in welded joints of structural steels. *Materials Science, Vol.32, No. 1,* 1996.

[Pussegoda et Tyson 1981] L. N. Pussegoda et W. R. Tyson : Hydrogen embrittlement of HSLA steel, *Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 20, No. 4, pp. 407-419,* 1981.

R

[Rice et Tracey 1969] J. R. Rice et D. M. Tracey : On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, J. Mech. Phys. Solids 17 (1969) 201-217.*

[Rousselier 1981] G. Rousselier : Finite constitutive strain relations including ductile fracture ramming", in Three-Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture, ED. *Nemat-Nasser, North Holland publishing company, pp. 331-355 (1981)*

[Rousselier 1987]] G. Rousselier : Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture, *Nuclear Engineering and Design 105 97-113 (1987)*

[Rousselier 2001]] G. Rousselier : The Rousselier model for porous metal plasticity and ductile fracture, in Handbook of Materials Behavior Models, ED. J. Lemaitre, *Academic Press, pp. 436-445, (2001)*

S

[Schutz 2012] J. Schutz : Soudabilité des aciers. *Institut De Soudure*, cours de formation métallurgique, 2012.

[Sirois et Birnbaum 1991] E. Sirois et H. K. Birnbaum : Effects of hydrogen and carbon on thermally activated deformation in nickel. Technical report, *University of Illinois at Urbana-Champaign,* 1991.

[Sofronis et McMeeking 1989] P. Sofronis et R. M. McMeeking: Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip. *J. Mech. Phys. Solids, 37 :317-350,* 1989.

[Schwartz 1979] L. Schwartz, Analyse Hilbertienne , édition Hermann, Paris, 1979.

T

[Taha et Sofronis 1999] A. Taha et P. Sofronis : A micromechanics approach to the study of hydrogen transport and embrittlement. *Engineering Fracture Mechanics,* 1999.

[Tanguy et Besson, 2012] B. Tanguy et J. Besson : Endommagement ductile des aciers : identification des modèles à partir de l'experimentation, Journée MECAMAT « Rupture Ductile », 2012

[Trinh 2008] N.T. Trinh : Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers. Thèse de doctorat, *Ecole Polytechnique et ENSTA ParisTech,* 2008.

[Troiano 1960] A.R. Troiano : The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. *Trans. ASM, 52, 1960, 54-80.*

V

[Viyanit 2005] E. Viyanit : Numerical simulation of hydrogen assisted cracking in supermartensitic stainless steel welds. Thèse de doctorat, *Universität der Bundeswehr Hamburg,* 2005.

W

[Waeckel 1994] F. Waeckel : Une loi de comportement thermo-metallurgique des aciers pourle calcul mécanique des structures. Thèse de doctorat, *ENSAM,* 1994.

Y

[Yurioka et al. 1987] N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya, et H. J. U. Cotton : Prediction of haz hardness of transformable steels. *Metals Construction 19 (4) 217R-223R.* 1987.

[Yurioka et Suzuki 1990] N. Yurioka et H. Suzuki : Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. *International Materials Reviews, vol. 35, no. 4, pp. 217-249,* 1990.

[Zhu et al. 1997] C. Zhu, R. H. Byrd, J. Nocedal, L-BFGS-B : Algorithm 778: L-BFGS-B, FORTRAN routines for large scale bound constrained optimization, *ACM Transactions on Mathematical Software, Vol 23(4), pp.550-560,* 1997.